Anales de Mecánica de la Fractura

TEXTO DE LAS COMUNICACIONES PRESENTADAS EN EL

XXVIII ENCUENTRO DEL GRUPO ESPAÑOL DE FRACTURA

Gijón

6, 7 y 8 de abril de 2011

© ANALES DE MECÁNICA DE LA FRACTURA
Editado por la Secretaría del Grupo Español de Fractura

Reservados todos los derechos para todos los países.
Ninguna parte de esta publicación, incluido el diseño de la cubierta puede ser reproducida, almacenada o transmitida de ninguna forma, ni por ningún medio, sea electrónico o cualquier otro, sin previa autorización escrita por parte de la Editorial.

Depósito Legal: AS-1444-2011
I.S.S.N: 0213-3725

Impreso en España. *Printed in Spain*.
Imprime: Eujoa Artes Gráficas

EDITORIAL

Este número de los Anales de Mecánica de la Fractura recoge las 135 Comunicaciones presentadas en el XXVIII Encuentro del Grupo Español de Fractura, celebrado en Gijón los días 6, 7 y 8 de Abril de 2011 y organizado por el comité asturiano de fractura y la Sociedad Española de Integridad Estructural-Grupo Español de Fractura.

En este vigésimo octavo Encuentro hemos contado con la participación de tres relevantes conferenciantes invitados: La profesora Britta Pyttel del Facugebiet und Institut für werkstoffkunde. Technische Universität Statliche Materialprüfungs Anstalt Darmstadt (Alemania), la Doctora Mª Lluisa Maspoch profesora de la Universidad Politécnica de Cataluña y directora del Instituto Catalá del Plástic y el Dr Mario Guigliano profesor del Departamento de Ingeniería Mecánica del Politecnico di Milano (Italia). Al igual que en años anteriores, y gracias a la colaboración de sus editores, los artículos más relevantes presentados al encuentro serán publicados en las revistas *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures* y *Journal of Strain Analysis for Engineering Design*. Una vez más, agradecemos a los responsables de estas revistas su apoyo a nuestras actividades.

Los organizadores también deseamos agradecer el apoyo prestado por las siguientes entidades que han colaborado en la organización y financiación del Encuentro: Universidad de Oviedo, IUTA, Gobierno del Principado de Asturias, Ministerio de Ciencia y Tecnología, Ayuntamiento de Gijón y Cajastur. Asimismo agradecemos el gran esfuerzo realizado por las empresas afines a este encuentro, que con su patrocinio han contribuido a hacer posible la organización del mismo: INSTRON, ZWICK ROELL, SEM-MTS-RUMULL, WALTER-BAI.

También queremos expresar nuestro agradecimiento a los miembros del Comité Científico y a nuestros colaboradores tanto de la Universidad de Oviedo como del ITMA y de la Fundación Universidad de Oviedo que han participado activamente en la organización de este Encuentro. Por último no podemos dejar de mencionar a todos los autores de los trabajos presentados que con su esfuerzo han hecho posible la publicación del vigésimo octavo número de los Anales de Mecánica de la Fractura.

Gijón, Abril de 2011

Cristina Rodríguez González
Inés Peñuelas Sánchez
Manuel López Aenlle
Alfonso Fernández Canteli
Javier Belzunce Varela
Ricardo Lezcano Ruiz
Sergio Rivera Monte
Gustavo Guinea Tortuero
Antonio Martín Meizoso

ÍNDICE

VOLUMEN I

CONFERENCIAS INVITADAS

FATIGUE STRENGTH AND FAILURE MECHANISMS IN THE VHCF-REGION
B. Pyttel, D. Schwerdt, I. Brunner, C. Berger……..... 2

PERSPECTIVES AND PROBLEMS IN SHOT PEENING, A MECHANICAL TREATMENT TO IMPROVE THE FATIGUE BEHAVIOUR OF STRUCTURAL PARTS
M. Guagliano……. 9

FRACTURA POST-CEDENCIA DE POLÍMEROS
M.Ll. Maspoch, E. Franco-Urquiza, O.O. Santana, J. Gamez-Perez, M. Sánchez-Soto, J. I. Velasco, A.B. Martínez…… 21

FRACTURA DE MATERIALES BIOLÓGICOS Y BIOMATERIALES

DETERMINACIÓN DE LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE LAS CUERDAS TENDINOSAS DE VÁLVULAS MITRALES HUMANAS, FUNCIONALES Y CALCIFICADAS, MEDIANTE ENSAYOS DE TRACCIÓN
J. A. Casado, S. Diego, D. Ferreño, E. Ruiz, I. Carrascal, D. Méndez, J.M. Revuelta, A. Pontón and F. Gutiérrez-Solana……... 33

CRITERIOS DE FALLO DE LA MADERA BAJO CARGA MULTIAXIAL
C. Blanco, J.M. Cabrero, K.G. Gebremedhin, A. Martín-Meizoso…….. 39

INFLUENCIA DE LA RADIACIÓN UV EN LAS PROPIEDADES MECÁNICAS Y EN EL COMPORTAMIENTO EN FRACTURA DE UN POLÍMERO ARTIFICIAL BIOINSPIRADO EN LA SEDA DE ARAÑA
G. B. Perea, G. V. Guinea, J. Pérez-Rigueiro, G. R. Plaza, C. Karatzas, M. Elices……... 45

RELATIONSHIP BETWEEN FIBRE ORIENTATION AND TENSILE STRENGTH OF NATURAL COLLAGEN MEMBRANES FOR HEART VALVE LEAFLETS
J-Y. Bourges, F. J. Rojo, G. V. Guinea……... 51

STRENGTH AND STIFFNESS OF REPAIRED TENDONS
A. M. Paleczny, F.J. Rojo, J.M. Atienza, J-Y. Bourges, G.V Guinea……... 57

CARACTERIZACIÓN DEL COMPORTAMIENTO MECÁNICO DE LA AORTA DESCENDENTE
A. Pezzani, C. García-Herrera……. 63

PROPIEDADES MECÁNICAS Y RESISTENCIA DE AORTAS ASCENDENTES PATOLÓGICAS
A. Tobaruela1, F.J. Rojo, G.V. Guinea, A. Forteza…….. 69

FRACTURA DE MATERIALES CERÁMICOS Y PÉTREOS

CARACTERIZACIÓN DEL COMPORTAMIENTO EN FRACTURA DE PANELES SANDWICH DE PLACAS DE YESO LAMINADO Y LANA DE ROCA
J.A. Alonso, E. Reyes, J.C. Gálvez …….. 77

FRACTURA POR CONTACTO EN RECUBRIMIENTOS FELDESPÁTICOS SOBRE CIRCONA DENTAL
A. Rueda, M. Anglada, E. Jiménez …………..... 83

FULLY-DEVELOPED FRACTURE PROCESS ZONE AS A MATERIAL CONSTANT
L. Saucedo, R. C. Yu, G. Ruiz…….. 89

HYDROTHERMAL AGEING OF CRACKED 3Y-TZP
F. García Marro, A. Mestra, M. Anglada……... 95

DAÑO POR CONTACTO HERTZIANO EN UN NANOCOMPUESTO Ce-TZP/Al_2O_3
F. García Marro, A. Mestra, M. Anglada……... 101

STRAIN RATE EFFECT ON THE COMPRESSIVE BEHAVIOUR OF HIGH-STRENGTH CONCRETES
X. X. Zhang, G. Ruiz, R. C. Yu, E. Poveda, R. Porras……. 107

EVOLUCIÓN DE LAS PROPIEDADES ELÁSTICAS DE MATERIALES DE TITANATO DE CIRCONIO CON LA TEMPERATURA
E. López-López, J. P. Erauw, F. Cambier, R. Moreno, C. Baudín…….. 113

COMPORTAMIENTO MECÁNICO DE CINTAS SUPERCONDUCTORAS DE YBaCuO A 300 K Y 77 K
K. Konstantopoulou, J. Y. Pastor, J. J. Roa, M. Segarra…….. 119

TENACIDAD Y TRABAJO DE FRACTURA DE UN MATERIAL FRÁGIL DE ALÚMINA
A. García-Prieto, C. Baudín……. 125

DAÑO POR FATIGA EN HORMIGONES RECICLADOS
C. Thomas, J. Setién y J. A. Polanco……... 131

MECHANICAL PROPERTIES OF EPITAXIAL WAFER EQUIVALENTS
E. M. Tejado Garrido, J. Y. Pastor Caño, T. Orellana Pérez, V.C. Funke, W. Fütterer……... 137

INFLUENCIA DE LA ADICIÓN DE FIBRAS DE POLIPROPILENO SOBRE EL COMPORTAMIENTO EN FRACTURA DE ELEMENTOS DE HORMIGÓN DE ANCHO VARIABLE
H. Cifuentes, M. Alcalde, F. Medina…….. 143

EVALUACIÓN ESTRUCTURAL MEDIANTE ULTRASONIDOS DEL EFECTO DEL ESPESOR DE LA JUNTA DE MORTERO EN MUROS DE FÁBRICA DE LADRILLO CERÁMICO SOMETIDOS A ESFUERZOS DE COMPRESIÓN UNIAXIAL HASTA SU ROTURA
S. M. Monteagudo, M. J. Casati, J. C. Gálvez, J. Kratochvil, G. Al-Assadi…… 149

ENSAYOS DE COMPRESIÓN DIAMETRAL DE ANILLOS DE VIDRIO: ANÁLISIS ESTADÍSTICO DE LA FRACTURA
F. Capel, C. Baudín, J. Jiménez, A. Rodríguez…… 155

COMPORTAMIENTO MECANICO DE ARIDOS RECICLADOS PARA HORMIGON
I. Sosa C. Thomas, J. A. Polanco…… 161

FRACTURA DE MATERIALES METÁLICOS

ESTUDIO FRACTOGRÁFICO DE LOS ACEROS INOXIDABLES DÚPLEX UNS S32205 y UNS S32750 CON DISTINTOS TRATAMIENTOS TÉRMICOS
M.V Biezma, C. Berlanga, J. Larrea……... 169

FRAGILIZACION POR HIDROGENO EN ACEROS INOXIDABLES DE ALTA RESISTENCIA
F.J. Recio, C. Alonso, U. Nurnberger y Y Wu…… 175

ESTUDIO EXPERIMENTAL DE UNIONES CON TORNILLOS DE ALTA RESISTENCIA
G. Ruiz, X. X. Zhang, M. Camara, I. Puente…….. 181

COMPORTAMIENTO A FRACTURA DE ALEACIONES W-V: INFLUENCIA DE LOS ALEANTES Y EL PROCESAMIENTO
T. Palacios, J.Y. Pastor, M.V. Aguirre, A. Martín, J. Llorca, A. Múñoz, M.A. Monge, R. Pareja……... 187

EVOLUCION DE LAS CARACTERISTICAS MECÁNICAS DE ACEROS SAE 1008 Y SAE 1010 DURANTE UN PROCESO DE LAMINADO EN FRIO DE ALAMBRON. COMPORTAMIENTO EN ROTURA
R. Bueno , D.Villegas, G. Hernández…….. 193

ESTUDIO DE FRACTURAS DE TOCHOS DE EXTRUSIÓN Y PERFILES EXTRUIDOS EN LA ALEACIÓN DE ALUMINIO AA 6082
J. Pérez-Ilzarbe, J. Fernández Carrasquilla, L. Solaberrieta…….. 199

ANÁLISIS DE LA DEFORMACIÓN DE ROTURA EN EL ENSAYO DE TRACCIÓN EN PROBETAS CILÍNDRICAS DE ACERO PERLÍTICO
F. Suárez, D.A. Cendón, , J.M. Atienza, J.C. Gálvez, M. Elices……... 205

COMPORTAMIENTO EN FRACTURA DE PROBETAS PRISMÁTICAS ENTALLADAS SOMETIDAS A SOLICITACIONES DE TRACCION
R. Rodríguez, F. J. Ayaso y J. Toribio…… 211

EFECTO DE LA MICROESTRUCTURA EN LA NUCLEACIÓN Y PROPAGACIÓN DE FISURAS EN ACEROS DE HERRAMIENTA DE TRABAJO EN FRÍO
I. Picas, N. Cuadrado, D. Casellas, A. Goez, L. Llanes…… 217

FRACTURA POR CORROSIÓN DE UN COMPONENTE DE ACERO INOXIDABLE AISI 316L DEBIDA A LA PRESENCIA DE FASE SIGMA GENERALIZADA
O. Conejero, E. Mielgo…… 223

INFLUENCIA DE LA TEMPERATURA DE RECOCIDO EN EL COMPORTAMIENTO A FRACTURA DE UN ACERO DP600 DURANTE EL ENSAYO HET
J. M. Artímez, F. J. Belzunce…….. 229

FRACTURA DE POLÍMEROS Y MATERIALES COMPUESTOS

ANÁLISIS DEL EFECTO ENTALLA EN EL PMMA MEDIANTE EL USO DE LA TEORÍA DE LAS DISTANCIAS CRÍTICAS
V. Madrazo, S. Cicero, I.A. Carrascal, M. Laporta……... 237

DETERMINACIÓN DE LA TENACIDAD DE FRACTURA UMBRAL DE POLIPROPILENOS EN LA REGIÓN DE TRANSICIÓN DÚCTIL-FRÁGIL
A. Salazar, J. Rodríguez, A. Martínez, P. M. Frontini…….. 243

COMPORTAMIENTO AL IMPACTO CHARPY DE PA 6.6 RECICLADA REFORZADA CON FIBRA DE VIDRIO PROCEDENTE DE PLACAS PARA SUJECIÓN DE VIA FÉRREA
S. Diego, J. A. Casado, I. A. Carrascal, J. A. Polanco y F. Gutiérrez-Solana……. 249

CARACTERIZACIÓN DE POLIETILENOS DE ALTA DENSIDAD FRENTE AL FENÓMENO DEL CRECIMIENTO LENTO DE GRIETA
A. Adib, C. Domínguez, R. A García, M. Aroca, M.A. Garrido, J. Rodríguez……... 255

CARACTERIZACIÓN DE LOS MICROMECANISMOS DE DEFORMACIÓN Y DAÑO EN MATERIALES COMPUESTOS MEDIANTE IN-SITU SEM TEST Y CORRELACIÓN DIGITAL DE IMÁGENES
L. P. Canal, C. González, J. M. Molina-Aldareguía, J. Segurado, J. Llorca……. 261

STUDY OF KINK BAND FORMATION IN PBO FIBERS BY IN-SITU SEM BENDING TESTS
E. Lorenzo-Villafranca, K. Tamargo-Martínez, J.M. Molina-Aldareguia, C. González and J. Llorca…. 267

CHARACTERSATION OF IMPACT-INDENTATION BEHAVIOUR OF POLYMERIC MATERIALS BY FRACTIONAL MODELS
M. Mateos, M. Izquierdo, H. Zabala, F. Cortés, L. Aretxabaleta, M.A. Sarrionandia……. 273

OBTENCIÓN DE LA LEY DE COMPORTAMIENTO A IMPACTO-TRACCIÓN DE BAJA ENERGÍA DEL PP: COMPARATIVA PÉNDULO – CAIDA DE DARDO
G. Castillo, I. Urrutibeascoa…… 279

PREPARACIÓN Y CARACTERIZACIÓN A FRACTURA DE LÁMINAS DE PLA REFORZADAS CON NANOARCILLAS
J. Velázquez-Infante, J. Gamez-Perez, E. Franco-Urquiza, O.O. Santana, M.Ll. Maspoch…… 285

A STUDY ON THE STIFFNESS AND TOUGHNESS OF ENHANCED NANOFILLED EPOXY COMPOSITES
J.A.M. Ferreira, J.D.M. Costa, P.N.B. Reis and C. Capela…….. 291

INFLUENCIA DEL TIPO DE MATRIZ Y LA TEMPERATURA EN COMPUESTOS CARBONO-EPOXI, SOMETIDOS A DESLAMINACIÓN BAJO SOLICITACIÓN A FRACTURA EN MODO I
P. Coronado, A. Argüelles, J. Viña y A. F. Canteli…… 297

FATIGA E INTERACCIÓN CON EL MEDIO

THERMOMECHANICAL FATIGUE BEHAVIOUR AND LIFE PREDICTION OF C-1023 NICKEL BASED SUPERALLOY
A. García de la Yedra, A. Martín-Meizoso, R. Rodríguez Martín, J.L. Pedrejón…….. 305

LOADING FREQUENCY EFFECT ON THE FATIGUE BEHAVIOUR OF PLAIN CONCRETE AND FIBER REINFORCED CONCRETES
G. Ruiz, A. Medeiros, X. X. Zhang…….. 311

SOBRE LA ESTIMACIÓN DE LA VIDA A FATIGA DE UN ELEMENTO ENTALLADO
C. Navarro, J. Vázquez, J. Domínguez..... 317

CARACTERIZACIÓN DE UNA MÁQUINA PARA REALIZAR ENSAYOS DE FRETTING FATIGA CON CONTACTO CILÍNDRICO
R. Tam, J. Vázquez, C. Navarro, J. Domínguez..... 323

EFFECT OF COLD ROLLING ON THE HIGH CYCLE FATIGUE BEHAVIOUR OF AN AISI 301LN STAINLESS STEEL
A. Zapata, G. Fargas, A. Mateo..... 329

DESIGN AND ASSEMBLY OF AN ULTRASONIC FATIGUE TESTING MACHINE
M. Freitas, L. Reis, V. Anes, D. Montalvão, A. Ribeiro, M. Fonte..... 335

THE INFLUENCE OF TENSION/TORSION LOAD SEQUENCES ON FATIGUE DAMAGE OF 42CrMo4 STEEL
L. Reis, V. Anes, B. Li, M. Freitas..... 341

DETERMINACIÓN EXPERIMENTAL DE LA VIDA DE FRETTING FATIGA EN ENSAYOS DE CONTACTO COMPLETO Y CORRELACIÓN NUMÉRICA MEDIANTE X-FEM
E. Giner, M. Sabsabi, F.J. Fuenmayor..... 347

COMPARISON OF THE CRACK GROWTH BEHAVIOUR OF AA6082-T6 AND AA6061-T651 ALUMINIUM ALLOYS
L.P. Borrego, J.D. Costa, J.A.M. Ferreira, A.S. Ribeiro..... 353

DIRECCI ON DE INICIACI ON DE GRIETA BAJO CARGA DE FATIGA BIAXIAL EN FASE
V. Chaves, A. Navarro, C. Vallellano..... 359

APLICACIÓN DE UNA METODOLOGÍA OPTIMIZADA PARA LA SIMULACIÓN DEL DESGASTE DE SISTEMAS 3D SOMETIDOS A FRETTING
A. Cruzado, I. Lizarralde, M. Urchegui, X. Gomez..... 365

INLUENCIA DEL CAMPO TENSODEFORMACIONAL GENERADO POR TRATAMIENTOS TÉRMICOS EN LA FRAGILIZACIÓN POR HIDRÓGENO DE LA VASIJA DE UN REACTOR NUCLEAR
J. Toribio, D. Vergara, M. Lorenzo y J.J. Martín..... 371

INFLUENCIA DE LA MICROESTRUCTURA DEL ACERO EUTECTOIDE SOBRE LA PROPAGACIÓN CÍCLICA DE FISURAS: PERLITA Y ESFEROIDITA
B. González, J.C. Matos, J. Toribio..... 377

PROPAGACIÓN DE FISURAS POR FATIGA EN ACERO DE PRETENSADO: REGÍMENES ESTACIONARIO Y TRANSITORIO
J.C. Matos, B. González, J. Toribio..... 383

NUCLEACIÓN Y CRECIMIENTO DE GRIETAS PEQUEÑAS EN FATIGA BIAXIAL
B. Moreno, J. Zapatero , P. Lopez Crespo..... 389

ANÁLISIS NUMÉRICO Y EXPERIMENTAL DEL EFECTO DEL SHOT-PEENING SOBRE LA VIDA A FATIGA DE ACEROS INOXIDABLES DÚPLEX
P. Sanjurjo, C. Rodríguez, I. Peñuelas..... 395

ESTUDIO DE GRIETAS DE FATIGA EN MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ METÁLICA MEDIANTE TOMOGRAFÍA DE RAYOS X SINCROTRÓN
P. Lopez-Crespo, A. Kyrieleis, P. J. Withers, F.A. Garcia-Pastor, A. Lopez-Moreno, B. Moreno..... 401

DESARROLLO DE UN MODELO ESTADÍSTICO DE DAÑO BASADO EN EL EUROCÓDIGO 3
A. Sendín, M. López Aenlle, A. Fernández Canteli..... 407

FATIGUE BEHAVIOR OF NOTCHED LOW-ALLOY STEEL SPECIMENS SUBJECTED TO CONVENTIONAL AND SEVERE SHOT PEENING TREATMENTS
S. Bagheri Fard, I. Fernández Pariente, M. Guagliano..... 413

FATIGUE TESTING OF MATERIALS AND COMPONENTS UNDER MEAN LOAD CONDITIONS
F. Klubberg, I. Klopfer , C. Broeckmann, R. Berchtold, P. Beiss..... 419

VOLUMEN II

MÉTODOS ANALÍTICOS Y NUMÉRICOS

MODELO ANALÍTICO PARA LA EVALUACIÓN DEL FALLO POR TRACCIÓN DIAGONAL EN VIGAS DE HORMIGÓN ARMADO SIN CERCOS
J. R. Carmona, G. Ruiz……. 427

ANALYSIS OF THE FRACTURE OF REINFORCED CONCRETE FLAT ELEMENTS SUBJECTED TO EXPLOSIONS. EXPERIMENTAL PROCEDURE AND NUMERICAL VALIDATION
G. Morales-Alonso, D. A. Cendón, F. Gálvez, B. Erice, V. Sánchez-Gálvez…… 433

SIMULACION POR ELEMENTOS FINITOS DE LAS LINEAS DE CORRIENTE DEL CORROSIMETRO PARA MEDIDA IN SITU CON ANILLO DE GUARDA MODULADO
C. Andrade, J. Sanchez, J. Fullea, R. Ben-Hamadou……. 439

CARACTERIZACIÓN POR MEDIO DE UN MODELO NUMÉRICO DE ELEMENTOS FINITOS DE LA INFLUENCIA DE LA HUMEDAD EN LAS PROPIEDADES MECÁNICAS Y EN FRACTURA DE LA POLIAMIDA 6 REFORZADA CON FIBRA CORTA DE VIDRIO
D. Ferreño, I. Carrascal, E. Ruiz, J. A. Casado…….. 445

EL MÉTODO DE LOS ELEMENTOS FINITOS EXTENDIDOS (X-FEM) PARA MEDIOS BIDIMENSIONALES FISURADOS TOTALMENTE ANISÓTROPOS
G. Hattori, R. Rojas-Díaz, A. Sáez, F. García-Sánchez, N. Sukumar…….. 451

ANÁLISIS DEL COMPORTAMIENTO EN FRACTURA DE JUNTAS SECAS POSTENSADAS DE HORMIGÓN MEDIANTE MODELO DE ELEMENTOS FINITOS
M. Alcalde, H. Cifuentes, F. Medina…… 457

SIMULACIÓN NUMERICA MEDIANTE ELEMENTOS FINITOS DEL METODO DEL ENDERAZADO POR LLAMA EN PERFILES METÁLICOS
J. Portilla, D. Ferreño, R. Lacalle, J. A. Alvarez, E. Ruiz, F. Gutiérrez-Solana……. 463

MODELIZACIÓN NUMÉRICA DEL COMPORTAMIENTO MECÁNICO DE UN FIELTRO DE POLIPROPILENO
Á. Ridruejo, C. González, J. LLorca…… 469

PARAMETRIC STUDY OF THE EXPANSIVE JOINT MODEL FOR CRACKING OF CONCRETE DUE TO REBAR CORROSION
B. Sanz, J. Planas, J.M. Sancho…… 475

FEM SIMULATION OF THE SWAGE TUBE FORMING (STF) IN CYLINDERS SUBJECTED TO INTERNAL PRESSURE
H. Barbáchano, J.M. Alegre, I. I. Cuesta…… 481

ANÁLISIS DE LA VARIACIÓN DE PARÁMETROS DEL MODELO DE DAÑO DE GURSON-TVERGAARD SOBRE PROBETAS MINIATURA PREFISURADAS SPT
I. I. Cuesta, J.M. Alegre, H. Barbáchano……. 487

EVOLUCIÓN DE LA FORMA DE LA FISURA POR FATIGA EN CILINDROS SOMETIDOS A PRESIÓN INTERNA
J.M. Alegre, I. I. Cuesta…….. 493

METODOS DE CONVERSIÓN TIEMPO-FRECUENCIA PARA LA APLICACIÓN DEL PRINCIPIO DE CORRESPONDENCIA EN MATERIALES VISCOELÁSTICO LINEALES
P. Fernández, M.J. Lamela-Rey, A. Fernández-Canteli, J. García-Barruetabeña, F. Cortés, J.M. Abete.. 499

ESTUDIO NUMÉRICO Y EXPERIMENTAL DE GRIETAS EN MODO MIXTO EN CONCENTRADORES DE TENSIONES
D. Camas, I. Hiraldo, J. García-Manrique, P. Lopez-Crespo, A. Gonzalez-Herrera……. 505

APLICACIÓN DEL MODELO DE ENERGÍA DE FRACTURA LOCAL AL ESTUDIO DEL COMPORTAMIENTO EN FRACTURA DE SECCIONES EN T
H. Cifuentes, M. Alcalde, F. Medina…… 511

IMPORTANCIA DEL ABLANDAMIENTO TÉRMICO EN SIMULACIONES DE IMPACTOS EN PLACAS DE ACERO A ALTAS TEMPERATURAS
B. Erice, F. Gálvez, M. J. Pérez, D. Cendón, V. Sánchez-Gálvez…….. 517

APPLICATION OF COHESIVE ELEMENT SIMULATION TECHNIQUES TO MODEL DELAMINATION AND FIBER-BRIDGING IN COMPOSITE MATERIALS
A. Chiminelli, B. García, P. Sánchez, M. Lizaranzu, M.A. Jiménez…… 523

INICIACIÓN DEL DESPEGUE EN LA INTERFASE FIBRA MATRIZ BAJO UNA TENSIÓN BIAXIAL. APLICACIÓN DE UN CRITERIO ACOPLADO TENSIONAL Y ENERGÉTICO
I. G. García, V. Mantič…… 529

DEFORMACIÓN DE NANOHUECOS A TEMPERATURA FINITA MEDIANTE UNA APROXIMACIÓN ATOMÍSTICA Y CONTINUA
M. Ponga, I. Romero, M.P. Ariza …… 535

ANÁLISIS NUMÉRICO Y EXPERIMENTAL DE ELEMENTOS DE VIDRIO LAMINADO UTILIZANDO UN MODELO PROBABILÍSTCO DE DISEÑO
M. Menéndez, C. Pristbilla, M.J. Lamela, A. Fernández Canteli, M.C. Huerta, A. Pacios…….. 541

INFLUENCIA DEL TÉRMINO t33-STRESS EN EL ESTADO TENSIONAL TRIDIMENSIONAL EN GRIETAS DE ESQUINA EN MFEL
V.F. González Albuixech, E. Giner, J. Fernández Saez, A. Fernández Canteli…….. 547

DINÁMICA Y ESTABILIDAD DE DEFECTOS EN GRAFENO A TEMPERATURA FINITA
M.P. Ariza, R. Serrano, J.P. Méndez……... 553

ANÁLISIS MESOESTRUCTURAL DE LA FISURACIÓN EN PROCESOS EXPANSIVOS DEL HORMIGÓN
A. Campos, C.M. López, A. Aguado…… 559

CARACTERIZACIÓN DEL INICIO Y CRECIMIENTO DE GRIETAS DE INTERFAZ ENTRE FIBRA Y MATRIZ BAJO CARGAS TRANSVERSALES BIAXIALES USANDO EL MODELO DE INTERFAZ ELÁSTICA LINEAL-FRÁGIL
L. Távara, V. Mantič, E. Graciani, A. Blázquez, F. París…… 565

DISTANCIA EN EL ESPACIO DE TENSIONES Y CRITERIOS DE PLASTIFICACIÓN
C. Madrigal , A. Navarro……. 571

CALCULATION OF FATIGUE LIMITS FOR FINITE SIZED COMPONENTS USING A HYBRID FEM AND DDT METHOD
N. Larrosa, A. Navarro, V. Chaves…… 577

MODELO MICROMECÁNICO DE DAÑO CÍCLICO PARA INTERFACES HUESO-CEMENTO
J. A. Sanz, H. Esteban……... 583

ESTUDIO DEL COMPORTAMIENTO MECÁNICO DE LA INTERCARA COBRE-CARBONO MEDIANTE DINÁMICA MOLECULAR
A. Lasaosa, A. Luque, J. Aldazabal, J.M. Martínez-Esnaola, J. Gil Sevillano…… 589

ANALISIS DE LAS TENSIONES PARA LA INICIACIÓN DE LAS GRIETAS DE FATIGA Y SU SENSIBILIDAD A LA ENTALLA, POR EL MÉTODO DEL GRADIENTE MEDIANTE CALCULOS POR ELEMENTOS FINITOS. APLICACION A LOS ACEROS ALEADOS
C. Ferrer Giménez, L.A. Gómez Soler, M. Pascual Guillamón, J. Orozco, M. Sabsabi, K. A. Habib…… 595

PROPUESTA DE TENSIÓN EFECTIVA Y DISTANCIA CRÍTICA PARA EL ANÁLISIS DE COMPONENTES ENTALLADOS A FATIGA
C. Vallellano, A. Navarro, V. Chaves…….. 601

ESTUDIO NUMÉRICO DE LA EVOLUCIÓN A LO LARGO DEL ESPESOR DEL FACTOR DE INTENSIDAD DE TENSIONES
J. García-Manrique, D. Camas, A. Gonzalez-Herrera…….. 607

PAPEL DEL ESTADO TENSODEFORMACIONAL RESIDUAL GENERADO POR PRECARGAS SOBRE LA FRAGILIZACIÓN POR HIDRÓGENO DE ALAMBRES ENTALLADOS
M. Lorenzo, L. Aguado, D. Vergara, V. Kharin, J. Toribio…….. 613

UN MODELO NUMÉRICO DE DIFUSIÓN DE HIDRÓGENO EN ALAMBRES PRE-FISURADOS POR FATIGA
L. Aguado, M. Lorenzo, V. Kharin, J. Toribio…….. 619

SIMULACIÓN NUMÉRICA DEL PROCESO DE INYECCIÓN DE FISURAS DE ORIGEN TÉRMICO EN PRESAS DE HORMIGÓN
E. I. Villa, M. Braun, M. P. Zappitelli, A. Vaquero Hernández, C. G. Rocco……. 625

MODELO TENSORIAL PARA EL ANÁLISIS TRIDIMENSIONAL DE PLACAS FISURADAS SOLICITADAS EN MODO II Y MODO MIXTO
D. Fernández Zúñiga, E. Giner, S. Seitl, J. Fernández Sáez, A. Fernández Canteli…… 631

EXTENT OF SURFACE REGION NEAR CORNER POINTS
R. Branco, F.V. Antunes, J. D. Costa…….. 637

COMPORTAMIENTO A FRACTURA DE TUBERÍAS PARA TRANSPORTE DE GAS: INFLUENCIA DE LA CONSTRICCIÓN
R. Montero, I. Peñuelas, C. Rodríguez, F.J. Belzunce…… 643

MODELO 3D DE DAÑO PROGRESIVO PARA MATERIALES COMPUESTOS
J. E. Ortiz…… 649

SEGURIDAD Y DURABILIDAD DE ESTRUCTURAS

CÁLCULOS AB-INITIO DE FRAGILIZACIÓN POR HIDRÓGENO EN ACEROS DE ALTA RESISTENCIA: CAMBIO DE FASE
A. Castedo, J. Sanchez, P. de Andres, C. Andrade, J. Fullea…… 657

DEGRADACIÓN A LARGO PLAZO DE UNIONES ADHESIVAS ESTRUCTURALES: ENSAYOS EN MODO MIXTO DE PROBETAS DCB
J. C. Suárez, C. Alia, P. Pinilla, M. V. Biezma…….. 663

DETERIORO DEL HORMIGÓN SOMETIDO A CICLOS DE HIELO-DESHIELO EN PRESENCIA DE CLORUROS
H. L. Romero, M. J. Casati, J. C. Gálvez, M. Molero, M. G. Hernández…….. 669

DURABILIDAD DEL HORMIGÓN FRENTE A LOS CICLOS HIELO-DESHIELO. EVALUACIÓN DE DOS TIPOS DE HORMIGÓN
A. Enfedaque, G. Al-Assadi, H. L. Romero, J. C. Gálvez, W. Zhe…… 675

OVERALL MECHANICAL BEHAVIOUR OF FRICTION STIR WELDED JOINTS SUPERFICIALLY TREATED BY LASER SHOT PEENING
M. Iordachescu, A. Valiente, L. Caballero, D. Iordachescu, J. Ruiz-Hervias, J. A. Poro…… 681

EFECTO DE LA SAL SOBRE EL COMPORTAMIENTO MECÁNICO DE MEZCLAS BITUMINOSAS EN CALIENTE
R. Tino, B. González, J.C. Matos, J. Toribio……... 687

INLUENCIA DEL TIEMPO DE HIDROGENACIÓN SOBRE EL FACTOR DE INTENSIDAD DE TENSIONES CRÍTICO EN ALAMBRES FISURADOS DE ACERO EUTECTOIDE
D. Vergara, M. Lorenzo, L. Aguado, J. Toribio…….. 693

TÉCNICAS EXPERIMENTALES

COMPORTAMIENTO VISCOELÁSTICO CUASI-LINEAL DEL DISCO DE LA ARTICULACIÓN TEMPOROMANDIBULAR PARTE I: VALIDACIÓN DE UN PROCEDIMIENTO DE ENSAYO PARA SU OBTENCIÓN
M. S. Commisso, J. Martínez-Reina, J. Domínguez……. 701

COMPORTAMIENTO VISCOELÁSTICO CUASI-LINEAL DEL DISCO DE LA ATM. PARTE II. ENSAYOS EXPERIMENTALES
C. Ramiro, M. S. Commisso, J. Martínez-Reina, J. Domínguez…….. 707

ATENUACIÓN FRENTE A IMPACTO EN SISTEMAS DE SUJECIÓN FERROVIARIA DE ALTA VELOCIDAD
I. Carrascal, J. A. Casado, S. Diego, J.A. Polanco…… 713

NANOINDENTACIÓN Y NANORAYADO DE SECCIONES TRANSVERSALES EN RECUBRIMIENTOS DE BARRERA AMBIENTAL
C. A. Botero, E. Jimenez-Piqué, T. Kulkarni, V. K. Sarin, L. M. Llanes…… 719

MÉTODO DE CARACTERIZACIÓN DE LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE LA FRACTURA DEL LADRILLO
A. Aranguren, J.M. Sancho, B. Sanz, J. Planas…… 725

EFECTO DE LA TEMPERATURA, LA VELOCIDAD DE DEFORMACIÓN Y LA MICROESTRUCTURA EN EL COMPORTAMIENTO MECÁNICO DE INTERMETÁLICOS γ-TiAl
F. Gálvez, M. J. Pérez, B. Erice, V. Sánchez-Gálvez……. 731

COMPORTAMIENTO MECÁNICO A ALTA TEMPERATURA Y ALTA VELOCIDAD DE DEFORMACIÓN DE LA SUPERALEACIÓN DE NIQUEL MAR-M247DS
F. Gálvez, M. J. Pérez, B. Erice, D. Cendón, V. Sánchez-Gálvez…… 737

TENACIDAD A FRACTURA DE ACEROS ESTRUCTURALES: APLICACIÓN DE DIFERENTES METODOLOGÍAS
T. E. García, C. Rodríguez, F. J. Belzunce, S. Rivera…… 743

APROXIMACIÓN BASADA EN EL CONCEPTO DEL CTOD PARA LA DETERMINACIÓN DE LA TENACIDAD MEDIANTE PROBETAS SMALL PUNCH
R. Lacalle, B. Arroyo, J. A. Alvarez, F. Gutiérrez-Solana…….. 749

ESTUDIO DE LA MORFOLOGÍA DE GRIETAS GENERADAS POR NANOINDENTACIÓN Y SU EFECTO EN EL CÁLCULO DE LA TENACIDAD DE FRACTURA
N. Cuadrado, E. Jimenez-Piqué, D. Casellas, M. Anglada…… 755

DETERMINACION EXPERIMENTAL DE LA TENACIDAD A LA FRACTURA A PARTIR DEL ENSAYO MINIATURA DE PUNZONADO (EMP)
E. Cárdenas, F.J. Belzunce, C. Rodríguez, C. Betegón…….. 761

CARACTERIZACIÓN DEL COMPORTAMIENTO TERMOMECÁNICO DE ALEACIONES SOLDADAS 6082-T6
A. Muñoz, J.L. Mier, P. Torres, M. Toledano…… 767

INFLUENCIA DEL FACTOR DE INTENSIDAD MÁXIMO UTILIZADO EN LA PREFATIGA EN LA TENACIDAD A LA FRACTURA
M. Palacios, R. Lezcano, P. García, F.J. Belzunce……. 773

EFECTOS DEL ACABADO SUPERFICIAL EN PROBETAS MINIATURA PARA ENSAYOS SMALL PUNCH
D. Rodríguez, M. Serrano, F.J. Perosanz…… 779

APLICACIONES Y CASOS PRÁCTICOS EN INGENIERÍA

EVALUACIÓN DE ENTALLAS MEDIANTE DIAGRAMAS DE FALLO
S. Cicero, V. Madrazo, I.A. Carrascal, M. Laporta…… 787

ANÁLISIS DE LA ROTURA PREMATURA DE PLACAS DE UNIÓN DE ESTRUCTURA METÁLICA
R. Rivera, C. López, J. Collado, J. Gracia…… 793

EL PELIGRO DEL DESPUNTADO DEL ELECTRODO Y CEBADO DEL ARCO SOBRE ACEROS DE ALTA RESISTENCIA EN OPERACIONES DE SOLDADURA
J. M. Gallardo, S. Muñoz, L. Soria…….. 799

ANÁLISIS NUMÉRICO DE LA FRACTURA DE UNA PLATAFORMA ELEVADORA PARA PODA DE ÁRBOLES
J. Toribio, V. Kharin, F.J. Ayaso, M. Lorenzo, B. González, J.C. Matos, D. Vergara ……. 805

ESTUDIO DE ESPÁRRAGO DE TURBINA PELTON DE ACERO 30CrNiMo8
A. Monsalve, M. Edwards …… 811

DISEÑO Y VALIDACIÓN A FATIGA DE UN VÁSTAGO DE REVISIÓN DE PRÓTESIS DE CADERA EMPLEANDO EL MÉTODO DE LOS ELEMENTOS FINITOS
F. J. Vigil, M. A. Guerrero, J. Jorge, S. Rivera, A. Iglesias…… 817

EROSIÓN POR PARTÍCULAS SÓLIDAS CON PÉRDIDA TOTAL DE ESPESOR EN PANEL DE CALDERA
E. Mielgo, O. Conejero……. 823

DIFUSIÓN Y FORMACIÓN EN INTEGRIDAD ESTRUCTURAL

VEINTE AÑOS DE LA TITULACIÓN DE INGENIERÍA EUROPEA DE MATERIALES (EEIGM)
A. Mateo, M. Anglada…… 831

ÍNDICE TEMÁTICO

…….. 839

ÍNDICE DE AUTORES

…….. 845

CONFERENCIAS INVITADAS

FATIGUE STRENGTH AND FAILURE MECHANISMS IN THE VHCF-REGION

B. Pyttel, D. Schwerdt, I. Brunner, C. Berger

State Materials Testing Insitute and Institute for Materials Technology,
Technische Universität Darmstadt, Grafenstr. 2, 64283 Darmstadt, Germany
E-mail: pyttel@mpa-ifw.tu-darmstadt.de

ABSTRACT

Many components in the field of mechanical engineering are subjected to cyclic loading and have to withstand it over a number of cycles beyond 10^7. This can be a result of a high frequency or a long time. In this VHCF-region (very high cycle fatigue) failure occurs depending on the material and special failure mechanisms can appear. The paper gives a short overview of the topic and shows own results on aluminium wrought alloys EN AW-6082-T5 and EN AW-6056-T6, quenched and tempered steel 42CrMo4 and nodular cast iron EN-GJS-900-2. First the material behaviour is of interest and afterwards the influence of notches and mean stress is discussed. So the practical relevance of this topic can be estimated.

Failure in the VHCF-region is often influenced by defects or material inhomogeneities. Their type and size depends on the material or material state. In some cases a linear elastic fracture mechanics analysis can be performed to describe the defect behaviour assuming that the defects act like cracks. For calculation, plate models with semi-elliptical cracks at the surface or elliptical embedded cracks were used, taking into account the real size and position of the defect in the specimens.

KEYWORDS: very high cycle fatigue, *S-N* curves, failure mechanisms, fracture mechanics analysis.

1. INTRODUCTION

Many components in the field of mechanical engineering are subjected to cyclic loading and have to withstand it over a number of cycles beyond 10^7. This can be a result of a high frequency or a long time.
In addition to the established terms Low Cycle Fatigue (LCF, $N = 10^4 \ldots 10^5$ cycles) and High Cycle Fatigue (HCF, $10^5 < N < 10^7$ cycles) the term Very High Cycle Fatigue (VHCF, $N > 10^7$ cycles) has been introduced.
In the VHCF-region failure occurs depending on material, design and manufacture and special failure mechanisms can appear. Although the international interest in investigations in the VHCF-region has been increasing in the last years there are few experimental results to separate the different influences on fatigue behaviour. The scatter of data is large because of microstructural effects. The statistical evaluation of fatigue strength is still a topic of research.

The paper gives a short overview on fatigue strength and failure mechanisms and shows own results on aluminium wrought alloys EN AW-6056-T6 and EN AW-6082-T5, quenched and tempered steel 42CrMo4 and nodular cast iron EN-GJS-900-2. First the material behaviour is of interest and afterwards the influence of notches and mean stress is discussed. So the practical relevance of this topic can be estimated.

Failure in the VHCF-region is often influenced by defects or material inhomogeneities. Their type and size depends on the material or material state. In some cases a linear elastic fracture mechanics analysis can be performed to describe the defect behaviour assuming that the defects act like cracks.

2. OVERVIEW ON FATIGUE STRENGTH AND FAILURE MECHANISMS

Experiments in the VHCF-region can only be conducted with testing facilities, which run at very high frequencies or can test many specimens at lower frequencies simultaneously. In many cases ultrasonic fatigue test systems with a frequency of about 20 kHz are used nowadays. For reliability of the results it is important to compare these investigations with that achieved at lower frequencies. Differences, which can result in different stressed volumes, heating, test procedure, time-dependent cyclic material behavior or corrosive environment have to be discussed carefully.

Experimental results on fatigue strength are often described as *S-N* curves by a straight line in a double logarithmic scale

$$N = N_k \cdot (\sigma_{na} / \sigma_{Nk})^{-k} \qquad (1)$$

There are k slope, σ_{na} nominal or local stress amplitude and σ_{Nk} stress amplitude at reference point N_k. The reference point usually is also the point of deflection for instance 10^6 for steel and cast iron in [1] or $5 \cdot 10^6$ for steel in [2] and 10^8 for aluminium in [3]. For results in the VHCF-region the slope $k = k^*$. *S-N* curves are

specified for probability of survival values P_s of for instance 50% or 97.5%. From experimental data the scatter of stress often is calculated as

$$\frac{1}{T_\sigma} = \frac{\sigma_{na}(P_s = 10\%)}{\sigma_{na}(P_s = 90\%)}. \quad (2)$$

In [4] values are suggested for the use in very high cycle fatigue.

Experimental results on fatigue strength including the VHCF-region can be described with four schematic types of *S-N* curves, Fig. 1 [5]. For low strength steels and sharp notched components there seems to be a fatigue limit or at least only a very low decrease of fatigue strength in the VHCF-region, Fig. 1a. In contrast there is a continuous decrease of fatigue strength especially for high and very high strength steels, Fig. 1d. Cracks start either at the surface or from inside the material. So one *S-N* curve for the fatigue strength of the surface and another one for the volume can be assumed as schematically shown in Fig. 2. According to different influencing factors both curves can be shifted, superimpose and result in the curves presented in Fig. 1. Whether there is a fatigue limit for the volume or which material condition would effect it, is still a topic of research.

In the VHCF-region

- material related causes, as special inhomogeneities or defects, anisotropy, precipitation state, hydrogen assisted cracking or inhomogenous material states with large property gradient and
- stress related causes, as stress concentrations, statistical distribution of load and fabrication tolerances,

can effect failure. Typical material inhomogeneities are shrinkage holes and inclusions, which in most cases cannot be avoided completely.

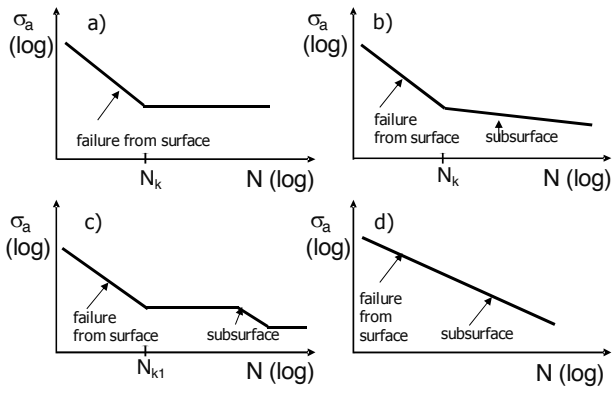


Fig. 1: Typical S-N curves including the VHCF-region and crack initiation sites
a) low strength steels, components with sharp notches b) materials with body-centred cubic lattice under corrosive medium or elevated temperature, materials with face-centred cubic lattice c) some high strength steels, components with surface treatment d) high and very high strength steels, materials with face-centred cubic lattice.

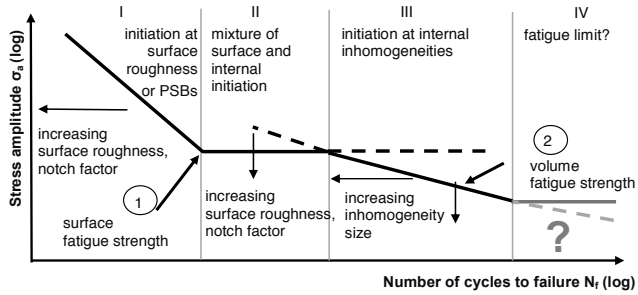


Fig. 2: Double S-N curve with influencing factors and crack initiation site, adapted from [6, 7]).

3. RESULTS ON WROUGHT ALUMINIUM ALLOYS

Investigations were done on the two wrought aluminium alloys EN AW 6082 and EN AW 6056 [8]. Fatigue tests on a servohydraulic testing machine were performed with smooth specimens with a diameter of 6 mm under axial loading at load ratios $R = 0$ and 0.1 respectively at a frequency $f = 400$ Hz. The results are shown in Fig. 3. For both materials no fatigue limit was observed in the investigated region.

Examinations of the fracture surfaces by scanning electron microscope (SEM) show that the crack inititation sites are changing from the surface at higher amplitudes to the volume at lower amplitudes. Also with high magnification inclusions or other defects could not be found at the crack initiation sites.

For the alloy EN AW-6082-T5 a typical fracture surface with internal crack initiation site is shown in Fig. 4. Investigations of the microstructure at the crack inititation site with electron back scatter diffraction analysis (EBSD) show that the reason for crack initiation there is a single large grain with a different orientation to the surrounding matrix material.

For the alloy EN AW-6056-T6 a typical fracture surface with internal failure can be seen in Fig. 5. It shows a cleavagelike microstructure. Investigations with a transmission electron microscope (TEM) show that the maximum hardend precipitation state is responsible for this crack initiation [9]. Precipitations are found to be situated in special crystallographic planes and allocated at grain boundaries. Besides there are precipitations free zones.

Further tests on the alloy EN AW-6056-T6 were conducted with notched specimens with a stress concentration factor $K_t = 1.75$ and screws M10 in combination with a steel nut taken as sharp notched specimens with $K_t = 4.7$. In all cases the maximum number of cycles was $N = 2 \cdot 10^8$. For the testing of the screws a high frequency pulsator with a frequency of $f = 150$ Hz was used. The results are shown in Fig. 6. Cracks always started from the surface because of stress concentration in the notches. For the sharp notched screws the slope of the S-N curve is increasing towards

the VHCF-region. It is assumed, that with increasing K_t and R-ratio this behaviour is continued.

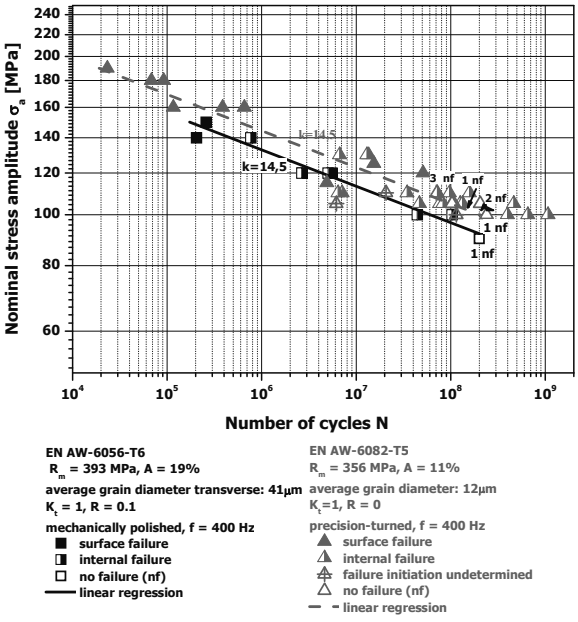


Fig. 3: Experimental results and S-N curves for EN AW-6056-T6 and EN AW-6082-T5 under tension.

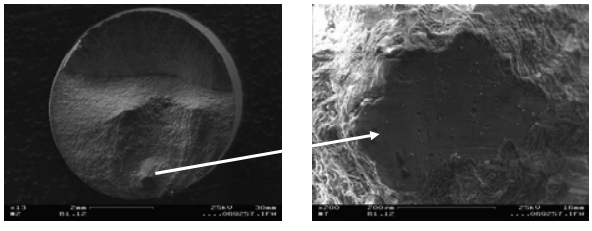


Fig. 4: Fracture surface with internal crack initiation site for EN AW-6082-T5 (σ_a = 130 MPa, $N = 6.7 \cdot 10^6$, R = 0).

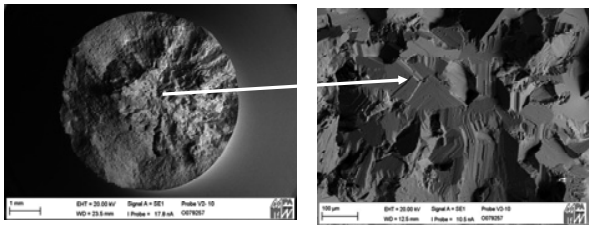


Fig. 5: Fracture surface with internal crack initiation site for EN AW-6056-T6 (σ_a = 90 MPa, $N = 1.2 \cdot 10^8$, R = 0.1).

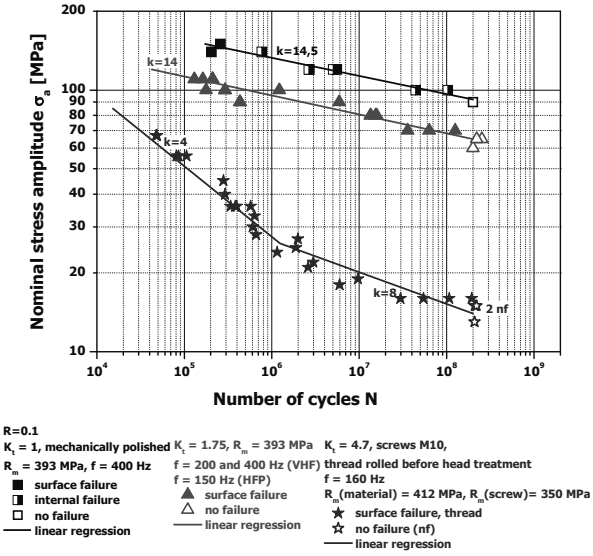


Fig. 6: Experimental results and S-N curves for smooth and notched specimens of EN AW-6056-T6 under tension.

4. RESULTS ON QUENCHED AND TEMPERED STEEL

Investigations on the quenched and tempered steel 42CrMo4 from two batches with tensile strengths R_m = 1100 MPa and 1350 MPa and cyclic softening material behaviour were done [10,11]. Fatigue tests were performed at R = -1 and R = 0 with smooth specimens with a diameter of 5 mm and notched specimens with K_t = 1.75 under axial loading. The maximum number of cycles was

- $N = 2 \cdot 10^8$ when using a servohydraulic testing machine (VHF) with $f \approx$ 200 to 400 Hz and a high frequency resonant machine (HFP) with $f \approx$ 150 Hz and
- $N = 2 \cdot 10^9$ for an ultrasonic test system (USP) with $f \approx$ 20 kHz (University BOKU, Vienna).

Results are shown in Fig. 7 and Fig. 8. For analysis in the VHCF-region a recommendation with $N_k = 5 \cdot 10^5$, $k^* = 45$ and $1/T_\sigma = 1.4$ from [4] was used which was derived from a literature study of several materials and fits the here achieved results very well. At lower number of cycles a regression line was adapted. A suitable method for the description of all results is still to be found.

For smooth specimens of both batches and R = -1 there is a marginal decrease of fatigue strength in the VHCF-region, but notched specimens show a fatigue limit.
The large scatter in lifetime in the VHCF-region shows the increasing effect of the microstructure in the volume and the decreasing effect of the surface.

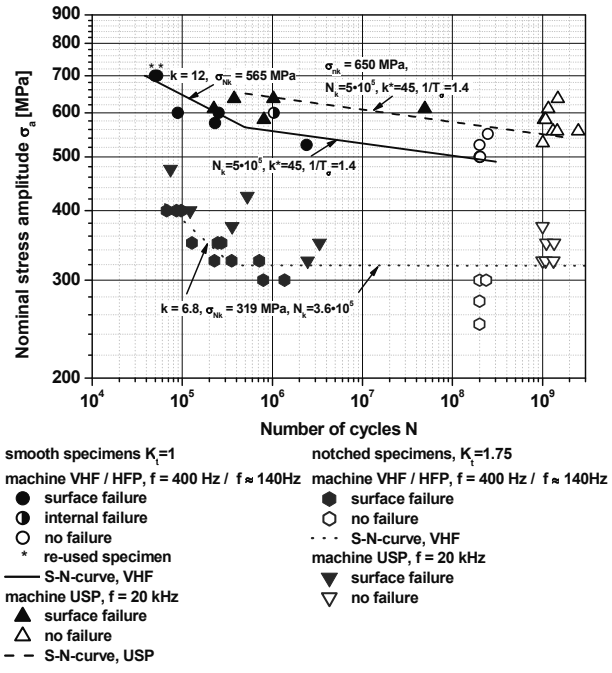


Fig. 7: Experimental results and S-N curves for smooth and notched specimens of 42CrMo4 (R_m = 1100 MPa, R = -1, tension/compression).

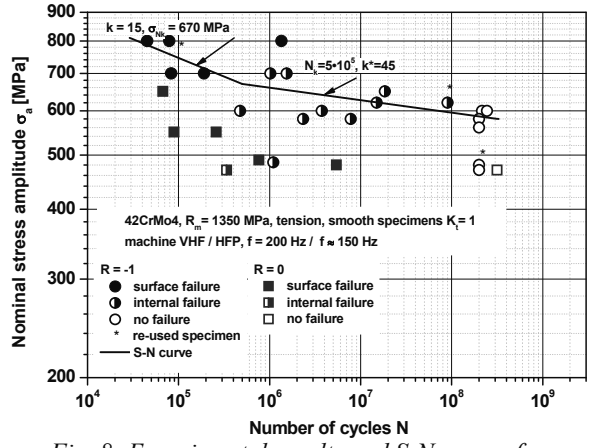


Fig. 8: Experimental results and S-N curves for 42CrMo4 (R_m = 1350 MPa).

Investigations of the fracture surfaces by SEM show crack intitation from the surface at lower number of cycles and oxides with a mean size of 80 µm and a maximum size of 130 µm at the crack inititation sites, Fig. 9 and 10, at higher number of cycles. The oxides act as crack starters and can be considered as initial cracks in a linear elastic fracture mechanics (LEBM) analysis. For calculation of the cyclic stress intensity factor range

$$\Delta K = \Delta\sigma \cdot \sqrt{\pi\, a} \cdot f(\frac{a}{t}, \frac{a}{c}, ...) \qquad (3)$$

plate models [11] with semi-elliptical cracks at the surface or elliptical embedded cracks were used, Fig. 11. The oxides are described in their real size with a and c as semiaxis of an ellipse, position h in the specimens with the thickness t = 5 mm and the applied stress range $\Delta\sigma = 2 \cdot \sigma_a$. Results are shown in Fig. 12. There seems to be a lower limit or threshold value of the stress intensity factor range of

$$\Delta K_{th} = 5\, MPa\sqrt{m}$$

at R = -1, which is lower than typical values of steel measured in standard fracture mechanics tests at surface cracks.

Additionally a runout specimen (σ_a = 525 MPa, $N = 2 \cdot 10^8$, R = -1, R_m = 1100 MPa, Fig. 7) was investigated to find out whether other defects exists in the specimen which did not cause failure [13]. The cylindrical part of the specimen with a diameter of 5 mm and a length of 11 mm was cut out and examined in steps of about 0.5 mm in 16 microsections by an optical microscope. From the stressed volume of the specimen of 216 mm^3 so a volume of 131 mm^3 was investigated. All inclusions $\geq$ 10 µm were documented by their position and size. No oxide could be found, but only sulfides with a maximum size of 30 µm and a mean value of 12 µm with an equal distribution in the section. The absolute inclusion frequency is increasing with decreasing size. Now assuming the maximum sulfide as a crack, as it was done before with the oxides, a stress intensity factor range ΔK was calculated, which is much larger than the limit value for oxides, Fig. 12. As this and other sulfidic inclusion did not caused failure, the assumption of sulfides acting as cracks is not justified. In contrast oxidic inclusions with their high hardness act as stress concentrations in the material and can be treated like initial cracks.

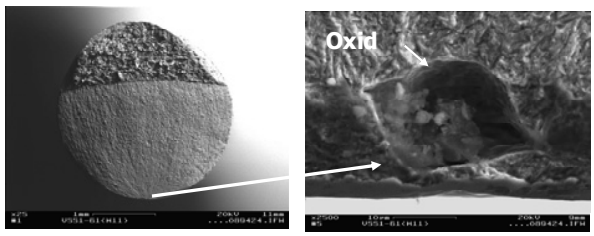


Fig. 9: Fracture surface with surface crack initiation site for 42CrMo4 (σ_a = 610 MPa, $N = 4.9 \cdot 10^7$, R = -1).

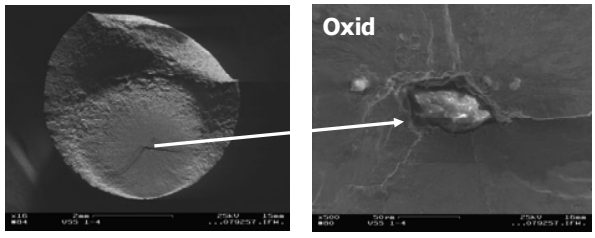


Fig. 10: Fracture surface with internal crack initiation site for 42CrMo4 (σ_a = 600 MPa, $N = 1.1 \cdot 10^6$, R = -1).

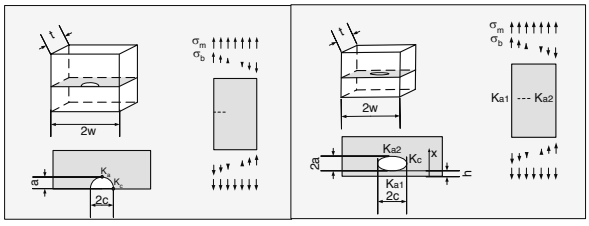


Fig. 11: Plate models with surface or embedded crack for fracture mechanics analysis.

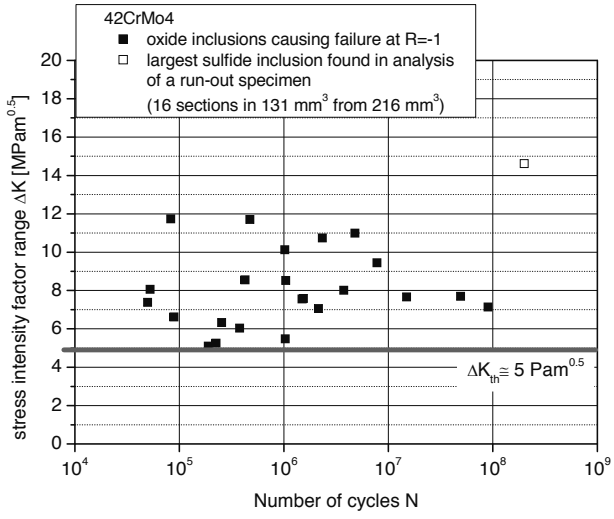


Fig. 12: Stress intensity factor range for different defects at R = -1 for 42CrMo4.

5. RESULTS ON NODULAR CAST IRON

Investigations on the nodular cast iron EN-GJS-900-2 with a tensile strength of $R_m = 930$ MPa and stable cyclic material behaviour were done [10]. Fatigue tests were performed at $R = -1$ with smooth specimens with a diameter of 5 mm and notched specimens with $K_t = 1.75$ under axial loading. Maximum number of cycles depend on the testing machine and are similar to the investigation on steel, Chapter 4. The results are shown in Fig. 13. As for the quenched and tempered steel in Chapter 4, in the VHCF-region a decrease of fatigue strength of 5 %/decade ($k^* = 5$) can be assumed for the smooth specimens, but a fatigue limit for notched specimens.

Investigations of the fracture surfaces of smooth specimens by SEM show crack inititation from the surface at lower number of cycles but also very often shrinkage holes as crack inititation sites and seldom cluster of graphite particles. With increasing number of cycles shrinkage holes dominate, Fig. 14 and 15. The size of the shrinkage holes is not smaller than 100 µm, mostly 200 to 400 µm with a maximum value of 585 µm. In comparison to the results on steel, the inhomogeneities as graphite and shrinkage holes are more numerous and larger in size. Nodular cast iron is a very inhomogenous material with a large intrinsic notch effect.

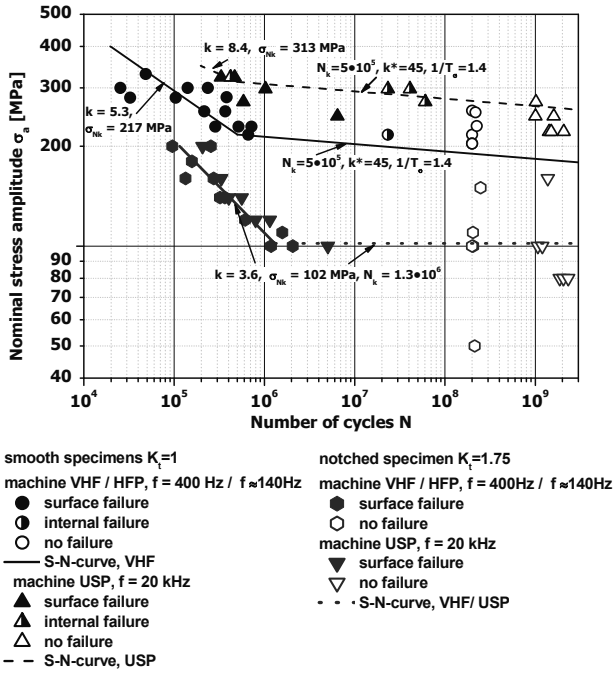


Fig. 13: Experimental results and S-N curves for EN-GJS-900-2 (R_m = 930 MPa, R = -1, tension/compression).

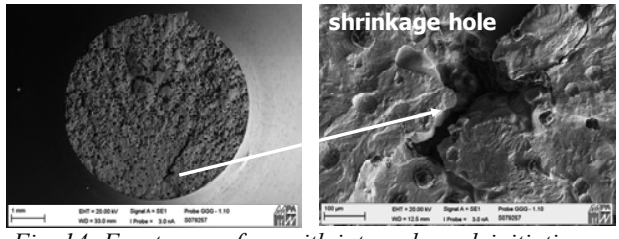


Fig. 14: Fracture surface with internal crack initiation site for EN-GJS-900-2 (σ_a = 217 MPa, $N = 2.3 \cdot 10^7$, R = -1).

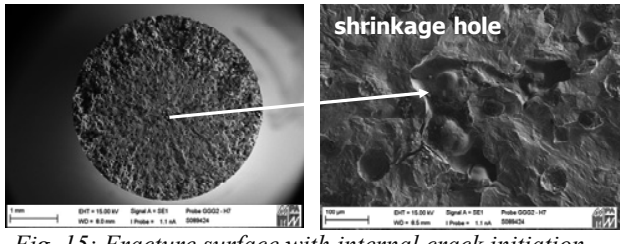


Fig. 15: Fracture surface with internal crack initiation site for EN-GJS-900-2 (σ_a = 180 MPa, $N = 1.2 \cdot 10^8$, R = 0).

Now a linear elastic fracture mechanics analysis, as described in Chapter 4, was performed, assuming the shrinkage holes as initial cracks. The calculated stress intensity factor range *ΔK(N)* is shown in Fig. 16. Here a lower limit of

$$\Delta K_{th} = 8 - 9\ MPa\sqrt{m}$$

at $R = -1$ was found, with an exception of one specimen at a low number of cycles. This lower limit corresponds to threshold values measured in standard fracture

mechanics tests at surface cracks for nodular cast iron. Additionally a runout specimen (σ_a = 204 MPa, $N = 2 \cdot 10^8$, R = -1, Fig. 13) was investigated to find out which other defects exists in the specimen which did not cause failure [13]. Here a volume of 125 mm^3 was observed in 16 microsections by an optical microscope. Shrinkage holes and degenerated graphite particles $\geq$ 40 µm were documented by their position and size. The maximum size of a shrinkage hole was 377 µm and the mean size 83 µm. The absolute defect frequency is increasing with decreasing defect size. For the maximum shrinkage hole the stress intensitiy factor range was caluclated and found to be close to the determined lower limit. Maybe this specimen could have been failed at higher number of cycles if the test would have been continued.

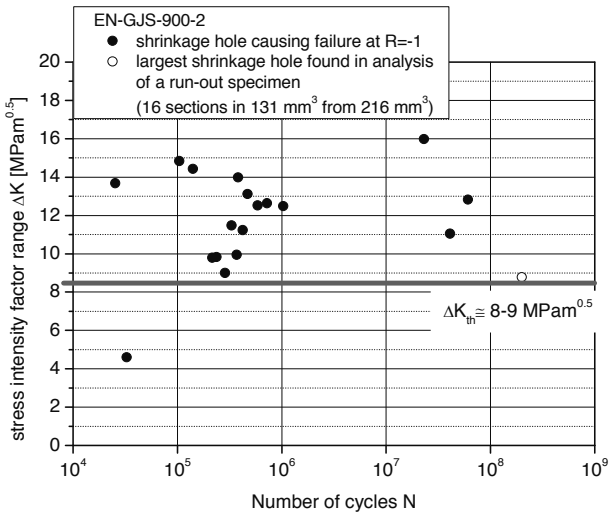


Fig. 16: Stress intensity factor range for different defects at R = -1 for EN-GJS-900-2.

6. CONCLUSIONS

The results of the fatigue investigations in the VHCF-region can be summarized as follows:

- Failure can occur depending on material, material state, design, manufacture and loading. It is often influenced by different distributed defects and inhomogeneities, which in most cases cannot be avoided completely. Then the scatter of data is large. The statistical evaluation of fatigue strength is still a topic of research.

- Experimental results can be explained by a double *S-N* curve, which consists of the *S-N* curve of the surface and the *S-N* curve of the volume. According to different influencing factors both curves can be shifted, superimpose and result in the different curves, which can be found in different investigations in literature.

- Results of fatigue tests with smooth specimens made of the aluminium alloys EN AW-6082-T5 and EN AW-6056-T6, the quenched and tempered steel 42CrMo4 and the nodular cast iron EN-GJS-900-2 are presented. They show a decreasing fatigue strength with increasing lifetime. It is more pronounced in the aluminium alloys.

- Failure in the VHCF-region starts in the volume from oxidic inclusions in the steel and from shrinkage holes in the nodular cast iron and not from the surface. For the aluminium alloys material inhomogeneities as large grains or the precipitation state in the volume causes failure.

- A linear elastic fracture mechanics analysis can be done to describe the defect behaviour assuming that oxidic inclusions and shrinkage holes act like cracks. Different threshold values of the stress intensitiy factor range were calculated. For the aluminium alloys such a discription is not possible.

- Results of fatigue tests with notched specimens show, that with increasing stress concentration surface failure becomes dominating and the assumption of a fatigue limit could be more justified under special conditions.

- So far only the fatigue strength of metals at constant amplitude loading was investigated. It is the work of the future to investigate the fatigue behaviour under variable amplitude loading to give better recommendation to fatigue design of components.

ACKNOWLEDGEMENTS

The authors thank the Federal Ministry of Econimics and Technology, the German Federation of Industrial Research Associations “Otto von Guericke” e.V. (AiF 14874/N1), the Forschungskuratorium Maschinenbau e.V. (FKM) and the German Research Foundation (DFG PY 71/1-1) for the financial support.

REFERENCES

[1] FKM-Guideline Analytical strength assessment of components in mechanical engineering. Forschungskuratorium Maschinenbau: VDMA Verlag GmbH; 5th edition, 2003.

[2] Eurocode 3, Design of steel structures, part 1-9 fatigue, DIN EN 1993-1-9, 2005.

[3] Eurocode 9, Design of aluminium structures, Part 2, 2001.

[4] C.M. Sonsino, Course of SN-Curves especially in the high-cycle fatigue regime with regard to component design and safety, Int. J. Fatigue 29, 2007.

[5] B. Pyttel, D. Schwerdt, C. Berger, Very high cycle fatigue – Is there a fatigue limit?, Int. J. Fatigue, 33, 49-58, 2011.

[6] S. Nishijima, K. Kanazawa, Stepwise S-N curve and fish-eye failure in gigacycle fatigue, Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. 22, 601-7, 1999.

[7] H. Tian, M.J. Kirkham, L. Jiang, B. Yang, G. Wang, P.K. Liaw, A review of failure mechanisms of ultra high cycle fatigue in engineering materials, Proc. VHCF 4, Ann Arbor, 2007.

[8] D. Schwerdt, B. Pyttel, C. Berger, Fatigue strength and failure mechanisms of wrought aluminium alloys in the VHCF-region considering material and component relevant influencing factors, Int. J. Fatigue 33, 33-41, 2011.

[9] D. Schwerdt, Fatigue strength and failure mechanisms of aluminium wrought alloys EN AW-6082 and EN AW-6056 and of the quenched and tempered steel 42CrMo4 at very high number of cycles, PhD TU Darmstadt, in preparation, 2011

[10] D. Schwerdt, B. Pyttel, C. Berger, Ermüdungs-festigkeit von Konstruktionswerkstoffen bei sehr hohen Schwingspielzahlen (Fatigue strength of engineering materials at very high number of cycles), FKM-Heft 304, Forschungskuratorium Maschinenbau e.V., 2009.

[11] B. Pyttel, D. Schwerdt, C. Berger, Fatigue strength and failure mechanisms in the VHCF-region for quenched and tempered steel 42CrMoS4 and consequences to fatigue design, Procedia Engineering 2, 1327-1336, 2010.

[12] FKM-Guideline Fracture Mechanics Proof of Strength for Engineering Components, VDMA Verlag GmbH, 3rd edition, 2009.

[13] I. Brunner, Analyse der Defekte in einem Kugelgrafitguss und einem Vergütungsstahl zur Beurteilung deren Schädigungsrelevanz bei sehr hohen Schwingspielzahlen (Analysis of defects in a nodular cast iron and a quenched and tempered steel for evaluation of their significance for damage), Studienarbeit FH Frankfurt am Main. 2010.

PERSPECTIVES AND PROBLEMS IN SHOT PEENING, A MECHANICAL TREATMENT TO IMPROVE THE FATIGUE BEHAVIOUR OF STRUCTURAL PARTS

M. Guagliano

Dipartimento di Meccanica, Politecnico di Milano
Via La Masa, 1 – 20156 MILANO (Italy)
E-mail: mario.guagliano@polimi.it

RESUMEN

El shot peening es un tratamiento mecánico superficial utilizado para mejorar el comportamiento mecánico de los materiales metálicos y de los componentes estructurales. Se utiliza más frecuentemente en casos de componentes sometidos a cargas de fatiga, pero también se utiliza en distintas aplicaciones como el fretting, casos de fragilización por hidrógeno y de corrosión bajo tensión. El efecto del shot peening sobre los materiales está generalmente relacionado con las tensiones residuales de compresión y con el endurecimiento superficial. Aunque las primeras aplicaciones industriales del shot peening fueron realizadas en los años '30 del pasado siglo, todavía hoy no está completamente entendido y analizado y sigue siendo objeto de muchas investigaciones debido a su gran potencial en futuras aplicaciones. En el presente trabajo el autor describe~~s~~ sus últimas experiencias y resultados y remarca algunas líneas de investigaciones para un ulterior desarrollo del shot peening.

ABSTRACT

Shot peening is a mechanical surface treatment used for improving the mechanical behaviour of metallic materials and structural parts. Its most frequent use is related to fatigued components, but it is effective also to delay or prevent fretting, stress corrosion cracking and hydrogen embrittlement. Its positive effect on the mechanical behaviour of components is related to the ability to induce compressive residual stresses in the sub-surface layer of materials and to work harden the surface. Notwithstanding the first applications of shot peening date back to many years ago, this treatment is not fully understood and still object of research, due to its great potentiality for further development in future applications. In this paper, the author describes his recent experiences and results in shot peening and underlines some research lines for the future developments of shot peening.

PALABRAS CLAVE: Shot peening, tensiones residuales, endurecimiento, acabado superficial, nanoestructuras.

1. INTRODUCTION

The need of improving performances and the necessity of a more rational use of materials is making popular the use of surface treatments to improve the mechanical behaviour of structural and machine elements. Among these latter, shot peening is widely used due to its effectiveness in improving mechanical performances of components and, today, due to its low environmental impact.
Shot peening can be successfully applied in many practical situations: fatigue, stress corrosion cracking, fretting, fatigue and corrosion, contact fatigue are among the operative situations where the application of shot peening can strongly increase the performance of structural components [1-5].

Shot peening basically consists of hitting a surface with a flow of small balls with kinetic energy able to cause plastic deformation in the target surface.
Notwithstanding the basis of the method were well known from ancient time (ancient Greeks used to hit their swords with a hammer to improve hardness and strength, leading to a longer life of the part), the first systemic applications of shot peening in the industrial environment dates to 1920-1230 which were performed, independently, in Germany and in USA.
In Germany, the work by Thum and Föppl [6, 7] permitted to recognize the beneficial effect of shot peening and cold rolling on the fatigue strength of metal parts (like shafts, springs, cams, gears, ...) and, for the first time, to point out the role of residual stresses, even if they were not able to focalise a method to distinguish the effect of the treatment parameters on

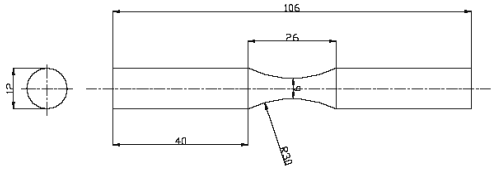
fatigue strength and to investigate the role of residual stresses on the improvement of fatigue behaviour.
In the USA, the pioneering work was conducted, mainly, by John Almen (and later by Henry Fuchs) at the General Motors Laboratories. In particular, Almen developed the base knowledge on shot peening that is still used to correctly choose the peening parameters [8, 9]. He defined the "Almen intensity", that is a method to indicate how the process should be executed and to make its results repeatable.
Moreover Almen introduced shot peening not only as a palliative but also as a design treatment, used by the engineers during the development of new products. Later, many studies and researches were dedicated to shot peening and other derived mechanical treatments: hammer peening, vapour blasting, stress peening and, more recently, laser peening and warm peening attracted the interest of companies and researches, due to their ability to prevent fatigue damage and to improve the performance of mechanical components. The ever increasing power of computers permitted the diffusion of the finite element method and the development of efficient contact algorithms, that gave an important contribution to a better understanding of the role of the treatment parameters on the induced residual stress field (i.e. [10]).
These studies allowed to assess the main factors that influence the results of shot peening: the ability to introduce a compressive residual stress state in the sub-surface layer of material and the hardening due to the plastic deformation due to the action of the shot flow on the treated surface. Anyway, a complete understanding of shot peening mechanics and of its effect on the mechanical behaviour of materials is still far.
Today shot peening is widely used in many industrial sectors for its effectiveness, flexibility, cost/benefits ratio but it is also a complex research topic, with different aspects to be investigated and developed, with many research groups involved in projects aimed both at a better knowledge of the process and at searching new solutions and applications of this treatment.
Among these, the author and his group are involved from many years in some of these subjects: the relation between the Almen intensity and the process parameters [11], the development of numerical models able to describe the process and to predict the residual stress field induced by shot peening [12, 13] and the definition of fracture mechanics models to assess the fatigue strength of shot peened low-alloy steels [14-17].
In this paper the author describes some of his recent interests and results in shot peening and underlines the some promising developments of this treatment.
In particular, the topics that will be treated are as following: the application of shot peening to nitrided elements, the importance of the peening parameters on the fatigue strength of quenched and tempered low-alloy steels, the development of a shot peening process to obtain a nanostructured surface layer of material with superior properties.
For each subject the relative importance of residual stresses and surface work hardening due to shot peening with respect of the improved fatigue behaviour is highlighted. After having shown the results, the open problems are discussed together with the possible new developments.

2. THE EFFECT OF SHOT PEENING ON FATIGUE BEHAVIOUR OF NITRIDED STEELS

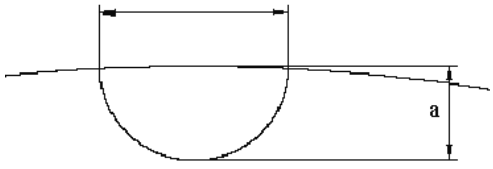
Nitriding and shot peening are surface treatments widely used to improve the fatigue strength of mechanical and structural components. Both treatments enhance the mechanical properties of the surface layer of material: nitriding mainly by means of chemical transformations and the formation of a very hard case, and shot peening mainly due to compressive residual stress field in the sub-surface layer of material.
The combined application of nitriding and shot peening has not been adequately investigated in the literature and the known data do not allow defining a general criterion to assess if and when shot peening application after nitriding can be useful. Here the effect of nitriding plus shot peening on fatigue strength of a low-alloy steel is investigated by means of experimental tests carried out on specimens containing a micro-hole, acting as a pre-crack, to determine the fatigue threshold of surface hardened layer of material [15]. To analyse the role played by shot peening induced residual stresses, a series of specimens was heat-treated after shot peening, being the aim the partial removal of residual stresses without strongly modifying the mechanical properties of the surface layer of material.

2.1 Material

The considered material is the steel 42CrMo4 UNI EN 10083 (UTS=1100 MPa, Yield Strength=950 MPa, Elastic Modulus E=206˙000 MPa, Elongation A=10%; chemical composition: C=0.4%, Mn=0.6%, Si=0.15%, Cr=1.1%, Mo=0.2%, P<0.035%, S<0.035%).
Sandglass specimens were machined, to perform rotating bending fatigue tests, see Fig. 1a. In the minimum section of these specimens, a micro-hole was obtained by controlled electro-erosion (it was possible to obtain a dimensional tolerance equal to ±0.02 mm with respect of the nominal dimensions, see Fig. 1b). These microholes act like a pre-existent defect and were machined to have a preferential site for fatigue crack initiation. In this way it was also possible to observe the evolution of a crack starting from this point, that is to say that it was possible to observe if the run-out specimens had some non-propagated crack starting from the micro-hole. The white layer was not removed, thus making the case analyzed more similar to practical situation, even if the application of shot peened accidentally and partially removed it.



(a)



(b)

Fig. 1- Specimen used for rotating bending fatigue tests: a) Specimen geometry b) particular of the micro-hole (a=0.125±0.02 mm, b=0.28±0.02 mm, nominal values).

The geometry of the micro-hole allows researchers to consider it as a crack, according to the Murakami's theory [18], and to elaborate the results in terms of fracture mechanics concepts. The choice of electro-erosion as the process to obtain the micro-hole is justified by the fact than it is much less invasive that mechanical working, since it only slightly modifies the pre-existent residual stress field and the local mechanical properties of the material. Their dimension is short enough to completely fall into the hardened case, that is to say that the behaviour of the micro-holes can be related to the fatigue strength of the nitrided layer.

Three different series of 15 specimens were considered. The first series (called N) includes specimens that were gas nitrided (temperature T=520°C, duration of gas nitriding = 50 h). The second one (NSP) is formed by specimens that were gas-nitrided (same parameters of series N) and then shot peened with an Almen intensity equal to 16A.

The third series (NSPHT) includes specimens that were treated like series NSP and , after shot peening, were subjected to a thermal treatment (1h 30min at 300°C followed by cooling in quiet air), able to partially remove the residual stress field due to shot peening without appreciably modifying hardening and microstructure of the surface layer of material. In this way it was possible to distinguish the effect of residual stress on the fatigue strength of the material from the one of surface hardening induced by shot peening.

The micro-holes were obtained after nitriding and shot peening (for the specimens NSP<and NSPHT) but before the additional heat treatment following shot peening (specimens NSPHT).

2.2 Experiments

Hardness measurement

On one specimen of all series micro-hardness was measured by using a weight equal to 100g. In Fig.2 the micro HV in-depth trend is shown for the three series of specimens: it is possible to observe that shot peening influences the values just under the surface (till 100µm in depth) and that the trend does not vary significantly even for the NSPHT specimens.

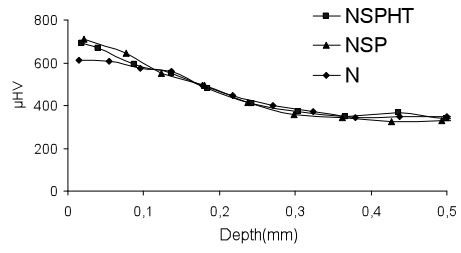
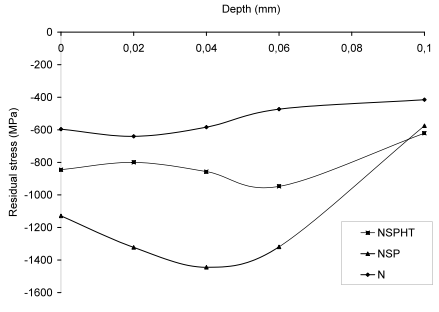


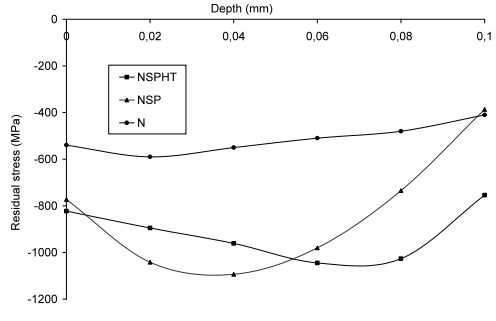
Fig. 2 – In-depth hardness profile

XRD measurements

X-ray diffraction measurements of the residual stress state were performed both before and after the fatigue test, on run-out specimens The results are shown in Fig. 3a and 3b.



(a)

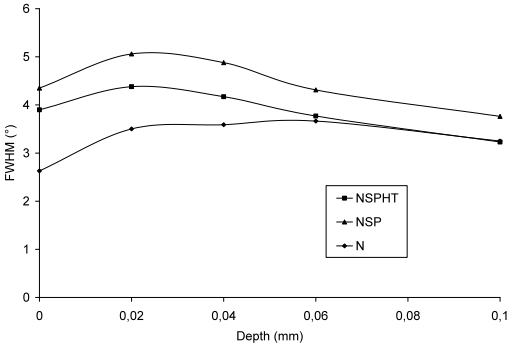


(b)

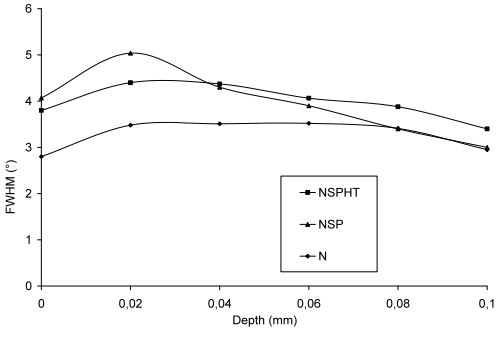
Fig. 3 – Residual stress measurements before (a) and after the fatigue tests (b).

It is noted that the residual stresses tend to relax during the fatigue tests. This effect is particularly evident for

the NSP series: it is observed that while the N and the NSPHT series do not present substantial differences before and after the test, the NSP cycled series has a trend with values reduced of about 40% with respect of the un-cycled specimens and become very close to the NSHP ones.
The X-ray diffraction measurements permitted also to verify the modification of the FWHM value from the begining to the end of the fatigue test. In Fig. 4 the in-depth trend of FWHM is shown: in this case, the comparison between the values measured before and after the tests shows that the FWHM is more stable as a function of stress cycles even if softening can be observed. Also in this case the NSP trend is the most influenced one by the application of the fatigue cycles even if the changing of the trend after the fatigue test is less evident and indicates a substantial stability of the work hardening induced by shot peening.



(a)



(b)

Fig. 4 – FWHM in-depth trend before (a) and after (b) the fatigue tests.

Fatigue tests

Rotating bending fatigue tests were carried out on sandglass pre-cracked specimens, being the aim to assess their fatigue limit. For every series 15 specimens were considered.
The tests were stopped after 3E+06 cycles, and the specimens not broken after this number of cycled were considered run-out. The results elaborated by using the stair-case procedure are: series N $\Delta\sigma=\pm480$ MPa, series NSP $\Delta\sigma=\pm850$ MPa and series NSPHT $\Delta\sigma=\pm764$ MPa. The improvement induced by shot peening is observed and it is also evident that the final heat treatment removes part of the advantages related to the application of shot peening.
Almost all the specimens (all except one) presented a fracture starting from the micro-hole. It means that the presence of this latter makes the surface the weakest zone of the minimum section but, at the same time, it could affirm that the used steel had a good grade of cleanness (low inclusion rate).

SEM observations

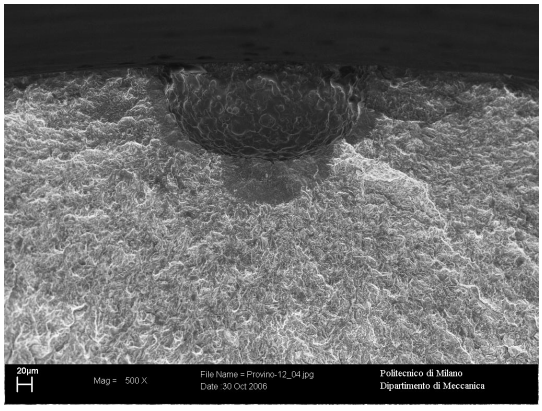


Fig. 5 – SEM fracture surface observation

Several observations were performed of the fracture surface of broken specimens. They all except one evidenced that fatigue failures start from the surface. In Fig. 5 it is possible to observe a run-out specimen with an arrested crack after brittle fracture in liquid nitrogen.

2.3 Discussion

After having performed all the experimental tests and measurements described in the previous paragraphs, it is possible to try to verify if the results fit well with the equations commonly utilized to predict the fatigue threshold of materials. It is possible to use different approaches, and all them assume that, due to the small dimension of the considered crack, the threshold depends not only on material properties but also on the crack dimension (we are in the field of short cracks). Among the different approaches [19-21], in this paper the one developed by Murakami is considered [18]. This approach has many advantages with respect of other models: it is simple to apply, it is founded on a great amount of experimental data and it allows to treat also cracks or defects with arbitrarily crack front. In fact, the threshold value of the stress intensity factor of a crack is related to the area of the crack and not to the shape of the crack itself. The case considered in this paper fits well with the cases considered by Murakami: the presence of non-propagating cracks emanating from the micro-holes makes possible to assimilate the micro-hole plus the non-propagated crack to a crack with area equal to the one of the initial defect, like suggested in [18]. In the present case, the initial defect has $\sqrt{area}$ =0.165 mm.

Also the dimension of the considered cases lies inside the upper limit of validity of the formulas proposed by Murakami (for $\sqrt{area}$ major than 1mm, the value of ΔK_{th} is constant and equal to the one of the long cracks).
Anyway, the original Murakami formula did not give a good correspondence with the experimental results and it was modified as follows to consider the surface work hardening induced by shot peening:

$$\Delta K_{th} = 3.3*10^{-3}(HV+120)\left(\sqrt{area}\right)^{1/3}\left(\frac{1-R_{\Delta K}}{2}\right)^{\alpha}\left(\frac{FWHM_{NSP}}{FWHM_{N}}\right) \quad (1)$$

$$\Delta K_{th} = 3.3*10^{-3}(HV+120)\left(\sqrt{area}\right)^{1/3}\left(\frac{1-R_{\Delta K}}{2}\right)^{\alpha}\left(\frac{FWHM_{NSPHT}}{FWHM_{N}}\right) \quad (2)$$

where all the symbols are previously defined and the ratios (FWHM NSP/FWHM N) and (FWHM NSPHT/FWHM N) allow to distinguish the NSP and NSPHT series, respectively, from the only nitrided (N) one.
Due to the fact that we refer to the surface point of the crack front (the most critical one), the FWHM value used is the one on the surface.
By using this modified formula the following results are obtained:

ΔK_{th}= 780 Mpamm$^{1/2}$ (series NSP)

ΔK_{th}= 703 Mpamm$^{1/2}$ (series NSPHT).

These values are really close to the ones that were calculated from the experimental test results (ΔKth= 795 MPamm$^{1/2}$ (series NSP), ΔK_{th}= 722 MPam$^{1/2}$ (series NSPHT), derived from the formula $\Delta K = 0.65\Delta\sigma\sqrt{\pi\sqrt{area}}$ [18] by introducing the experimentally determined fatigue strength) and are a first validation of the possibility to use FWHM values to characterize the mechanical characteristics of surface treated materials in view of defining fracture mechanics based approaches for fatigue strength prediction.
These results enable us to affirm that the fatigue strength improvement induced by shot peening is mainly related to the hardening of the surface layer of material and not to the induced residual stress field; moreover this latter tends to relax during the test while the hardening is more stable. In fact, only by including the assumed work hardening index (FWHM) in the calculation of ΔK_{th} it is possible to obtain a reliable prediction of the experimental results, while residual stresses give a less relevant effect.

3. INFLUENCE OF SHOT PEENING PARAMETERS ON THE FATIGUE BEHAVIOR OF SMOOTH AND NOTHCED SPECIMENS MADE OF A LOW-ALLOY STEEL

This study includes the results obtained through an experimental investigation of shot peening effects on fatigue resistance of quenched and tempered (QT) steel.
In particular the effect of the shot peening parameters on the fatigue behaviour of smooth and notched specimens made of a low-alloy steel were investigated.
Rotating bending fatigue tests have been performed on different series of specimens, notched and smooth, shot peened with unlike combinations of peening parameters. The specimens of each series have been characterized using roughness measurements, X-ray diffraction measurements and performing SEM observation. The obtained results have been discussed and compared to distinguish the peening effects on notched and smooth specimens.
The material object of the study is the quenched and tempered steel 40NiCrMo7 (SAE4340) categorized among low-alloy construction steels. It is generally used in the construction of mechanical parts intended for both static and dynamic applications. Typical components made of this steel are shafts, connecting rods and linkages.
Tests both on smooth specimens and on notched ones were performed to appreciate the effect of shot peening on the material without and with a strong notch effect. The choice of the specimen dimension is related to the planned type of tests (rotating bending) and to the load limits of the test machines with respect of the expected fatigue strength of the material. As regards the smooth specimens, their geometry and dimension are shown in Fig.1a. The geometry of the notched specimens is shown in Fig.5: the theoretical stress concentration factor is equal to 2.

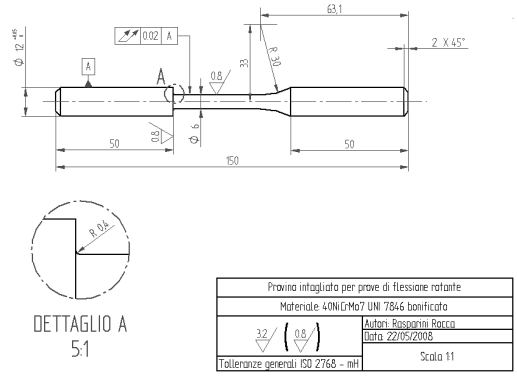


Figure 5 . Sketch of the notched specimens

Four series of smooth and notched specimens have been considered: quenched and tempered (QT) not peened, QT and shot peened with Almen intensity of 10N, QT and shot peened with Almen intensity of 6A and finally QT and shot peened with Almen intensity

of 12 A. Each series consists of 15 specimens and it is aimed to the determination of the fatigue limit.

3.1 Experimental settings and results

The experimental plan includes roughness measurements, fatigue tests, residual stress X-ray diffraction measurements and SEM observation of fracture surfaces.

Roughness measurement

Roughness measurements have been performed on some specimens of each series. The arithmetic mean (R_a) was measured to be 1.37 µm in case of not peened specimen, 1.49 µm for peened specimen (10N), 1.73 µm for peened specimen (6A) and 2.35 µm for peened specimen (12A). The measured R_t values were: 6.21 µm (NT), 9.80 µm (10N), 12.36 µm (6A), 14.32 µm (12A).

Residual stress measurements

X-ray diffraction (XRD) analysis of surface layer in the as-treated samples before and after the fatigue tests was performed to obtain the trend of residual stresses. The results are presented in the following figures. The residual stresses obtained in different directions are more or less the same. Figure 6 represents XRD results for not peened specimens while Figures 6 to 9 show the residual stress trend in peened specimens, before and after the fatigue cycles.

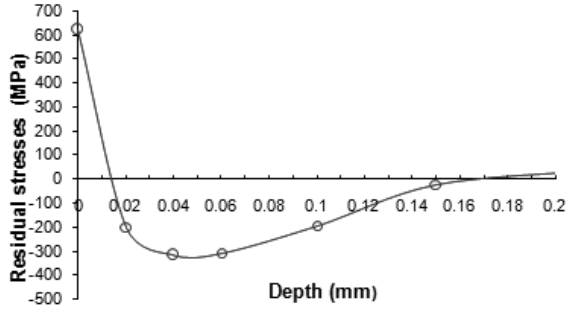


Figure 6. Residual stresses in not peened series.

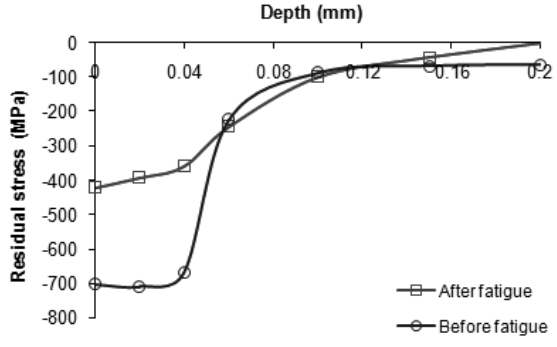


Figure 7. Residual stresses before and after fatigue test for series 10N.

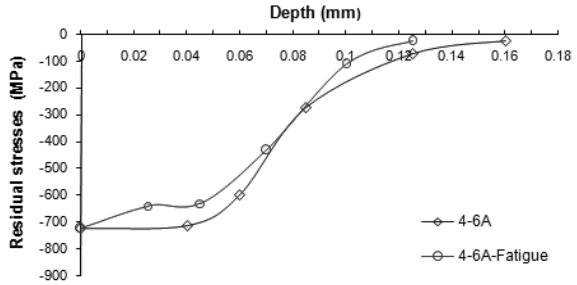


Figure 8. Residual stresses before and after fatigue test for series 6A.

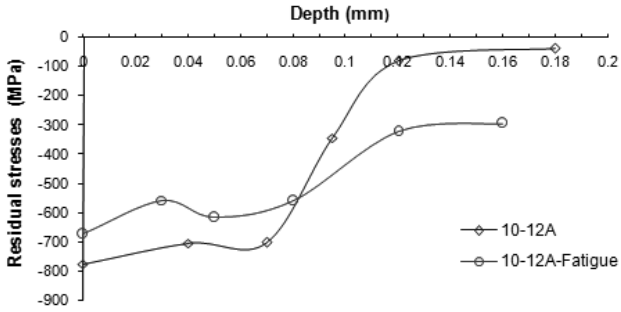


Figure 9. Residual stresses before and after fatigue test for series 12A.

In Figures 10, 11, 12 and 13 the FWHM trend of the peened specimens is shown, before and after the fatigue tests.

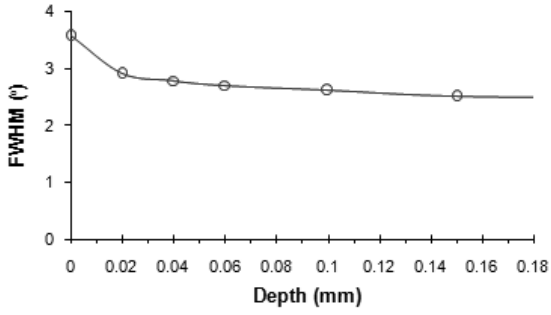


Figure 10. FWHM trend in not peened series

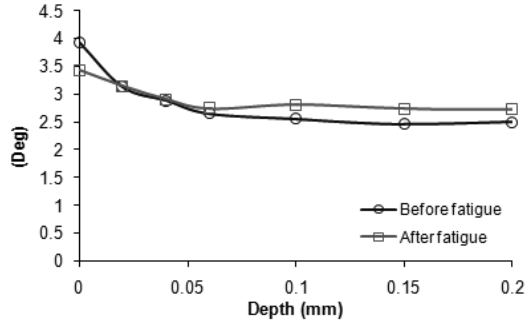


Figure 11 - FWHM before and after fatigue test for series 10N.

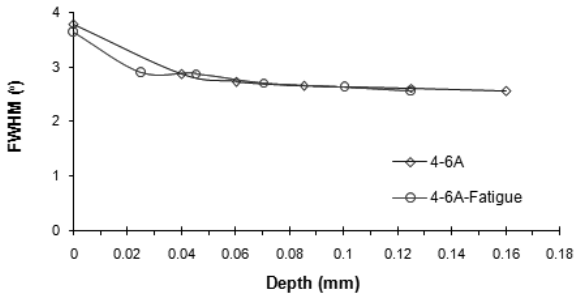


Figure 12 - FWHM values before and after fatigue test for series 6A.

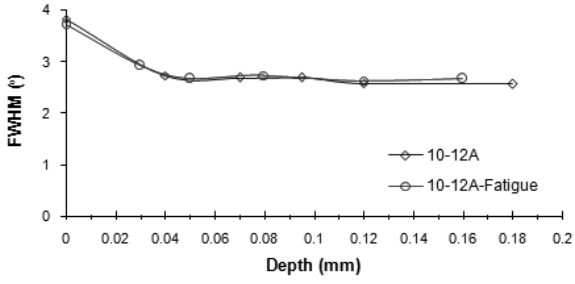


Figure 13 - FWHM values before and after fatigue test for peened series 12 A.

Fatigue tests

Rotating bending fatigue tests have been performed on all the 8 described series of specimens including smooth and notched. All tests has been carried out in load control mode with the stress ratio $R= \sigma_{min}/\sigma_{max}=-1$. The notched series have been used for obtaining Wöhler (S-N) curve. The tests have been performed based on the Stair-case method for all series. The specimens were considered as run-out after passing 5.000.000 cycles.

Fatigue limit has also been calculated for both not peened series using the Hodge-Rosenblatt method [22].

Table 1. Fatigue limits of the tested series (values in MPa).

	NP	10 N	6A	12A
Smooth specimens	602	705	676	712
Notched specimens	390	438	492	518

From the results it is clear that the shot peening is able to strongly increase the fatigue limit of both smooth and notched specimens. Anyway, the trend of the increment of the fatigue limit is not the same: while in the case of the notched specimens the higher is the intensity the higher is the fatigue strength, in the case of smooth specimens the 10N series, notwithstanding the relaxation of the residual stresses during the fatigue tests and the smallest surface hardening induced by shot peening, give superior performance with respect of the 6A series and almost the same results of the 12 A series. This is interpreted taking into account the different roughnesses induced by shot peening.

This peculiar behaviour can be related to the different stress gradient of the smooth and the notched specimens and on the role played by the surface roughness. This latter results to be less affected by the 10N shot peening and able to compensate the minor effective residual stress filed.

To look in depth at this peculiar aspect another series of fatigue tests was performed where the surface finishing of the peened specimens was decreased by means of the REM treatment. The arithmetic mean roughness R_a measured was 0.22 μm for peened specimen (10-12 N), 0.28 μm for peened specimen (6A) and 1.26 μm for peened specimen (12A). The R_z values resulted equal to: 2.00 μm for peened specimen (10N), 2.07 μm for peened specimen (6A) and 7.26 μm for peened specimen (12A). The fatigue strength determined by the experiments was equal to 724 MPa (10N), 712 MPa (6A) and 672 MPa (12A).

The importance of the roughness is now clearer and it suggests to take also this fact into consideration for the definition of the optimal peening parameters with respect of the geometry and the applied load and also for the definition of design approaches that take shot peening into account.

4. FATIGUE BEHAVIOR OF A LOW-ALLOY STEEL WITH A NANOSTRUCTURED SURFACE OBTAINED BY SEVERE SHOT PEENING

The third case that is considered refers to the possibility to obtain nansotructured surfaces by severe plastic deformation induced by shot peening. In fact, among the treatments used to improve surface behavior, the ones that allow generating a surface nanocrystallized (SNC) layer by severe plastic deformation (SPD) are receiving increased attention in the last years. A variety of SPD processes have been proposed to produce surface nanocrystallization. Among these latter, alternative methods of shot peening have been applied due to relative simplicity and applicability for different classes of materials.

Recently researches have successfully revealed that particular shot peening processes which are different from conventional air blast shot peening (ABSP), not only for the needed technological facilities but also for the mechanics of the treatment, have been aimed at achieving ultrafine grained materials on the surface of treated parts [23]. However, these processes are not so popular from an applicative point of view, since they require dedicated facilities and do not allow adequate production rates. On the other hand, it would be convenient to adapt conventional shot peening to obtain ultrafine or nanocrystallized (NC) surfaces, since its flexibility makes it possible to be used for

components of almost any shape and dimension of interest.

It is well known that fatigue properties of materials are highly sensitive to the grain size. A small grain size can enhance the fatigue crack initiation threshold and coarse grains may deflect the propagation paths of fatigue cracks by grain boundaries, thus introducing crack closure and decreasing the rate of crack growth [23]. Since most fatigue cracks initiate from the surface and propagate to the interior, a component with a NC surface layer and coarse grained interior is expected to show improved fatigue properties because both fatigue crack initiation and propagation are inhibited by fine grains near the surface and coarse grains in the interior, respectively. Under high cycle fatigue conditions, the crack initiation process dominates a vast majority of the fatigue life time. Even under low cycle fatigue conditions, without pre-existing defects the crack initiation phase is a necessary precursor to fatigue failure. An important key to enhanced fatigue performance in NC metals lies in the potential for these materials to suppress the crack initiation process [24].

Especially in case of surface nanocrystallization shot peening based processes, the induced residual compressive stresses can also effectively delay the propagation of fatigue cracks. In fact the presence of induced compressive residual stresses at the surface, surface microstructures including stable NC grains, high dislocation densities, martensite and second phases [25-27] that can play an important role in improving fatigue strength, make the interpretation of improved fatigue properties more difficult [24].

Few studies have been performed on fatigue behaviour of SNC material and most of them refer to light alloys [25-29] or to stainless steels [30-32].

Here, the attention is focused on a low alloy steel and on the effect on fatigue strength of SNC material obtained by application of severe shot peening (SSP) process performed by using a conventional shot peening device [33].

4.1 Experimental procedure

Low alloy steel (39NiCrMo3, according to the Italian nomenclature) specimens were subjected to different approaches of ABSP using unlike parameters. Three different series of specimens were considered: NP, CSPed and SSPed. Table 2 shows the applied shot peening parameters for each series. Cast steel shots have been used in all performed peening procedures. The experiments were carried out in the same way described in Section 2. The TEM observations have been carried out using a Philips CM12 microscope operating at 120 kV. To perform TEM observations very thin pieces of specimens were first cut by electrical discharge machine, then were mechanically polished from the untreated side and finally the last step of thinning was performed by means of ion milling with proper incident angles.

Table 2. Aspects of the three shot peened series of specimens

Treatment	Shot diameter (mm)	Air speed (m/s)	Almen Intensity (0.0001 inch)	Coverage%
Not peened (NP)	-	-	-	-
Conventionally shot peened (CSP)	0.42	30	15A	100
Severely shot peened (SSP)	0.58	90	7C	1500

4.2 Results

Microscopy observations

As illustrated in Fig. 14 from the overall view of the cross sections in SEM observations, a distinct region separated with sharp boundaries from the underlying layer is easily recognized on the top surface. This layer representing a very dense structure near the surface as stated by Saitoh et al. [34] is considered to be the fine grained layer. Beneath this region, the severely deformed work hardened area can be observed.

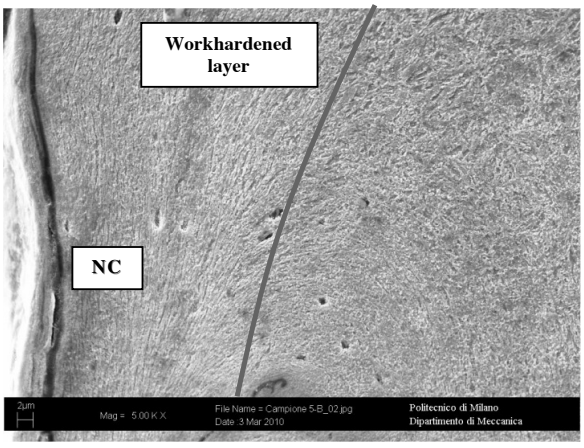


Figure 14 - Particular of the severely deformed surface layer of material obtained by SSP.

Fig. 15 shows TEM bright-field image and the corresponding selected area diffraction (SAD) pattern obtained at impacted surface of SSPed specimen. The bright-field image represents irregularly shaped grains the average size of which is measured to be 50 nm. This mean size is close to the average grain size obtained from in situ high-energy synchrotron XRD device which was 56 nm. As it is shown in the upper left corner of Fig. 15, SAD pattern is composed of partially continuous diffraction rings, which confirm that the as-received large crystalline grains have been broken down to nanograins at this region. The diffraction patterns also clearly indicate that nanograins at impacted surface have completely random orientations with high angle grain boundaries.

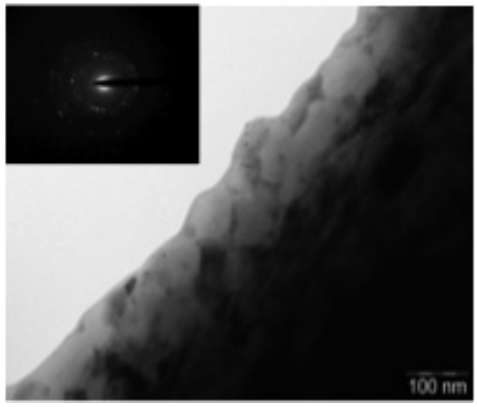


Figure 15 – TEM bright-field image and the corresponding selected area diffraction (SAD) pattern obtained at impacted surface of SSPed specimen.

Hardness measurement

Fig. 16 depicts the variation of hardness from treated surface to the bulk material for treated specimens. The results indicate that near the treated surface of different SSPed specimens (A and B) hardness has been significantly increased up to 23% in comparison with a conventionally peened (CSPed) specimen. The increase in hardness from the bulk to the surface seems to follow the grain refinement observed by SEM.

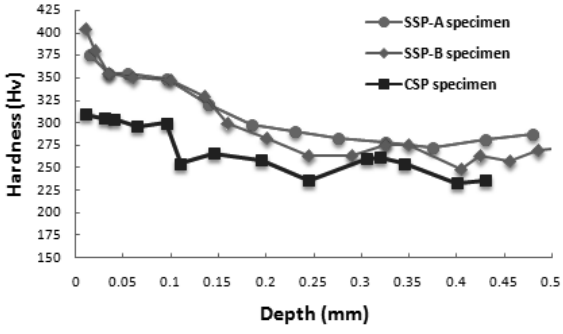


Figure 16 – In depth hardness profile

As stated also in [35] no sudden jump is observed in the hardness at the boundary between the NC layer and the work hardened region. Indeed, a more detailed study with a thicker NC surface layer (50 μm thick) [28] has confirmed that the hardness of the NC surface layer is a simple extension from the hardness of the work hardened region.

Analysis of residual stress profile

XRD measurements imply that a considerable depth of material is characterized with significant compressive residual stresses. This is verified by the comparison of in-depth residual stress trend between CSPed and SSPed specimens shown in Fig. 17.

In the same figure it can be observed that the SSPed specimen shows lower on-surface stress values. The maximum stress value is more or less the same for both specimens, while it occurs in a deeper layer in comparison with CSPed specimen.

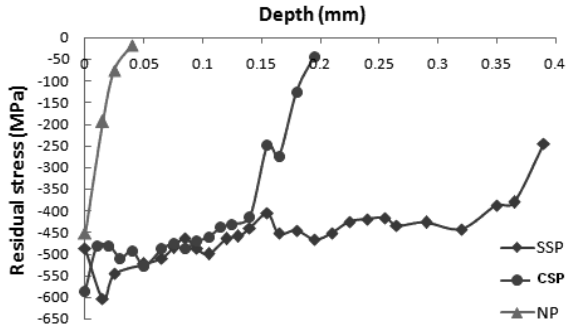


Figure 17 – In-depth residual stress profile

Estimation of work-hardened layer thickness

As it is observed in Fig. 18 the amount of FWHM is considerably growing with increasing kinetic energy of the peening process. This issue has been validated also numerically [13]. The thickness of the work-hardened layer can be estimated as the thickness of the layer which shows considerably increased FWHM values in comparison with the core material (approximately 0.3–0.35 mm as shown in Fig. 18).

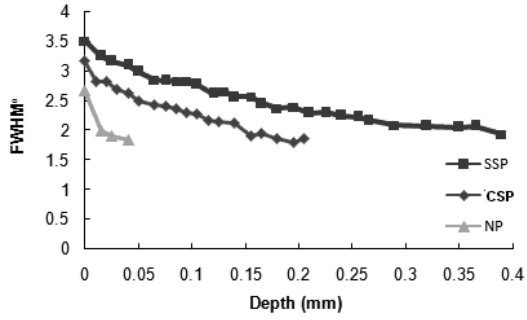


Figure 18 – In-depth FWHM profile

Roughness measurements

Increase in roughness is well-recognized as a side effect of shot peening process. In the case of specimens treated with severe parameters the obtained surface is considerably rougher than that of the specimens treated with conventional parameters. Table 3 shows the surface roughness parameters of the as-received NP, CSPed and SSPed specimens. It shall be mentioned that roughness has been measured on three specimens for each series and the average values are presented in Table 3. As shown in Table 3 through these processes, the arithmetic-mean value (Ra) that can be considered as the representative parameter of surface roughness has increased from 0.57μm for NP specimen to 3.53μm for CSPed specimen and eventually noticeably increased to 8.58μm for SSPed specimen.

Table 3. Surface roughness parameters of shot peened specimens

Treatment	R_a [μm]	R_q [μm]	R_z [μm]	R_t [μm]
NP	0.57	0.79	3.45	4.94
CSPed	3.53	4.34	17.41	23.21
SSPed	7.53	8.98	33.90	44.34

Fatigue tests

Rotating bending fatigue tests (stress ratio R=-1) have been carried out at room temperature on the as received NP, and a set of SSPed smooth and notched specimens the geometry of which is presented in Fig.1a. The fatigue tests were continued up to N=3 million cycles.

Notwithstanding the very high surface roughness, the as-treated SSPed smooth specimens showed an improvement of almost 4% with respect to NP specimens.

However the most interesting data is the one of the notched specimens: in this case , the fatigue limit was increased by 246% with respect of the not treated specimens (690 MPa versus 280 MPa). This results is surprising and leaves many keys of interpretation. Indeed, it seems that the different behavior for the smooth and the notched specimens is related to a combination of the roughness and of the stress gradient. In fact nanostructures are really effective in improving the fatigue crack initiation resistance. This property is particularly important in the case of step stress gradient, where the stress rapidly decreases in the nanostructured layer of material, making it effective in preventing crack initiation even in the presence of a remarkable surface roughness. On the contrary, in the case of the smooth specimens, the low stress gradient make more important the role of the surface roughness for promoting crack initiation. Anyway this aspect of the research is still on course and no definitive answers can be drawn.

CONCLUSIONS

In the present paper some recent experiences about shot peening carried out by the author were described and critically reviewed. From the results is possible to get some useful indications about problems and perspective for future application of this treatment.

The experiments have shown that the role of residual stresses is not the only one to be considered in view of assessing the behaviour of shot peened parts. Also the hardening play an important role in modifying the fatigue strength of peened components even if its effect is not adequately estimated by means traditional parameters as hardness. From this point of view, the use of FWHM parameters by means of XRD measurements gives more accurate information.

But from the experiments done emerge also that, at least for not surface hardened materials, roughness is another important factor to be considered to characterize the fatigue behaviour of shot peened parts. This factor has not been adequately considered in the past but its role cannot be neglected, especially for parts not severely notched, without a steep stress gradient. Anyway also in this case the traditional way to define the surface finishing by means of roughness related parameters seems not to be able to take this effect into account correclty. A design approach aimed to assess the fatigue strength of shot peened parts will have to consider all this factors, but more research has to be performed to find more quantitative relations that can be applicable in a wide range of practical cases.

As regards new perspectives in shot peening, the possibility to obtain a nanostructured surface by severe (high energy) peening parameters is really promising and could open new field of applications, not only related to fatigued parts. Anyway, this technology is still under development and to compete with other treatments used with the same aim, further investigations are necessary to obtain a more favourable surface roughness and to find the relations between the treatment parameters and both the microstructural characteristics of the nanostructured layer and the mechanical behaviour.

The present results were obtained on steels, anyway, on the basis of results obtained by other authors (i.e. [24-29]), it is possible to affirm that the previous considerations remain still valid also if other kind of materials are considered.

AGRADECIMIENTOS

I would like to thank Profesora Cristina Rodríguez González for inviting me and for giving me the honour to have the plenary lecture of the GEF 2011 Conference.

Thanks to Sara Bagherifard, Inés Fernandez Pariente and Ramin Ghelichi for their enthusiast and invaluable contribution during the development of this work.

I would like to thank also Peenservice srl for supporting the present research.

REFERENCES

[1] Schulze V. *Modern Mechanical Surface Treatment*, Wiley-Rich, 2004.

[2] Harris W.J., Syers G. *Fatigue alleviation* Oxford University Press, 1089.

[3] Marsh K.J. *Shot Peening: Techniques and Application,* Ed. EMAS, 1993.

[4] Fuchs H. O., Stephens R.I. *Metal Fatigue in Engineering*, John Wiley & Sons, 1980.

[5] S. Baker (Ed.) (2009) *Shot Peening* (II Edition), MFN Publishing House, Wetzicon (Switzerland), 2009.

[6] Föppl O. "Geschichtlinche entwicklung des Oberflächendrückens zum Zwecke der Steigerung der Dauerhaltbarkeit", *Mitteilungen des Wöhler-Instituts Braunschweig*, Heft 36, Friedr., Vieweg & Sohn, Braunschweig, 1938.

[7] Thum A., Ochs H. "Die Bekäampfung der Korrosionsermüdung durch Druckvorspannung", *VDI* 76, pp. 915-916, 1932.

[8] Almen J. O. "Duratibility of Automotive Gears", *Automotive Ind.,* **77**, 1937.

[9] Almen J.O., Black P.H. *Residual stresses and fatigue in metals*, Mc Graw-Hill Book Company, 1963.

[10] Al-Hassani S.T.S. "Mechanical aspect of residual stress development in shot peening", *Proc. The First International Conference on Shot Peening (ICSP 1)*, Paris, pp.14-17, 1981.

[11] Guagliano M. "Relating Almen intensity to residual stresses induced by shot peening: a numerical approach", *Journal of Materials Processing Technology,* **110**, pp. 277-286, 2001.

[12] Guagliano M, Vergani L, Bandini M, Gili F. An approach to relate the shot peening parameters to the induced residual stresses. Proc. ICSP7 (7^{th} International Conference on Shot Peening) (Ed. A. Nakonieczcy), IMP – Warsaw, pp. 274.282, 1999.

[13] S. Bagherifard, R. Ghelichi, M. Guagliano, "A numerical model of severe shot peening (SSP) to predict the generation of a nanostructured surface layer of material", Surface & Coatings Technology, Vol. 204, p.4081-4090, 2010.

[14] Guagliano M., Vergani L. "An approach for prediction of fatigue strength of shot peened components" *Engineering Fracture Mechanics,* **71**, No.4-6, pp. 501-512, 2004.

[15] Fernandéz Pariente I., Guagliano M. (2008) "About the role of residual stresses and surface work hardening on fatigue $\Delta K_{th}$of a nitrided and shot peened low alloy steel", *Surface and coating Technology*, **202**, pp. 3072-3080, 2008.

[16] Colombo C., Guagliano M., Vergani L. "Fatigue Crack Growth Behaviour of Nitrded and Shot Peeened Specimens", *Structural Integrity and Durability*, **1,** 253-265, 2005.

[17] Guagliano M.; Guidetti M., Riva E. "Contact fatigue failure analysis of shot-peened gears" *Engineering Failure Analysis,* **9**, pp. 147-158, 2002.

[18] Murakami Y., *Metal Fatigue: Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions* (Elsevier) 35-74, 2002.

[19] El Haddad M.H., Topper T.H., Smith K.N., "Prediction of Non-Propagating Cracks" *Engineering Fracture Mechanics*, **11**, 573-584, 1979.

[20] Rodopoulos C.A., de los Rios E.R. **"**Theoretical analysis on the behaviour of short fatigue cracks" *International Journal of Fatigue*, **24** pp. 719-724, 2002.

[21] E.R. De Los Rios, P. Mercier and B.M. El-Sehily, Short crack growth behaviour under variable amplitude loading of shot peened surfaces, *Fatigue Fracture Engineering of Material Structures* **19**, pp. 175–184, 1996.

[22] K.A. Brownlee, J.L. Hodges and Jr. M. Rosenblatt, *Journal of the American Statistical Association*, **48**, No. 262, pp/ 262-277, 1953.

[23] Bagherifard S, Guagliano, M. Review of shot peening processes to obtain nanocrystalline surfaces in metal alloys. *Surface Engineering,* **25**, 1-14, 2009.

[24] Padilla HA, Boyce BL. A Review of Fatigue Behavior in Nanocrystalline Metals. Experimental Mechanics, **50**, pp5–23, 2010.

[25] Villegas JC, Shaw LL, Dai K, Yuan W, Tian J, Liaw PK et al. Enhanced fatigue resistance of a nickel-based hastelloy induced by surface nanocrystallization and hardening process. *Philosophical Magazine Letters*, **8**, 427-38, 2005.

[26] Shaw LL, Tian JW, Ortiz AL, Dai K, Villegas JC, Liaw PL, et al. A direct comparison in the fatigue resistance enhanced by surface severe plastic deformation and shot peening in a C-2000 superalloy, *Materials Science and Engineering A*, **527**, pp. 986-994, 2010.

[27] Jiang XP, Wang XY, Li JX, Li DY, Man CS, Shepard MJ et al. Enhancement of fatigue and corrosion properties of pure Ti by sandblasting. *Materials Science and Engineering A*, **429**, pp. 30–35, 2006.

[28] Shaw L, Villegas J, Huang JY, Chen S. Strengthening via deformation twinning in nickel alloys. *Material Science and Engineering A* , **480**, pp. 75-83, 2008.

[29] Tian JW, Villegas JC, Yuan W, Fielden D, Shaw L, Liaw PK et al. A study of the effect of nanostructured surface layers on the fatigue behaviors of a C-2000 superalloy. *Material Science and Engineering A*, **468–470**, pp 164–170, 2007.

[30] Altenberger I, Scholtes B, Martin U, Oettel H. Cyclic deformation and near surface microstructures of shot peened or deep rolled austenitic stainless steel AISI 304. *Material Science and Engineering A*, **264**, pp. 1–16, 1999.

[31] Mano H, Kondo S, Matsumuro A. Microstructured surface layer induced by shot peening and its effect on fatigue strength. *J Japan Inst Metals*, **70**, pp. 415–419, 2006.

[32] Roland T, Retraint D, Lu K, Lu J. Fatigue life improvement through surface nanostructuring of stainless steel by means of surface mechanical attrition treatment. *Scripta Materialia*, **54**,1949–1954, 2006.

[33] Bagherifard S, Fernandéz Pariente I, Ghelichi R, Guagliano M. Fatigue properties of nanocrystallized surfaces obtained by high energy shot peening. *Procedia Engineering*, pp. 1683–1690, 2010.

[33] Saitoh H, Ochi T. Kubota M. Formation of surface nanocrystalline structure in steels by air blast shot peening. *Proceedings of the 10th International Conference on Shot Peening (ICSP10)*, pp488-493, 2008.

[34] Dai K, Shaw L. Analysis of fatigue resistance improvements via surface severe plastic deformation. *International Journal of Fatigue* 30, pp. 1398–1408, 2008.

FRACTURA POST-CEDENCIA DE POLÍMEROS

M.Ll. Maspoch[1], E. Franco-Urquiza[1], O.O. Santana[1], J. Gamez-Perez[2], M. Sánchez-Soto[1], J. I. Velasco[1] , A.B. Martínez[1]

[1]Centre Català del Plàstic. Universitat Politècnica de Catalunya.
C/Colón 114, 08222 Terrassa, España
E-mail: maria.lluisa.maspoch@upc.edu

[2]Dept. d'Enginyeria de Sistemes Industrials i Disseny, Universitat Jaume I de Castelló
12071 Castelló, España

RESUMEN

La técnica del trabajo esencial de fractura (EWF) se ha utilizado en la caracterización a fractura de materiales que desarrollan una amplia ductilidad y donde ocurre una completa cedencia antes del inicio de la propagación de la grieta. De esta manera, la técnica EWF caracteriza la fractura post-cedencia determinando dos parámetros: el trabajo esencial específico de fractura (w_e), relacionado con la superficie donde ocurre el proceso real de fractura, y el trabajo no esencial específico de fractura (w_p), relacionado con el trabajo plástico realizado en la zona exterior de la zona de fractura. La técnica EWF ha sido utilizada satisfactoriamente, especialmente en polímeros, permitiendo el estudio de la influencia de distintas variables sobre el comportamiento a fractura. Su elevada sensibilidad así como su fácil aplicabilidad le confieren amplias ventajas sobre otras técnicas tales como la integral J. En este trabajo se analizan algunos aspectos metodológicos de la técnica y se recopilan ejemplos de su aplicación, haciendo hincapie en la relación procesado-estructura-propiedades.

ABSTRACT

The Essential Work of Fracture (EWF) technique has been used for the ductile materials characterization, where yielding phenomenon occurs before crack propagation. The EWF method characterizes the post-yielding fracture, determining two parameters: the specific essential work of fracture, w_e related with the real fracture process area, and the specific non-essential work of fracture, w_p that corresponds with the work done in the outer region of the crack tip. The EWF technique has been successfully employed especially with polymers, allowing the study of the influence of many variables on the fracture behaviour, unavailable using other techniques such as J_{IC} determination. In this work, some of the methodology aspects of the technique are analyzed and examples of its applicability are gathered, emphasizing the process-structure-properties relations.

PALABRAS CLAVE: Mecánica de la fractura post-cedencia (PYFM), trabajo esencial de fractura (EWF), fractura de polímeros, mezclas de polímeros y nanocompuestos

1. INTRODUCCIÓN

En las últimas décadas se ha producido un incremento substancial en el uso de materiales plásticos en forma de films o láminas aplicados al mercado del envase y embalaje y a la agricultura. En la mayoría de estas aplicaciones se requiere un buen control de la morfología, de las propiedades mecánicas y de la tenacidad del material, a fin de garantizar su durabilidad y comportamiento en servicio. En la actualidad, la caracterización mecánica en general, y la fractura en particular, tiene un gran interés industrial como herramienta de control de calidad y mejora en el desarrollo de nuevos productos. Sin embargo, se ha podido constatar que los ensayos mecánicos que se utilizan para caracterizar las propiedades de resistencia a la fractura de estas láminas y films son fundamentalmente los ensayos de desgarro. Dichos ensayos se basan en consideraciones de tipo empírico y no permiten obtener ningún parámetro intrínseco del material que sea comparable entre distintos materiales y/o configuraciones de ensayo, y que tenga un sentido físico bien establecido. La Mecánica de la Fractura (MF) se presenta como una herramienta de estudio mucho más potente que el análisis tradicional ya que permite obtener, idealmente, parámetros de fractura intrínsecos del material .

La fractura de films y láminas de polímeros se produce, generalmente, en condiciones de baja triaxialidad debido a su reducido espesor y después del colapso plástico del material (post-cedencia). En este contexto,

el concepto del Trabajo Esencial de Fractura (EWF) se ha revelado como una herramienta que se adapta muy bien a las necesidades planteadas anteriormente. En los últimos años, distintos grupos de investigación han destacado el interés del concepto del Trabajo Esencial de Fractura aplicado a polímeros. Si bien se ha demostrado las grandes posibilidades de este concepto, también se ha observado que todavía existen ciertas incertidumbres sobre el procedimiento experimental. Además, se ha detectado que, en general, se ha profundizado poco en la relación estructura-propiedades, limitándose la mayoría de los trabajos a obtener unos parámetros de fractura de forma relativamente independiente de las características morfológicas del material.

Para los polímeros amorfos la relación entre tenacidad y parámetros estructurales está relativamente bien establecida, no obstante, en los sistemas basados en polímeros semicristalinos, dicha relación está aún lejos de entenderse. Esto se debe a la fuerte interrelación de la estructura cristalina que hace difícil estudiar el efecto de un parámetro estructural de forma independiente. En la figura 1 se resumen los factores que pueden afectar a la respuesta mecánica de los sistemas poliméricos.

Figura 1. Factores que afectan la respuesta mecánica de los polímeros y de compuestos poliméricos.

Tal como se esquematiza en la figura 1, la respuesta mecánica de un polímero será de tipo elástico-lineal, elastoplástica o post-cedencia en función de la morfología y de la microestructura del material así como de las condiciones del ensayo. No obstante, hay que tener en cuenta que la morfología y la estructura del material no sólo serán función de características y arreglos moleculares, sino que estarán influenciadas por el proceso de transformación que podrá inducir determinadas microestructuras (fases cristalinas, texturas cristalinas, orientación molecular). Por otro lado, la incorporación de aditivos, cargas y/o refuerzos puede afectar la microestructura resultante en función de la dispersión alcanzada y de posibles orientaciones.

A lo largo de esta comunicación se presentarán algunos ejemplos que ilustran esta dependencia entre el proceso de fabricación, la estructura del material y sus propiedades de fractura. En los trabajos de revisión [1,2], publicados en 2009 y 2010, se puede encontrar información detallada sobre la aplicación de la técnica EWF a diferentes sistemas poliméricos, así como una amplia y actualizada relación de referencias bibliográficas.

2. CONCEPTO DE TRABAJO ESENCIAL DE FRACTURA

El concepto de Trabajo Esencial de Fractura (EWF) está basado en la idea de Broberg [3], que planteó el uso de un simple parámetro relacionado con la descripción del proceso de fractura durante el crecimiento estable de una grieta dentro de un entorno que ha alcanzado condiciones de colapso plástico. En polímeros, dicha situación se da una vez alcanzada la tensión a la cedencia, de ahí que suele ser englobada dentro de los postulados de la Mecánica de la Fractura Post-Cedencia (PYFM) [4]. Sin embargo, no fue hasta 1977 cuando Cotterel y Reddel [5] aplicaron la idea de Broberg en el desarrollo del concepto y metodología del *trabajo esencial de fractura* (EWF).

La idea fundamental de Broberg [3] consiste en separar la energía total de fractura (W_f), en estas condiciones, en dos términos energéticos: el de la zona interior del proceso de fractura (FPZ) y el de la zona plástica exterior de fractura (OPZ). En el caso de una probeta doblemente entallada y solicitada a tracción (DDENT), ambas zonas pueden ser fácilmente identificadas, tal y como se esquematiza en la Figura 2.

En la zona FPZ, ocurre el proceso real de fractura, dando lugar a la creación de dos nuevas superficies. La energía asociada a este proceso es el trabajo esencial de fractura (W_e), el cual es proporcional a la sección del ligamento l·t (Figura 2a).

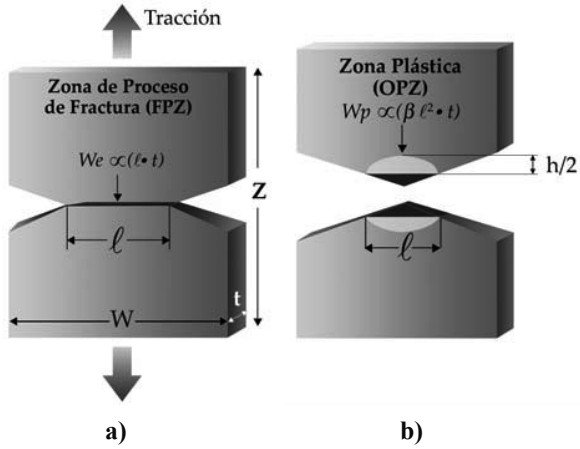


Figura 2. Esquema de la probeta DDENT: a) antes de ser ensayada a tracción y b) después de ser ensayada a tracción.

En la zona plástica exterior de fractura (OPZ) tienen lugar el resto de fenómenos asociados a la fractura dúctil, tales como la deformación plástica y otros procesos disipativos: cedencia por cizalladura, crazing o cavitación, entre otros. La energía involucrada en la OPZ, denominada trabajo no-esencial de fractura o trabajo plástico (W_p), es proporcional al volumen de la región deformada (Figura 2b). Esto queda resumido mediante la siguiente expresión:

$$W_f = W_e + W_p = w_e \cdot \ell t + \beta w_p \ell^2 \cdot t \quad (1)$$

Donde w_e es el trabajo específico esencial de fractura, l es la longitud del ligamento, t es el espesor de la probeta, β es el factor de forma de la zona plástica y w_p es el trabajo no-esencial específico de fractura. Dividiendo ambos términos de la ecuación 1 por la sección de ligamento (l·t), se obtiene que el trabajo específico de fractura (w_f) es:

$$w_f = \frac{W_f}{\ell \cdot t} = w_e + \beta w_p \quad (2)$$

El procedimiento experimental consiste en ensayar varias probetas DDENT con distinta longitud de ligamento, y a partir de las curvas fuerza vs. desplazamiento (Figura 3a) se determina la energía de fractura (W_f) como el área bajo la curva. De cumplirse la proporcionalidad expresada en la ecuación 2, es posible determinar w_e y βw_p representando los valores de w_f en función de l, y ajustándolos a la ecuación de una recta por regresión lineal, correspondiendo la ordenada en el origen a w_e y la pendiente a βw_p, tal y como se representa en la Figura 3b.

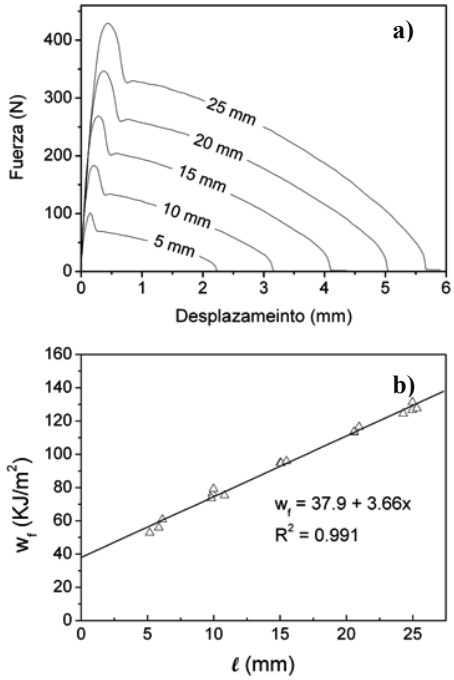


Figura 3. Determinación de los parámetros de fractura para un PLA [6]: a) curvas fuerza vs. desplazamiento y b) regresión lineal de la representación gráfica de w_f vs. l.

El parámetro w_e representa la energía para generar las dos nuevas superficies y está relacionado con la tenacidad del material. Por otra parte, βw_p está relacionado con la resistencia que ofrece el material a la propagación de la grieta.

3. CONSIDERACIONES EXPERIMENTALES PARA LA APLICACIÓN DE LA TÉCNICA EWF

3.1. Normalización

En 1993, Gray llevó a cabo el primer intento de normalizar el método EWF dentro del comité técnico número 4 de la European Structural Integrity Society (ESIS TC-4) [7], en donde se establecieron las siguientes recomendaciones:

a) La zona del ligamento debe estar completamente en cedencia antes de que la grieta inicie su propagación.
b) Para poder emplear la ecuación (2), las probetas deben estar realmente bajo un estado de tensión plana, lo cual se verifica al aplicar el criterio de Hill [8].
c) La forma de las curvas fuerza vs. desplazamiento (F-d) deben ser similares para todas las probetas ensayadas de diferente longitud de ligamento, ya que avala el desarrollo de una geometría de fractura común a todas las probetas (Figura 3a).
d) Las longitudes de ligamento deben encontrarse dentro del siguiente rango:

$$\max(3t - 5mm) < 1 < \min\left(\frac{W}{3}, 2r_p\right) \quad (3)$$

Siendo W el ancho de la probeta y r_p el radio de la zona plástica, el cual se define como:

$$2r_p = \left(\frac{\pi}{8}\right)\left(\frac{Ew_e}{\sigma_y^2}\right) \quad (4)$$

Siendo E y σ_y el módulo de elasticidad y la tensión de cedencia respectivamente. Ambos parámetros deberán ser obtenidos para un mismo material, mediante ensayos a tracción y bajo condiciones de ensayo similares (espesor, velocidad de deformación y temperatura).

También se recomendó medir la altura de la zona plástica (h en la Figura 2b) para poder determinar el factor de forma (β), proponiendo tres formas geométricas distintas: rombo, círculo o elipse. Este primer protocolo de norma se revisó en 1997 [9] y posteriormente en el 2001 [10], acordando que el criterio de Hill se podría complementar por la existencia de una uniformidad en el estado de tensiones. Lo anterior se verifica a través de un valor de tensión máxima (σ_{max}), el cual debe ser similar en todas las probetas ensayadas, independientemente de la longitud de ligamento.

A pesar de todas las revisiones y trabajos realizados por el comité de la ESIS TC-4 [11, 12] aún existen algunas

cuestiones que causan controversia. Simultáneamente a la realización de las series de ensayos interlaboratorios, se puso en marcha un proceso de normalización por parte de la ISO (ISO/CD 18874). Este borrador [13] incluye todos los detalles del método EWF, sin embargo, hay que destacar que actualmente se encuentra en revisión, sobre todo debido a la pobre reproducibilidad de los resultados alcanzados en los *round-robin*.

En la literatura, se pueden encontrar muchos trabajos que profundizan en aspectos experimentales y/o metodológicos de la técnica EWF, así como en la mejora del análisis de los datos o incluso en relacionar los parámetros EWF con otros parámetros intrínsecos del material [1, 2, 14, 15]. A continuación se comentan algunos de estos aspectos.

3.2. Dimensiones de la probeta DDENT [16]

De acuerdo con el concepto del trabajo esencial de fractura, el parámetro w_e representa la tenacidad del material, por lo que es independiente de la geometría de la probeta. Para verificar lo anterior, se han realizado estudios que analizan la dependencia de los parámetros EWF con distintas variables. En el caso que se presenta, un polipropileno isotáctico (iPP), las variables estudiadas fueron:

- Anchura de la probeta DDENT (W): 30-60 mm
- Distancia entre mordazas (Z): 20-150 mm
- Rango de longitud del ligamento (l) de la probeta DDENT
- Espesor de la probeta DDENT (t): 38-2500 μm

En este trabajo se concluyó que el ancho de la probeta (W en la Figura 2) no influye drásticamente en w_e ni en βw_p.

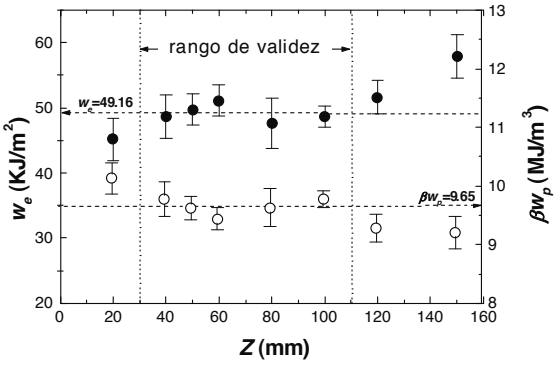


Figura 4. Variación de w_e y βw_p con la distancia entre mordazas (Z). Se señala el rango donde estos parámetros no muestran dependencia de Z.

La distancia entre mordazas (Z), al variar desde 40 hasta 100 mm, tampoco parece influir en los parámetros de fractura (figura 4).

Con respecto a la longitud del ligamento (l) se observó que la longitud mínima no parece estar supeditada al criterio l > (3-5)·t, ya que se encontró que l era válida para valores comprendidos entre 5 y 6 mm, y que era independiente del espesor de la probeta. Finalmente, el espesor (t) de la probeta DDENT tuvo un efecto significativo en los parámetros de fractura del iPP estudiado, ya que un incremento de t produjo una clara disminución en los valores de w_e. Este resultado está relacionado con el estado de triaxialidad pero además puede depender de la morfología inducida durante el procesado. Estos cambios llevan asociados modificaciones de los mecanismos de deformación, tal como se pudo apreciar a través de microscopía electrónica de barrido, figura 5 [16].

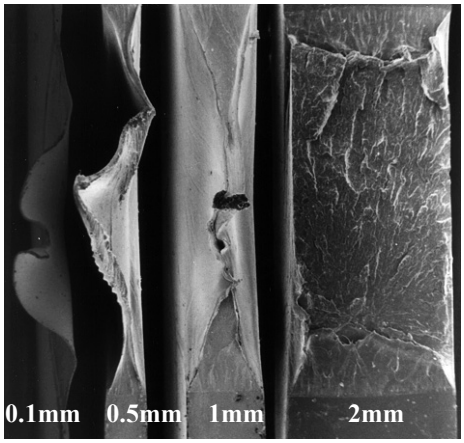


Figura 5. Micrografías de las superficies de fractura de probetas DDENT de iPP con diferentes espesores. Comportamiento dúctil (izquierda) y frágil (derecha).

3.3. Método de agudización de la entalla [17]

Tal como se ha comentado, la normalización de la técnica EWF supone aún un reto, siendo la calidad y la agudización de la entalla uno de los puntos clave para ello, tal como se ha podido constatar en diversas series de *Round Robin* de la ESIS TC-4 [11, 12].

En un trabajo reciente realizado con láminas extruídas de un copolímero en bloque propileno-etileno (EPBC) con un contenido de etileno del 8.5% en peso [17], se utilizó un nuevo procedimiento para la agudización de las entallas de las probetas DDENT, el cual se basó en la técnica de ablación térmica por pulsos de radiación láser en periodos de femtosegundos (femtoláser). Este procedimiento se comparó con el método convencional de agudización de la entalla mediante indentación con cuchilla de afeitar.

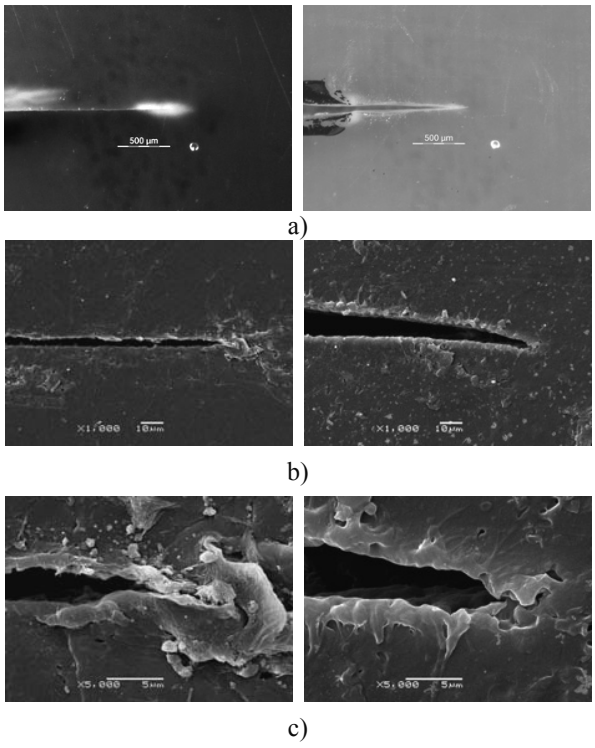


Figura 6. Micrografías de entallas realizadas con cuchilla de afeitar (izquierda) y con femtolaser (derecha). a) Imágenes obtenidas por microscopía óptica, b) y c) Imágenes obtenidas por microscopía electrónica de barrido (MEB).

En la figura 6 se muestran las micrografías ópticas (figura 6 a) y electrónicas (figuras 6 b y c) de entallas agudizadas con cuchilla de afeitar (izquierda) y con radiación femtolaser. Se puede apreciar claros indicios de deformación plástica y acumulación de material en el fondo de la entalla cuando ésta se agudiza por el método convencional (cuchilla de afeitar), lo que no ocurre cuando la agudización se lleva a cabo mediante el nuevo procedimiento (femtolaser).

Los resultados de este trabajo [17] muestran que el radio del fondo de la entalla no parece ser crítico por debajo de 10 μm. La deformación plástica y la acumulación de material inducida durante el proceso de entallado, toma relevancia para espesores pequeños y cuando el material presenta una propagación estable de grieta. En esta situación, los valores de w_e quedan considerablemente afectados (tabla1).

Tabla 1. Parámetros de fractura de EPBC

Entallado	***we*** **(kJ/m^2)**	**βw_p (MJ/m^3)**	**R^2**
Indentación cuchilla afeitar	176.6	20.9	0.99
Radiación femtolaser	135	19.5	0.98

3.4. Seguimiento de la deformación [18]

El concepto EWF indica que toda la energía involucrada durante la fractura es absorbida tanto en la zona de proceso de fractura (FPZ) como en la zona plástica (OPZ). Sin embargo, es posible argumentar que parte de la energía viscoelástica puede encontrarse almacenada fuera de la OPZ, siendo liberada tras la fractura de forma no instantánea. Esto puede ser una fuente de error en la medición de los parámetros EWF, tal como ha sido indicado por Fung et al. [19], debido a que esta energía viscoelástica no se encuentra incluida dentro de la energía total de fractura (W_f), al ser recuperable.

Por tal motivo, se propuso medir la deformación de las probetas con la ayuda de un videoextensómetro [18]. En este caso las dos marcas extensométricas fueron colocadas de forma equidistante al plano de propagación definido por el ligamento entre las dos entallas colineales en la probeta DDENT. Dichas marcas estaban separadas por una distancia igual a la longitud del ligamento (l) de cada probeta.

Después de comparar el procedimiento con y sin videoextensómetro, se concluyó que su uso no afectaba significativamente a los valores de w_e,. No obstante, el uso del extensómetro supuso una reducción significativa (aproximadamente 10 %) en los valores de βw_p, lo que indicaría que la energía viscoelástica almacenada fuera de las marcas extensométricas introduce un error sistemático en la determinación de βw_p.

Dicho estudio ha sido complementado mediante la determinación en tiempo real del campo de deformaciones generado durante el ensayo. Para ello se grabaron imágenes de los ensayos con un sistema de cámaras estereoscópicas y procesamiento de imágenes simultáneas, controlado por un paquete de software GOM-Aramis™, el cual permite la correlación digital de imágenes en una medida del campo de deformaciones tridimensional (Figura 7**).** Este dispositivo permitió el establecimiento y delimitación de forma precisa de la OPZ, así como la determinación exacta del inicio de propagación de la grieta [6].

3.5. Limitaciones en el uso de EWF [20, 21].

Algunos trabajos de investigación han presentado diferentes tipos de fractura al ensayar probetas inyectadas de polipropileno (PP) y copolímeros en bloque etileno-propileno (EPBC). Estos tipos de fractura van desde los que presentan una extensa ductilidad en la punta de la grieta hasta los que desarrollan una fractura totalmente frágil [1, 20-22].

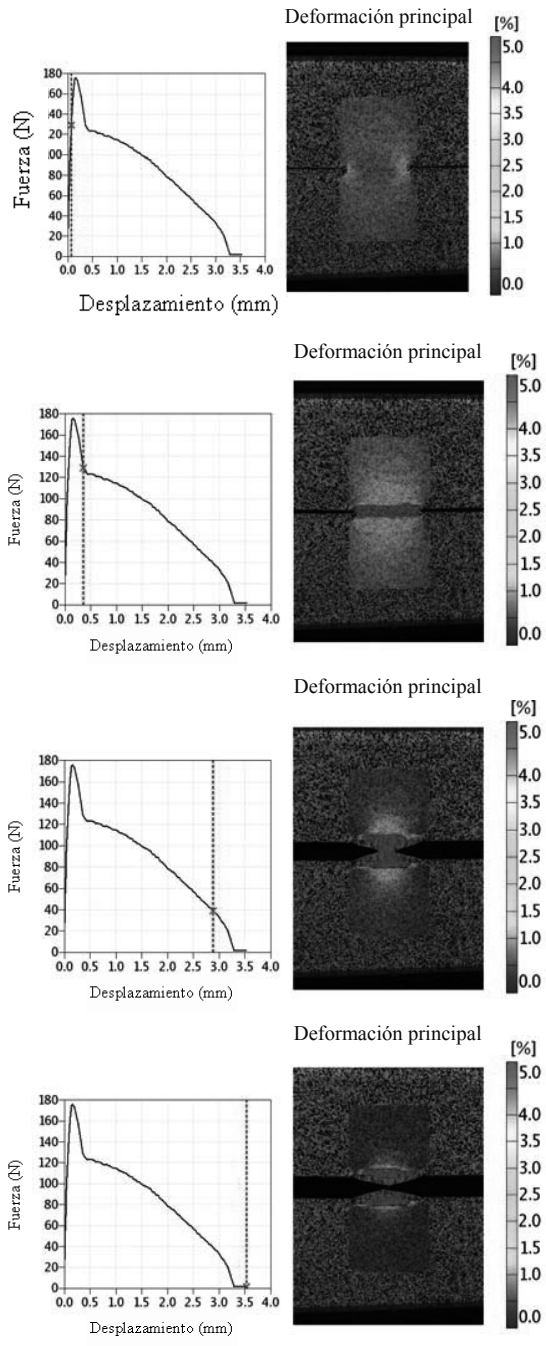


Figura 7. Cuvas F-d, de PLA, con fotografías digitales que muestran el desarrollo del campo de deformaciones durante la fractura de una probeta.

Las diferencias encontradas se revelaron en la forma de las curvas F-d en probetas DDENT, y su evaluación ha permitido clasificar los diferentes comportamientos a fractura (Tabla 2), al aplicar la técnica EWF, en:

a) Frágil: Rápida propagación de la grieta, sin apenas deformación plástica. Las superficies de fractura son lisas, y a contra luz se pueden apreciar pequeñas grietas identificadas como crazes.

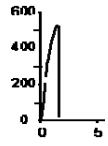
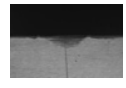
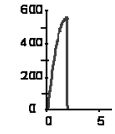
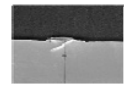
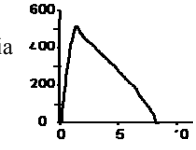
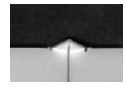
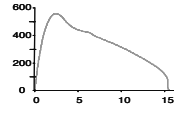
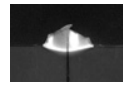
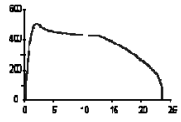
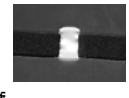
b) Inestabilidad dúctil: La probeta comienza a deformarse plásticamente. Mientras tanto, la energía acumulada de forma elástica se almacena en la punta de las entallas, donde se alcanza un valor crítico, ocasionando una propagación inestable de la grieta y una rotura repentina. Las probetas post-mortem muestran un enblanqueamiento en los extremos del ligamento, lo que indica el desarrollo de una deformación plástica.

c) Post-cedencia: Se presentan todas las condiciones establecidas para poder aplicar satisfactoriamente la técnica EWF.

d) Enromamiento: Caracterizada por una extensa deformación plástica en la punta de la entalla, la cual evita la propagación estable de la grieta.

e) Estricción: Las probetas DDENT no muestran propagación de la grieta durante la cedencia de la sección del ligamento, la cual continúa deformándose plásticamente, comportándose casi como una probeta sometida a tracción, desarrollando la formación de un cuello.

Tabla 2. Tipos de fractura, curvas F-d típicas y sus respectivos índices de ductilidad (D_L) [20, 21].

Tipo de fractura	Curva F-d	Probeta DDENT	Índice de ductilidad
Frágil			$D_L < 0.1$
Inestabilidad dúctil			$0.1 < D_L < 0.15$
Post-cedencia			$0.15 < D_L < 1$
Enromamiento			$1 < D_L < 1.5$
Estricción			$1.5 < D_L$

En un intento por relacionar los diferentes tipos de fractura observados, se definió un *"índice de ductilidad"*:

$$D_L = \frac{d_r}{\ell} \qquad (5)$$

Este*"índice de ductilidad"* (D_L) se determina como el cociente del desplazamiento a rotura (d_r) y de su respectiva longitud de ligamento (l).

La Tabla 2 muestra la correspondencia obtenida al comparar el D_L promedio con los diferentes tipos de fractura. Se puede decir que para poder cumplir satisfactoriamente con todas las condiciones establecidas para la aplicación de la técnica EWF, D_L deberá estar dentro del rango: $0.15 < D_L < 1$.

Las diferentes formas de fractura presentadas por estos sistemas y resumidas en la tabla 2, se relacionan con la morfología de tipo piel- núcleo inducida por el proceso de inyección [20, 21].

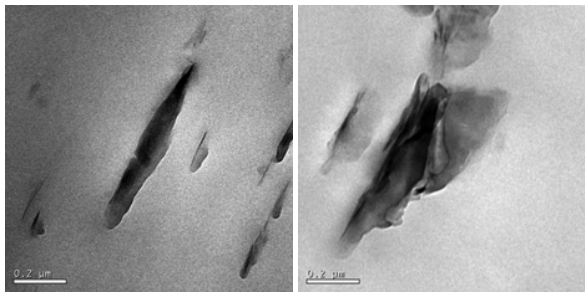
4. APLICACIONES DEL EWF A NANOCOMPUESTOS

Como se sabe, la mayoría de las arcillas (montmorillonita) utilizadas en la preparación de nanocompuestos poliméricos se encuentran modificadas orgánicamente (OMMT) [23]. Esta modificación favorece la difusión molecular siempre y cuando exista una afinidad entre el modificador orgánico y la matriz polimérica [24]. En un estudio reciente [25], realizado con láminas extruidas de copolímero etileno- alcohol vinílico (EVOH) modificado con OMMT, se demostró que la compatibilidad molecular puede influir drásticamente en la morfología de las láminas de arcilla y en su grado de exfoliación. En este caso se empleó montmorillonita (MMT) con dos modificadores orgánicos de tipo sal de amonio cuaternario, uno de ellos presentaba grupos hidroxi que facilitaba la compatibilidad con la matriz de EVOH.

Los nanocompuestos EVOH/OMMT compatibles desarrollaron una morfología laminar, marcada por el deslizamiento de las láminas durante el procesado (Figura 8a); mientras que en los nanocompuestos no compatibles se desarrolló una morfología con láminas dobladas y enrolladas (Figura 8b).

Por otra parte se observó que el grado de exfoliación disminuía a medida que aumentaba el contenido de arcilla, promoviendo el desarrollo de partículas aglomeradas.

El comportamiento a fractura, evaluado a través del concepto EWF, resultó ser muy sensible a la morfología presentada por los nanocompuestos. En ambos casos, w_e se vio influenciado tanto por el contenido de arcilla como por la cristalinidad de la matriz de EVOH.



a) **b)**

Figura 8. Micrografías MET de compuestos EVOH/OMMT: a) morfología laminar y b) morfología enrollada. Barra = 0.2 μm.

Por otra parte, en los sistemas compatibles se observaron valores superiores del factor de forma β (relacionado con el tamaño de la OPZ). Este hecho permite sugerir que la transmisión de tensiones entre la matriz y la arcilla es efectiva. En los sistemas no compatibles, las partículas de arcilla promueven la deformación plástica a bajos niveles de tensión, de acuerdo con los valores obtenidos del trabajo plástico específico (w_p) y las observaciones realizadas por MEB.

En las láminas preparadas con EVOH/OMMT compatible se observó, a través de microscopía electrónica de transmisión (MET), una marcada orientación de las láminas de arcilla [26]. El eje longitudinal de la arcilla se encontraba dispuesto paralelamente a la dirección del flujo. Para poder evaluar el efecto de la orientación de las partículas sobre el comportamiento a fractura, se prepararon probetas DDENT en la dirección del flujo de fundido (MD) y en la dirección transversal al flujo (TD) quedando la sección de ligamento perpendicular y paralela al flujo del fundido, respectivamente (Figura 9).

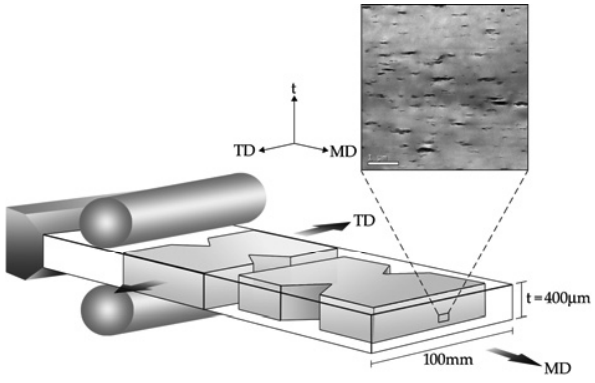
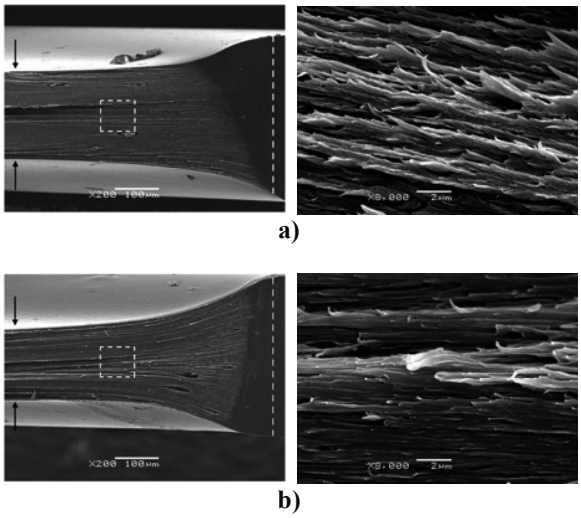


Figura 9. Esquema de la disposición de las probetas DDENT en un film extruido, en orientación MD y TD. En la parte superior se muestra una micrografía MET de un nanocompuesto EVOH/OMMT [26].

A través de observaciones por MEB de las superficies de fractura en dichas configuraciones (MD y TD), se pudo apreciar que ambas presentaban un alto nivel de fibrilación, siendo más evidente para las probetas ensayadas en MD que en TD, (Figura 10, derecha), lo cual se atribuyó a la disposición de las partículas de arcilla dentro de la matriz polimérica.

Al cuantificar la estricción relativa del ligamento se pudo observar que, para contenidos de arcilla similares, las probetas correspondientes a los nanocompuestos ensayados en la dirección MD, mostraron una estricción del ligamento menor que en los nanocompuestos ensayados en TD, (figura 10, izquierda), siendo ésta última muy similar al valor obtenido en el EVOH sin modificar [24].

Con respecto a los parámetros de fractura, los resultados mostraron que las partículas de arcilla actúan como refuerzo efectivo, ya que la tenacidad aumentó en ambas configuraciones, siendo mayor en la configuración TD. Esto puede ser atribuido a la disposición promedio de las laminillas respecto al plano de propagación, lo que hace que la superficie efectiva de refuerzo sea superior en este caso (TD).



a)

b)

Figura 109. Micrografías MEB de las superficies de fractura de nanocompuestos de EVOH, a) MD y b) TD. La línea discontinua indica la zona de la entalla, mientras que las flechas señalan la estricción. El recuadro discontinuo marca la zona vista a altos aumentos (micrografías lado derecho).

No obstante, el término plástico (w_p) no mostró una tendencia clara, por lo que fue necesario determinar β para poder explicar los valores encontrados en ambas configuraciones. En los nanocompuestos ensayados en MD, β aumentó con el contenido de arcilla; mientras que en TD, β tendió a disminuir debido a que en esta configuración, el eje más largo de las partículas de arcilla se encontraba orientado paralelamente a la propagación de la grieta, lo que promovió una transferencia de esfuerzos menor que en la dirección MD. Por otra parte, w_p disminuyó para ambas configuraciones (MD y TD) debido a que las arcillas restringen el flujo plástico durante el proceso de fractura.

5. CONCLUSIONES Y REFLEXIONES FINALES

El método del Trabajo Esencial de Fractura (EWF) está bien establecido, a pesar de que se siguen llevando a cabo trabajos para poder mejorar la metodología del ensayo.

La técnica de EWF permite la caracterización a fractura de láminas delgadas y films de diferentes sistemas poliméricos (polímeros amorfos, polímeros semicristalinos, mezclas y compuestos) que presenten fractura post-cedencia.

Todavía se requieren esfuerzos para poder entender bien la relación entre tenacidad y parámetros estructurales en polímeros semicristalinos. En estos materiales, además, es necesario detectar y caracterizar los cambios o transformaciones cristalinas que se pueden producir durante los ensayos.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer tanto al Ministerio de Educación y Ciencia como al Ministerio de Ciencia y Tecnología Españoles la financiación de los proyectos MAT -2000-1112, MAT-2003-08480-C03-02, MAT-2006-13354-C02-01, MAT-2007-62450, MAT-2009-14294-C02-02 y MAT-2010-19721-C02-01 .

REFERENCIAS

[1] Martinez, A.B., J. Gamez-Perez, M. Sanchez-Soto, J.I. Velasco, O.O. Santana, and M.L. Maspoch, "The Essential Work of Fracture (EWF) method - Analyzing the Post-Yielding Fracture Mechanics of polymers", *Engineering Failure Analysis* 16(8),(2009), 2604.

[2] Bárány, T., Czigány, T., Karger-Kocsis, *J,* "Application of the Essential Work of Fracture (EWF) concept for polymers, related blends and composites: a review", *Progress in Polymer Science*. 35(10), (2010), 1257.

[3] Broberg KB, "Crack-growth criteria and non-linear fracture mechanics", *Journal of the Mechanics and Physics of Solids,* 19(6),.(1971); 407.

[4] Broberg KB, "On stable crack growth", *Journal of the Mechanics and Physics of Solids,* 23, (1975); 215.

[5] Cotterell B, Reddel JK, "The essential work of plane stress ductile fracture", *International Journal of Fracture*; 13, (1977), 267-277.

[6] J. Gamez-Perez, J. Velasquez, E. Franco-Urquiza, P. Pages, F. Carrasco, O.O. Santana, M.Ll. Maspoch, "Fracture behavior of quenched poly(lactic acid)", *Express Polymer Letters*, 5, (2011), 82-91,

[7] Gray A, *Testing Protocol for Essential Work of Fracture*, ESIS, Editor. (1993), European Structural Integrity Society (ESIS) - TC4.

[8] Hill R, ". On discontinuous plastic states with special reference to localized necking in thin sheets", *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*; 1, (1952), 19.

[9] Clutton E, *Testing Protocol for Essential Work of Fracture*, ESIS., Editor. (1997), European Structural Integrity Society (ESIS) - TC4.

[10] Clutton E, *"Essential Work of Fracture"*, in *Fracture Mechanics testing methods for polymers, adhesives and composites*, Moore DR, Pavan A, Williams JG, Editors. (2001), Elsevier Science, Ltd.: Oxford. 177-195.

[11] Clutton E, *"ESIS TC4 Experience with the Essential Work of Fracture Method"*, in *Fracture of polymers, composites and adhesives*, Williams JG, Pavan A, Editors. 2000, Elsevier Science, Ltd.: Oxford. 187-199.

[12] Williams JG, Rink M, "The standardisation of the EWF test", *Engineering Fracture Mechanics*; 74(7), (2007), 1009-1017.

[13] ISO/CD. 2004; Vol. ISO/CD 18874.

[14] O. Santana, C.Rodriguez, J. Belzunce, J. Gamez-Perez, F. Carrasco, M.Ll. Maspoch, "Fracture behaviour of de-aged poly(lactic acid) assessed by Essential Work of Fracture and J-Integral methods*", Polymer Testing,* 29, (2010) 984-990.

[15] A.B.Martinez, A. Segovia, J. Gamez-Perez, M. Ll Maspoch, "Essential work of fracture analysis of the tearing of a ductile polymer film*" Engineering Fracture Mechanics*., 77, (2010), 2654-2661.

[16] Maspoch ML, Ferrer D, Gordillo A, Santana OO, "Effect of the specimen dimensions and the test speed on the fracture toughness of iPP by the essential work of fracture (EWF) method", *Journal of Applied Polymer Science*; 73, (1999), 177-187.

[17] Martinez AB, Segovia A, Gamez-Perez J, Maspoch ML, "Influence of femtolaser notch sharpening technique in the determination of essential work of fracture (EWF) parameters", *Engineering Fracture Mechanics*; 76(9), (2009), 1247-1254.

[18] Gamez-Perez J, Santana O, Martinez AB, Maspoch ML, "Use of extensometers on essential work of fracture (EWF) tests" *Polymer Testing*; 27(4), (2008), 491-497.

[19] Fung KL, Zhao HX, Wang JT, Meng YZ, Tjong SC, Li RKY, "Essential work of fracture (EWF) analysis for compression molded alternating poly(propylene carbonate)" *Polymer Engineering and. Science,* 44(3), (2004): 580-587.

[20] Maspoch ML, Gamez-Perez J, Gordillo A, Sánchez-Soto M, Velasco JI, "Characterisation of injected EPBC plaques using the essential work of fracture (EWF) method", *Polymer*; 43, (2002), 4177-4183.

[21] Gamez-Perez J, Muñoz P, Santana OO, Gordillo A, Maspoch ML, "Influence of processing on ethylene propylene block copolymers (II): Fracture behaviour", *Journal of Applied Polymer Science,* 101, (2006), 2714–2724.

[22] Gamez-Perez J, Muñoz P, Velasco JI, Martínez AB, Maspoch ML, "Determination of essential work of fracture in EPBC sheets obtained by different transformation processes", *Journal of Materials Science* 40, (2005), 1967-1974.

[23] Franco-Urquiza E, Maspoch ML, "Estructura general de las arcillas utilizadas en la preparación de nanocompuestos poliméricos", *Ingenierías*; 12, (2009), 35-40.

[24] Vaia RA, Giannelis EP, "Lattice model of polymer melt intercalation in organically-modified layered silicates", *Macromolecules*; 30(25), (1997), 7990-7999.

[25] Franco-Urquiza E, Gamez-Perez J, Sanchez-Soto M, Santana O, Maspoch ML, "The effect of organo-modifier on the structure and properties of poly[ethylene–(vinyl alcohol)] /organo-modified montmorillonite composites", *Polymer International,* 59, (2010) , 778-786.

[26] Maspoch ML, Franco-Urquiza E, Gamez-Perez J, Santana OO, Sanchez-Soto M, "Fracture behaviour of poly[ethylene-(vinyl alcohol)] /organo-clay composites", *Polymer International.* 58(6), (2009); 648-655.

FRACTURA DE MATERIALES BIOLÓGICOS Y BIOMATERIALES

DETERMINACIÓN DE LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE CUERDAS NORMALES Y REUMÁTICAS DE VÁLVULAS MITRALES DEL CORAZÓN HUMANO

J. A. Casado[1], S. Diego[1], D. Ferreño[1], E. Ruiz[1], I. Carrascal[1], D. Méndez[1], J.M. Revuelta[2], A. Pontón[2] y F. Gutiérrez-Solana[1]

[1] Departamento de Ciencia e Ingeniería del Terreno y de los Materiales
E.T.S. Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos de la Universidad de Cantabria
E-mail: ferrenod@unican.es

[2] Hospital Universitario Marqués de Valdecilla

RESUMEN

Este estudio comprende la caracterización mecánica, mediante ensayos de tracción cuasi-estáticos, de cuerdas tendinosas mitrales extraídas mediante cirugía de pacientes humanos. Los ensayos fueron realizados sobre cuerdas obtenidas de varias válvulas mitrales con diferentes niveles de calcificación. En todos los casos, los ensayos fueron desarrollados en un baño de solución de Hank a 37ºC, simulando las condiciones fisiológicas del organismo humano. Las curvas de tensión-deformación obtenidas muestran diferencias relevantes entre la respuesta mecánica de las cuerdas procedentes de válvulas mitrales normales y las obtenidas de válvulas mitrales calcificadas. Se ha observado en el microscopio electrónico de barrido la cantidad y la forma de los depósitos de calcio presentes en las diferentes cuerdas tendinosas. La determinación cuantitativa del calcio en las cuerdas, se ha llevado a cabo con un espectroscopio de absorción atómica, con el fin de conocer cómo influye el grado de calcificación en el comportamiento mecánico de las cuerdas tendinosas de la válvula mitral.

ABSTRACT

This study involves the mechanical characterisation through tensile tests of human mitral chordae tendineae, explanted at surgery, under uniaxial quasi-static conditions. The tests were performed on chords obtained from several available mitral valves with different levels of calcification. In all cases, the tests were developed in a bath of Hanks' solution at 37 ºC to mimic the physiological environment. The stress vs. strain curves revealed relevant differences in mechanical response between the chords obtained from normal and calcified mitral valves. Scanning electron microscopy clearly demonstrated the amount and morphological features of the calcium deposits present in the pathological chordae tendineae. Quantitative determination of the calcium present in the chords was performed through atomic absorption spectroscopy in order to provide a better understanding of the role of the calcification in the mechanical behaviour of the mitral chordae tendineae.

PALABRAS CLAVE: Cuerdas tendinosas de válvula mitral, ensayo de tracción, contenido de calcio, espectroscopio de absorción atómica.

1. INTRODUCCIÓN Y ALCANCE DE LA INVESTIGACIÓN

1.1. Descripción anatómica del corazón, de la válvula mitral y de las cuerdas tendinosas de la válvula mitral

El corazón es el órgano muscular responsable de bombear la sangre a través del cuerpo, transportando el oxígeno y los nutrientes al resto de órganos. Está compuesto de cuatro cámaras, dos aurículas y dos ventrículos. El lado derecho del corazón, formado por la aurícula y el ventrículo derecho, recibe sangre sin oxigenar del sistema circulatorio y lo bombea al sistema pulmonar, donde los pulmones proporcionan el oxígeno a la sangre. El lado izquierdo del corazón, el cual incluye la aurícula y el ventrículo izquierdo, recibe la sangre oxigenada desde la circulación pulmonar y la bombea al sistema circulatorio. La Fig. 1 describe la anatomía del corazón y el flujo sanguíneo a través del mismo [1]. En el corazón hay cuatro válvulas separando las diferentes cámaras, denominadas: tricúspide, pulmonar, mitral y aórtica. En condiciones normales, las válvulas del corazón permiten el flujo sanguíneo en una única dirección durante el ciclo del corazón, previniendo el retorno de la sangre.

La válvula mitral (VM), analizada en este estudio, está compuesta de cuatro elementos: el anillo, el velo, las cuerdas tendinosas (CTM) y los músculos papilares [2]. Además se pueden distinguir dos velos en una válvula mitral, el anterior y el posterior [3] el cual, está a su vez, compuesto de varios segmentos. Las CTMs sujetan los bordes libres y la cara ventricular de los dos velos de la válvula mitral a los músculos papilares, de este modo previenen el retorno de la sangre dentro de la aurícula izquierda durante la contracción ventricular. En la Fig. 2 se muestra la fotografía de una VM.

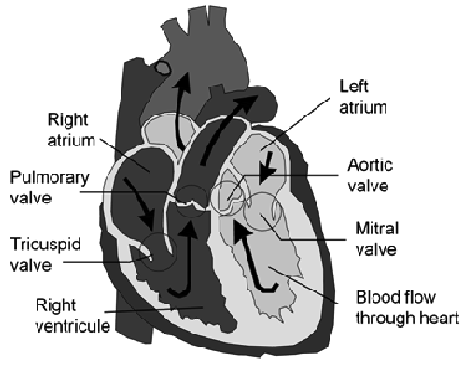


Fig.1. Anatomía del corazón

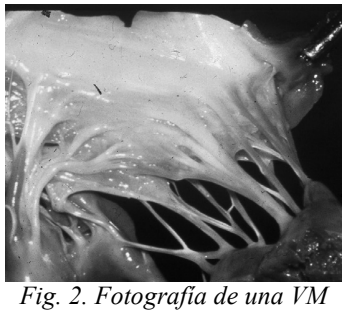


Fig. 2. Fotografía de una VM

Para desempeñar adecuadamente la función de transmitir las contracciones desde los músculos papilares al velo de la VM y mantener la válvula cerrada, las CTMs deben mostrar una respuesta elástica y resistente.

1.2. Patologías de la válvula mitral

La regurgitación mitral (RM), también conocida como insuficiencia mitral o incompetencia mitral, es el reflujo de la sangre desde el ventrículo izquierdo a la aurícula izquierda durante la sístole cardiaca [4]. Carpentier et al. introdujeron una clasificación fisiopatolgica de la RM [5] basada en el movimiento del velo. La RM con movimiento normal es del tipo I, con movimiento creciente es del tipo II y con movimiento restringido es del tipo III.

Frecuentemente se localizan depósitos de calcio en las válvulas del corazón; en casos extremos, ambos velos y las CTMs pueden estar afectados por la calcificación. Como la capacidad funcional de la VM depende de la interacción coordinada entre sus componentes constitutivos, la determinación de la influencia de la calcificación en las propiedades mecánicas de las CTMs representa una cuestión de gran importancia, la cual no ha sido suficientemente estudiada hasta el momento presente.

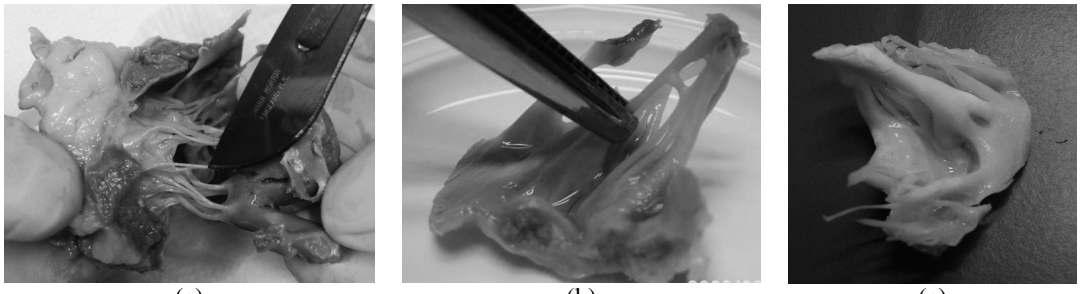
1.3. Alcance de la investigación

En este estudio, se han determinado las propiedades biomecánicas de CTMs normales y calcificadas, el objetivo es triple, primero, caracterizar el comportamiento mecánico de las CTMs normales y calcificadas mediante ensayos de tracción cuasi estáticos para determinar las diferencias entre ellos; segundo, determinar cuantitativamente la cantidad de calcio presente en las CTMs previamente caracterizadas a través de espectroscopía de absorción atómica (AAS), correlacionando este contenido con la respuesta mecánica y finalmente analizar a través del microscopio electrónico de barrido (SEM) los rasgos relevantes asociados con los depósitos de calcio en las CTMs.

1.4. Material y métodos

Los cirujanos que han participado en este proyecto suministraron seis válvulas mitrales humanas. Las válvulas se clasificaron de la siguiente forma; normal (VM#1), moderadamente calcificada (VM#2 y #3) y fuertemente calcificada (VM#4, #5 y #6).

En la Fig. 3 puede apreciarse el aspecto de las tres clases de válvulas mitrales; la Fig. 3 (a) muestra una VM sana, donde las CTMs son fácilmente distinguibles; en la Fig. 3 (b) es posible apreciar la fusión entre cuerdas en las VMs moderadamente calcificada y finalmente, en la Fig. 3 (c), puede observarse una VM fuertemente calcificada, en este caso las cuerdas están muy fusionadas y el acortamiento es evidente. Debido a la escasez de material disponible, no fue posible realizar ningún análisis estadístico confiable.



(a) (b) (c)

Fig. 3. Aspecto general de tres tipos de VMs cuyas CTM fueron estudiadas en este estudio: (a) VM sana, (b) VM moderadamente calcificada, (c) VM fuertemente calcificada

Las válvulas fueron almacenadas en un congelador (temperatura de -18ºC) y lentamente descongeladas antes de cada ensayo mecánico; entre ensayos, las muestras fueron almacenados en una solución salina de fosfato tamponada (PBS) a 4ºC. Fue posible obtener nueve cuerdas marginales con dimensiones adecuadas para realizar correctamente los ensayos de tracción: cinco CTMs fueron extraídas de la VM normal, VM#1, y cuatro CTMs de las VMs moderadamente calcificadas (una de la VM#2 y tres de la VM#3). A fin de garantizar la representatividad de los resultados, teniendo en cuenta las condiciones de las VMs fuertemente calcificadas, ver Fig. 3(c), no se realizó ningún ensayo de tracción sobre sus cuerdas (sin embargo, fueron útiles para otros objetivos, véase la Sección 3.2 y 3.3).

2. TÉCNICAS EXPERIMENTALES

2.1. Preparación de muestras

Para expresar los resultados de los ensayos en términos de tensión y deformación fue necesario obtener las dimensiones de cada una de las muestras; los resultados están incluidos en la Tabla 1; nótese los grandes valores obtenidos para el área de la sección transversal en el caso de VM#3 moderadamente calcificada, esto es consecuencia de la fusión entre CTMs adyacentes.

Tabla 1. Dimensiones relevantes (base de medida y área de la sección resistente) de las CTMs para ser caracterizadas mecánicamente.

Muestra #	L_0 (mm)	A_0 (mm^2)
1.1	15.67	0.89
1.2	14.20	0.38
1.3	6.84	0.49
1.4	11.49	0.76
1.5	14.46	1.45
2.2	13.50	0.59
3.1	8.70	17.42
3.2	6.64	9.07
3.3	8.84	30.97

2.2. Ensayos de tracción

Los ensayos fueron realizados con una máquina de ensayos universal servohidráulica (Servosis, model ME-405/1) provista con una célula de carga (HBM modelo U19M) con una capacidad de carga de 125N y una incertidumbre menor del 1%. Durante el ensayo, la cuerda permanece inmersa en un baño de solución de Hank a 37ºC, la temperatura del baño se mantiene con un sistema externo de recirculación compuesto por un baño termostático, una bomba y una sonda unida al termostato del baño. Los ensayos se realizaron en condiciones cuasi-estáticas de control de desplazamientos, el actuador de la máquina aplica un desplazamiento constante de 10mm/min. A partir de las curvas tensión-deformación se determinaron los parámetros mecánicos del material (el módulo de Young, E, la resistencia a tracción σ_R, la deformación hasta rotura, ε_R, y la energía almacenada hasta carga máxima, E_a). Una vez terminados los ensayos, la cuerda es fijada en gluteraldehido del 4% para garantizar su integridad

2.3. Análisis en el SEM y EDS

Para detectar la presencia de depósitos de calcio en las CTMs, las muestras se observaron con un microscopio electrónico de barrido, SEM JEOL JSM 5800. Las partículas de calcio fueron localizadas con el detector de electrones retrodispersados (ERD) del SEM. La composición química exacta de los depósitos fue (semi-cuantitativamente) determinada por medio del espectroscopio de rayos X de energía dispersiva (EDS) que proporciona el SEM.

2.4. Determinación del contenido de calcio presente en las cuerdas a través de espectroscopia de absorción atómica.

La técnica de AAS se utilizó para determinar la concentración de calcio en cada una de las muestras previamente caracterizadas a través de los ensayos de tracción. Los análisis se realizaron en un equipo Perkin Elmer AAnalyst 300 Espectrómetro.

3. RESULTADOS EXPERIMENTALES Y DISCUSIÓN

3.1. Ensayos de tracción

Las curvas de tensión-deformación de los nueve ensayos de tracción están representadas en la Fig. 4. En la Tabla 2 se incluyen los parámetros mecánicos más representativos para cada ensayo

Tabla 2. Parámetros mecánicos obtenidos a partir de ensayos de tracción

Muestra#	σ_R (N/mm2)	ε_R (%)	E (N/mm2)	Ea (J/mm3)
1.1	16.82	31.58	106.66	1.8·10-3
1.2	44.12	47.90	200.96	8.1·10-3
1.3	43.40	63.20	73.12	1.5·10-2
1.4	17.55	33.51	60.84	249·10-3
1.5	23.01	23.73	127.84	241·10-3
2.2	37.00	46.00	219.00	11.6·10-3
3.1	0.77	26.60	3.2	1.1·10-4
3.2	1.12	71.50	1.47	4.0·10-4
3.3	0.50	86.57	1.23	1.2·10-4

Las características más relevantes de los resultados experimentales son las siguientes:

- Las curvas de tensión-deformación muestran, en general, una forma irregular con descargas parciales antes de la rotura total de la muestra. Esto es consecuencia de las micro-roturas que se producen cuando la cuerda se estira y tiene lugar una redistribución de la tensión.

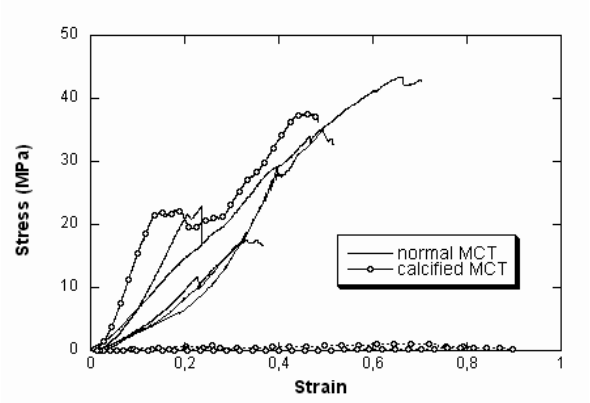


Fig. 4. Curvas de tensión-deformación obtenidas en los ensayos de tracción cuasi-estáticos de las CTM caracterizadas en el estudio

- Algunas cuerdas muestran un comportamiento lineal en la parte inicial de la curva, mientras que en otros casos se aprecia un comportamiento no lineal. Otros autores [6] han modelado el comportamiento mecánico uniaxial de las CTMs con modelos matemáticos adecuados para representar la rigidez no lineal, en contradicción con algunos de los resultados obtenidos en esta investigación. Por otra parte, [6] se supone una pequeña histéresis, lo que implica que la respuesta a la carga y descarga debería ser modelada por la misma ley constitutiva. La curva de tensión-deformación representada en la Fig. 5, que incluye dos descargas parciales durante el ensayo, no es compatible con la declaración anterior.

- Se pueden apreciar diferencias notables entre las curvas de las CTMs extraídas de la VM sana, esto refleja diferencias intrínsecas en el comportamiento mecánico entre cuerdas adyacentes de la misma VM.

- La característica más llamativa está relacionada con la débil resistencia a la rotura de las CTMs obtenidas a partir de la VM# 3. La capacidad de carga de estas tres cuerdas parece ser insignificante en comparación con el resto de muestras analizadas. En promedio, la resistencia a tracción de las cuerdas funcionales es hasta 35 veces mayor que la obtenida en las cuerdas de la VM# 3.

- En cuanto a la respuesta de las CTMs obtenidas a partir de la VM moderadamente calcificada VM#2, no se aprecian diferencias claras con las cuerdas de la VM sana VM#1. Aunque sólo una cuerda de la VM#2 fue ensayada, una mayor comprensión de este problema se presenta en la Sección 3.3.

- Vale la pena señalar que la rotura de todas las cuerdas resistentes (es decir, de aquellas tomadas de VM#2 y #3) se produjo de forma sistemática en las uniones entre la cuerda y el velo o la cuerda y el músculo papilar. Esto es probablemente consecuencia del sistema de ensayo.

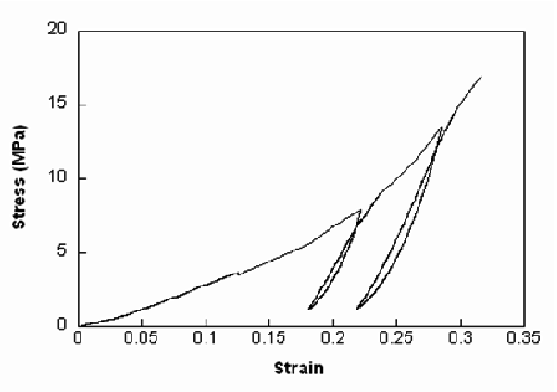


Fig. 5. Curva tensión-deformación obtenida con una cuerda de la VM#1

3.2. Análisis con SEM y EDS

En la Fig. 6 se compara una cuerda normal (a), tomada de la VM#1, una cuerda moderadamente calcificada (b), procedente de la VM#3, (ambas ensayadas hasta rotura) y una cuerda obtenida de una válvula muy calcificada disponible en la investigación (c), extraída de la VM#6. Debe tenerse en cuenta que la observación en el SEM requiere que las muestras sean previamente deshidratadas, por lo tanto, la morfología original de las cuerdas puede haberse visto ligeramente alterada. Las fotografías muestran la diferencia sustancial entre el espesor de la muestras moderadamente calcificadas (b) y las cuerdas normales (a). Por otra parte, en el caso de cuerdas muy calcificadas, se observaron algunos depósitos de sustancias profundamente arraigados, véase la Fig. 6 (c); estas acumulaciones no están sólo en la superficie de la cuerda, sino que aparecen unidas a las fibras que componen las cuerdas. Los detalles de los depósitos de calcio en la cuerda moderadamente calcificada se pueden ver en las fotografías de la Fig. 7, en las cuales se utilizó un mayor aumento El análisis químico semi-cuantitativo realizado a través de EDS confirmó la presencia de calcio y fósforo, elementos químicos de la hidroxiapatita.

3.3. Determinación del contenido de calcio presente en las cuerdas con el espectroscopio de absorción atómica.

Después de la deshidratación de las muestras que habían sido ensayadas, (VM#1, #2 y #3), junto con algunas cuerdas obtenidas a partir de VM#3 (moderadamente calcificada) y algunas muestras adicionales tomadas de VM#4, #5 y #6 (muy calcificada), se determinó el contenido de calcio a través de AAS. Los resultados se incluyen en la Tabla 3. Como se puede apreciar, el contenido de calcio en las cuerdas moderadamente calcificadas obtenidas a partir de VM#3 es notablemente superior al de la cuerda normal de VM#1 y, además, se puede aplicar lo mismo al comparar las CTMs #2.2 y las obtenidas de la VM#3. Este resultado es de gran importancia, ya que proporciona una explicación plausible para las cuestiones pendientes planteadas por los resultados de la caracterización mecánica.

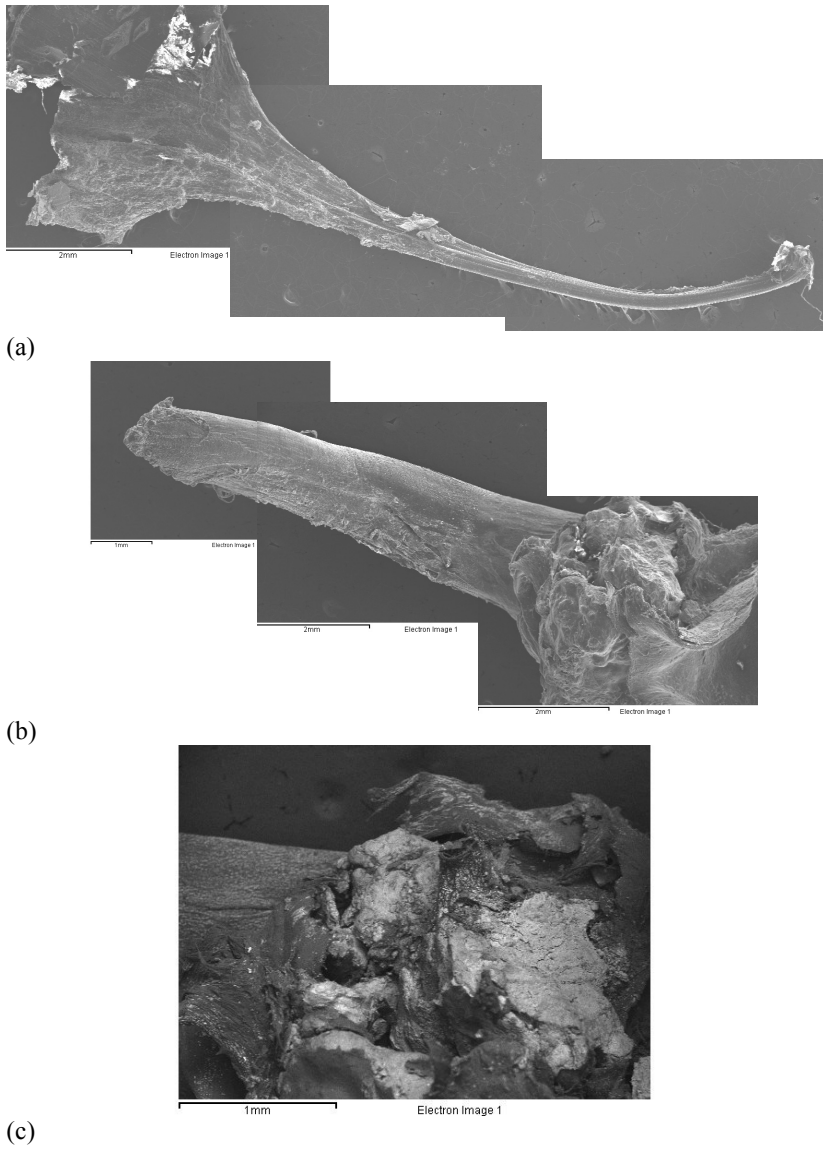


Fig. 6. Comparación en el SEM entre CTM normal (a), moderadamente calcificada (b) y fuertemente calcificada (c)

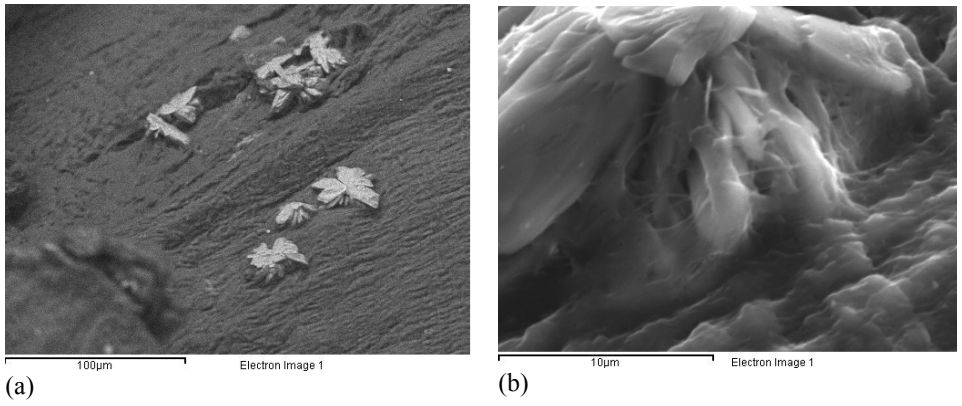


Fig.7. Macrografía de los depósitos de calcio detectados en una CTM moderadamente calcificada

Tabla 3. Resultados del contenido de calcio en cuerdas tendinosas de diferentes válvulas mitrales.

MCT #	Condición	mg Ca / mg tejido seco
1.1*	Normal	1.83 E-03
1.2*		3.42 E-03
1.3*		No analizada
1.4*		4.85 E-03
1.5*		1.44 E-03
2.2*	Moderadamente calcificada	1.77 E-03
3.1*		1.42 E-02
3.2*		4.852 E-02
3.3*		No analizada
3.4		8.27 E-03
3.5		8.61 E-03
6.1	Fuertemente calcificada	5.606 E-02
6.2		7.01 E-03
6.3		3.21 E-03
4.1		1.654 E-02
4.2		2.359 E-02
5		1.3159 E-01

* CTMs ensayadas mecánicamente previamente

4. CONCLUSIONES

La caracterización mecánica desarrollada en la presente investigación, comparando el comportamiento de las CTMs humanas obtenidas a partir de VMs con diferentes niveles de calcificación revela varias características interesantes. En primer lugar, la resistencia a rotura de las cuerdas funcionales es, en general, mucho más grande que la de las moderadamente calcificadas. Por otro lado, no se detectan diferencias sustanciales en la deformación hasta rotura. En cuanto a la forma de las curvas tensión-deformación, en general, se obtuvo una forma irregular con descargas parciales antes de la rotura total de la muestra, además, algunas de los cuerdas mostró un comportamiento lineal en la parte inicial de la curva, y en otros casos se aprecia un notable comportamiento no lineal, este rasgo está acompañado de una histéresis no despreciable.

El análisis con el SEM permitió apreciar depósitos de calcio (probablemente en forma de hidroxiapatita) en las cuerdas moderadamente y fuertemente calcificadas, en este último caso, los depósitos de calcio se mostraron profundamente arraigados. La determinación cuantitativa de calcio presente en las cuerdas (de VM normal, moderada y fuertemente calcificadas) se obtuvo a través de AAS; se detectaron diferencias notables en el contenido de calcio entre las VM normales, las moderadamente calcificadas y las cuerdas muy calcificadas. En cuanto al contenido de calcio de la cuerda mecánicamente anómala mencionada anteriormente (que se obtiene a partir de una VM moderadamente calcificada, pero cuyo comportamiento mecánico fue similar a la de las cuerdas de CM normal), el análisis AAS reveló un contenido de calcio más cercano a las cuerdas VM normal; estos resultados sugieren la posibilidad de una correlación entre el contenido de calcio específico en la cuerda y su comportamiento mecánico.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean expresar su agradecimiento al Instituto de Formación e Investigación Marqués de Valdecilla (IFIMAV) por la financiación de la investigación.

REFERENCIAS

[1] Ritchie, J.L., 2004. Ph.D. Georgia Institute of Technology.

[2] Ranganthan, N., Lam, J.H., Wigle, E.D., Silver, M.D., 1970. Circulation. XLI, 459–567.

[3] Lam, J.H.C., Ranganthan, N., Wigle, E.D., Silver, M.D., 1970. Circulation XLI, 449–458.

[4] Edmunds, L.H. Jr., 1997. McGraw-Hill. New York.

[5] Carpentier, A., Chauvaud, S., Fabiani, J.N., et al., 1980. J Thorac Cardiovasc Surg. 79, 338-348.

[6] Prota, V. Skallerud, B., Sommer, G., Holzapfelb, G.A., 2010. Journal of the mechanical behaviour of biomedical Materials. 167-177.

CRITERIOS DE FALLO DE LA MADERA BAJO CARGA MULTIAXIAL

C. Blanco[1], J.M. Cabrero[2], K. G. Gebremedhin[3], A. Martín-Meizoso[1,4]

[1] Escuela Superior de Ingenieros (TECNUN), Universidad de Navarra.
Pº Manuel Lardizábal, 13, 20018 Donostia-San Sebastián, España
cblanco@tecnun.es

[2] Departamento de Análisis Estructural y Diseño, Escuela Técnica Superior de Arquitectura. Universidad de Navarra, Campus Universitario, 31080 Pamplona, España.
jcabrero@unav.es

[3] Department of Biological and Environmental Engineering, Cornell University, Ithaca, NY, USA
kgg1@cornell.edu

[4] CEIT. Pº Manuel Lardizábal, 15, 20018 Donostia-San Sebastián
ameizoso@ceit.es

RESUMEN

En la primera parte de este trabajo se realiza una revisión de los distintos modelos de fallo de la madera en estados de carga multiaxial propuestos hasta el momento. A continuación se hace un análisis estadístico del ajuste de dichos criterios a resultados experimentales, encontrados en la literatura, de ensayos realizados en madera de abeto blanco bajo distintas condiciones de carga. Finalmente se propone un nuevo criterio de fallo no continuo con el cual, sin aumentar el número de parámetros requeridos por otros criterios, se obtiene un mejor ajuste a los datos experimentales.

ABSTRACT

The first part of the paper reviews the different failure criteria proposed for wood under condition multiaxial loading. A statistical analysis is performed about the fitting of these criteria to the experimental data, from literature, for clear spruce wood under different loading conditions. Eventually a new failure criterion is proposed. It is a non-continuous failure criterion that, without using a larger number of fitting parameters than the other criteria, provides a substantial better fitting to the observed experimental results.

PALABRAS CLAVE: Madera, Criterios de fallo, Carga multiaxial, Materiales compuestos.

1. INTRODUCCIÓN

La madera es un material sostenible que retiene CO_2 y es fácilmente reciclable. En este sentido, su utilización como elemento estructural contribuye a la protección del entorno, pero se requiere el conocimiento de su capacidad de resistencia.

2. DATOS EXPERIMENTALES

En la literatura se encuentra gran cantidad de datos sobre el estado de tensiones en caso de de carga uniaxial, no así cuando se trata de carga multiaxial aplicada a la madera.

Eberhardsteiner [1] aporta un extenso número de resultados obtenidos mediante ensayos de probetas cruciformes de abeto blanco bajo carga multiaxial en estado de tensión plana. En este trabajo se utilizan estos datos para analizar y comparar los distintos criterios de fallo propuestos.

2.1. Descripción de los ensayos

Las probetas utilizadas por Eberhardsteiner [1] son de 140 × 140 mm, y espesor variable según el tipo de ensayo: 4.5 mm para carga biaxial y entre 7.5 y 9.5 mm para ensayos a compresión. El ángulo φ entre la

dirección de la carga y la dirección de la fibra de la madera es variable.
En la figura 1 se muestra una fotografía del dispositivo diseñado para los ensayos.

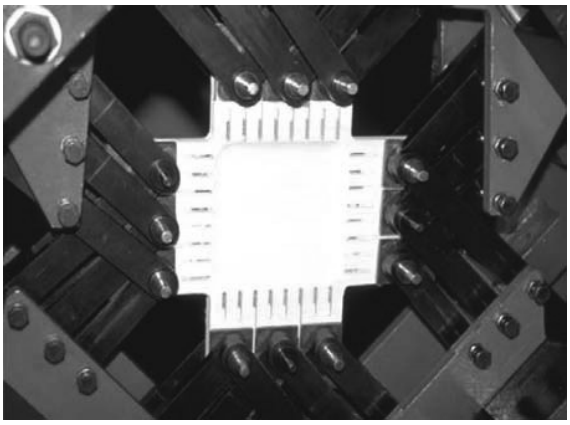


Figura 1. Dispositivo experimental para ensayos multiaxiales de paneles de madera (fotografía tomada de Eberhardsteiner [1]).

Se consideran dos sistemas de coordenadas: el sistema (x_1, x_2) en la dirección de la carga, y el sistema (x, y) en la dirección de la fibra (Figura 2). El ángulo φ determina la orientación de la fibra.

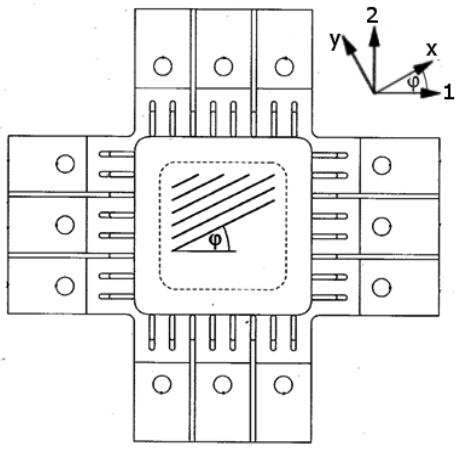


Figura 2. Sistemas de coordenadas y geometría de las probetas ensayadas (figura tomada de Eberhardsteiner [1]).

La relación entre las tensiones en ambos sistemas de coordenadas viene dada por la ecuación matricial

$$\begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} m^2 & n^2 & 2mn \\ m^2 & m^2 & -2mn \\ -mn & mn & m^2 - n^2 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ t_6 \end{bmatrix} \qquad (1)$$

donde $m = \cos\varphi$ y $n = \text{sen}\,\varphi$ [2]. En estado de tensión plana $t_6 = 0$.

2.2. Análisis de los datos

Se trabaja con un total de N = 414 datos, resultado de ensayar con distintas orientaciones de la fibra y cargas. En la Tabla 1 se muestra los rangos de carga aplicada según el ángulo de orientación.

Tabla 1. Rango de carga aplicada según la orientación de la fibra.

φ (º)	σ_1 (MPa)		σ_2 (MPa)	
	min	max	min	max
0.0	- 49.0	80.0	- 9.9	6.3
7.5	- 38.0	66.0	- 9.5	6.0
15.0	- 37.0	39.0	- 8.4	6.0
30.0	- 19.0	18.0	- 7.7	7.2
45.0	- 10.0	10.0	- 12.9	10.7

En las figuras que siguen se representan los 414 datos en el sistema de coordenadas del material.

La representación de los datos pone de manifiesto una mayor resistencia del material en la dirección de la fibra (Figura 3) y una distribución elíptica de los datos en la proyección sobre el plano σ_y τ_{xy} (Figura 4).

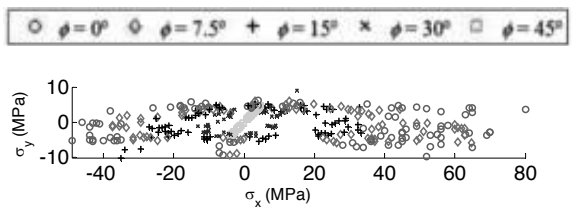


Figura 3. Proyección de los datos sobre el plano σ_x σ_y.

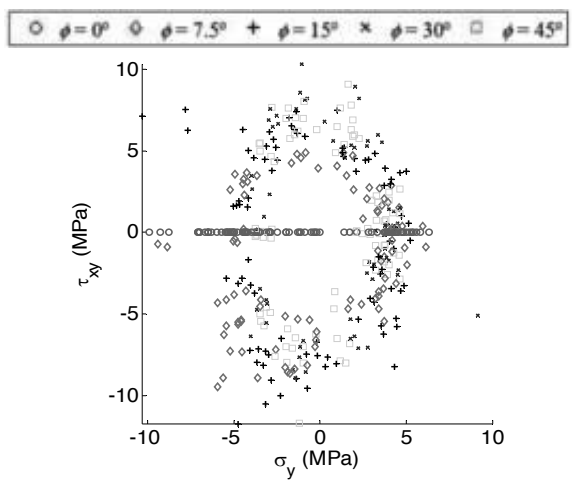


Figura 4. Proyección de los datos sobre el plano σ_y τ_{xy}.

Además, los valores de fallo de probetas con una misma orientación se sitúan en un mismo plano del haz de eje $\sigma_x = \sigma_y$ (como se muestra en la Figura 5).

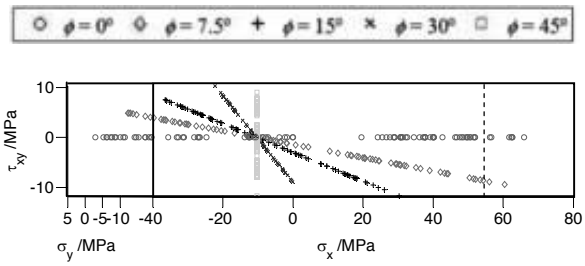


Figura 5. Datos tomados de Eberhardsteiner [1] para distintas orientaciones de fibra. La figura muestra el punto de vista desde la dirección $\sigma_x = \sigma_y$ en donde los ensayos a φ constante resultan situados en un plano común.

3. CRITERIOS DE FALLO

En las últimas décadas se han propuesto varios criterios para predecir el fallo de la madera sometida a un estado de carga multiaxial. Normalmente consisten en superficies cerradas en un espacio de tensiones, expresadas por ecuaciones polinómicas cuyos coeficientes son función de la resistencia mecánica del material bajo tensión en las direcciones *x* e *y* (X_t e Y_t), bajo compresión (X_c e Y_c) y cortadura (S). Dichos valores deben ser previamente calculados mediante métodos experimentales.

2.1. Modelos lineales

El modelo más simple es el modelo lineal [3] expresado mediante la ecuación de un plano

$$\frac{\sigma_x}{X} + \frac{\sigma_y}{Y} + \frac{\tau_{xy}}{S} = 1 \qquad (2)$$

Se ha comprobado que es el menos fiable y se excluye del análisis comparativo de este trabajo.

2.2 Modelos cuadráticos

La mayoría de los criterios de fallo para la madera que se han propuesto hasta el momento consisten en superficies elipsoidales. A continuación se describen algunos de ellos.

2.2.1 Modelo de Aicher y Klök [3]

Este modelo consiste en un elipsoide centrado en el origen con semiejes sobre los ejes coordenados, es decir,

$$\left(\frac{\sigma_x}{X}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_y}{Y}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{xy}}{S}\right)^2 = 1 \qquad (3)$$

En este caso se considera que la resistencia a tensión y compresión coinciden, lo cual no es cierto en el caso de la madera.

2.2.2 Modelo de Tsai-Hill [4]

El criterio conocido como de Tsai-Hill propone como superficie de fallo un elipsoide centrado en el origen pero, a diferencia del anterior, sus semiejes sobre el plano x *y* forman cierto ángulo β con los ejes, y se considera interacción entre las tensiones σ_x y σ_y. La ecuación correspondiente es la siguiente:

$$\left(\frac{\sigma_x}{X}\right)^2 - \frac{\sigma_x \sigma_y}{X^2} + \left(\frac{\sigma_y}{Y}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{xy}}{S}\right)^2 = 1 \qquad (4)$$

2.2.3 Modelo de Norris [5]

El modelo de Norris es un modelo no suave. Postula que el fallo se producirá cuando se cumpla primero una de las tres ecuaciones siguientes:

$$\left(\frac{\sigma_x}{X}\right)^2 - \frac{\sigma_x \sigma_y}{XY} + \left(\frac{\sigma_y}{Y}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{xy}}{S}\right)^2 = 1 \qquad (5a)$$

$$\left(\frac{\sigma_x}{X}\right)^2 = 1 \qquad (5b)$$

$$\left(\frac{\sigma_y}{Y}\right)^2 = 1 \qquad (5c)$$

La ecuación cuadrática (5a) es similar a la ecuación (4). El hecho de añadir las otras dos ecuaciones implica que en el caso tensión-tensión y compresión-compresión (2º y 4º cuadrantes en el espacio de tensiones) el fallos se produce cuando las tensiones σ_x y σ_y alcanzan el valor de la resistencia mecánica.

2.2.4. Modelo de Von Mises [6]

La ecuación correspondiente a este modelo es análoga a la ecuación cuadrática propuesto por Norris [5] (ecuación 5a), con la única diferencia de que el término correspondiente a la cortadura está multiplicado por 3.

$$\left(\frac{\sigma_x}{X}\right)^2 - \frac{\sigma_x \sigma_y}{XY} + \left(\frac{\sigma_y}{Y}\right)^2 + 3\left(\frac{\tau_{xy}}{S}\right)^2 = 1 \qquad (6)$$

2.2.5. Modelo de Van der Put [7]

Van der Put propuso como superficie de fallo para la madera un elipsoide con semiejes sobre los ejes coordenados y centro desplazado a un punto del plano *xy*. La ecuación de dicha superficie la expresa como sigue:

$$\left(\frac{1}{X_t} - \frac{1}{X_c}\right)\sigma_x + \left(\frac{1}{Y_t} - \frac{1}{Y_c}\right)\sigma_y + \frac{\sigma_x^2}{X_t X_c} + \frac{\sigma_y^2}{Y_t Y_c} + \frac{\tau_{xy}^2}{S^2} = 1 \qquad (7)$$

2.2.6 Modelo de Tsai-Wu [8]

Este modelo es el más general y en condiciones de tensión plana su ecuación toma la forma

$$\left(\frac{1}{X_t}-\frac{1}{X_c}\right)\sigma_x+\left(\frac{1}{Y_t}-\frac{1}{Y_c}\right)\sigma_y+\frac{\sigma^2{}_x}{X_tX_c}+\frac{\sigma^2{}_y}{Y_tY_c}+ \\ +2a_{xy}\sqrt{\frac{1}{X_tX_c}\frac{1}{Y_tY_c}}\sigma_x\sigma_y+\frac{\tau^2{}_{xy}}{S^2}=1 \quad (8)$$

donde $|a_{xy}| \le 1$.

El centro del elipsoide está desplazado y los semiejes forman un ángulo con los ejes de coordenadas que depende del coeficiente de interacción a_{xy}, el cual se determina experimentalmente. El Modelo de Van der Put es un caso particular de este criterio ($a_{xy} = 0$).

Los modelos de Tsai-Wu y Van der Put se distinguen de los anteriores en que en una única ecuación se tiene en cuenta la resistencia mecánica del material a tensión y compresión y por tanto no hay que tomar distintas ecuaciones según el modo de carga.

4. COMPARACIÓN DE LOS DISTINTOS CRITERIOS

A continuación se procede a comparar los criterios cuadráticos anteriormente descritos mediante un análisis estadístico del ajuste de cada uno de ellos a los datos aportados por Eberhardsteiner [1].

Para ello se considera, la ecuación de un elipsoide genérico con seis grados de libertad: dos para el centro (x_0, y_0, 0), el ángulo β entre semiejes y ejes de coordenadas del material y tres para la longitud de los semi-ejes (a, b, c). Mediante el método de mínimos cuadrados, se determinar los parámetros del elipsoide que mejor se ajusta a los 414 datos.

Debido a la diferencia en la carga de rotura del material en las direcciones x e y, se ha visto conveniente normalizar las diferencias respecto de la norma del radio vector, es decir, la función a optimizar viene dada por la ecuación

$$SS=\sum_{i=1}^{N}\frac{(\sigma_x-\hat{\sigma}_x)^2+(\sigma_y-\hat{\sigma}_y)^2+(\tau_{xy}-\hat{\tau}_{xy})^2}{\sigma_x{}^2+\sigma_y{}^2+\tau_{xy}{}^2} \quad (9)$$

donde el acento circunflejo indica la proyección respecto del origen de coordenadas del dato correspondiente sobre el elipsoide.

El caso más general corresponde al modelo de Tsai-Wu, con seis parámetros. Del mismo modo se procede para cada modelo, imponiendo al elipsoide las restricciones correspondientes, por ejemplo, $x_0 = y_0 = 0$ y $\beta = 0$ en el modelo de Aicher y Klök [3], etc.

En la tabla 2 se muestran los parámetros del elipsoide obtenido para los distintos criterios. Los semiejes y coordenadas del centro se expresan en MPa. *SS* responde al error normalizado y por tanto es adimensional. Los modelos se indican con el número de referencia y se escriben en negrita las restricciones que impone cada uno de ellos

Tabla 2. Resultados para los parámetros del elipsoide según los distintos modelos

MOD	*a*	*b*	*c*	x_0	y_0	β(°)	*SS*
[3]	77.4	5.3	8.2	**0**	**0**	**0**	28.9
[4]	79.0	5.3	8.2	**0**	**0**	0.1	29.2
[5]	128.3	5.3	8	**0**	**0**	1.4	34.6
[6]	150.7	5.1	8	**0**	**0**	1.1	35.9
[7]	62.5	5.6	8.3	14.4	-1.0	**0**	20.2
[8]	62.5	5.6	8.3	14.4	-1.0	0.2	20.1

El modelo de Tsai-Wu [8] presenta el mínimo error. lo cual resultado lógico ya que es el criterio con más grados de libertad. Se observa un desplazamiento del centro del elipsoide hacia σ_x tractiva (x_0 = 14.4 MPa), es decir, la resistencia a tracción es mayor que a compresión. El ángulo es prácticamente despreciable, y de hecho, la mejora respecto del criterio de Van der Put que impone ángulo cero es mínima.

En la figura 6 se ha representado conjuntamente los datos y el elipsoide con mejor ajuste.

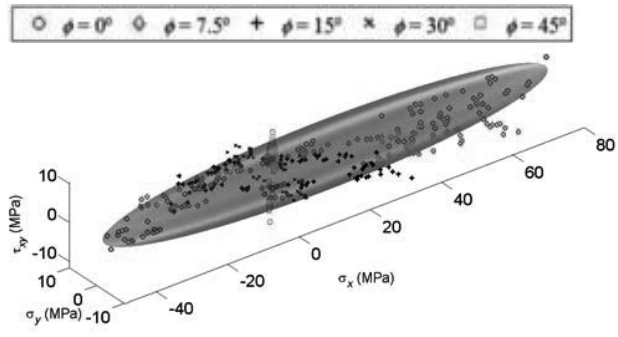


Figura 6. Datos experimentales y elipsoide de ajuste máximo.

5. UN NUEVO CRITERIO DE FALLO PARA LA MADERA

Resulta evidente que bajo diferentes condiciones de carga en la madera se producen diferentes mecanismos de fallo: en el caso de tracción paralela a las fibras es la rotura de éstas las que determinan el fallo; en el caso de una compresión paralela a las fibras suele ser el fallo por pandeo y la formación de codos el mecanismos condicionante del fallo. En el fallo por tracción o

compresión perpendicular a las fibras se produce el fallo sin la rotura de las fibras. Eberhardsteiner y Mackenzie-Helnwein [9] claramente distinguen cuatro mecanismos de fallo en sus ensayos multiaxiales de paneles de abeto blanco. En definitiva el lugar de fallo se puede entender como un espacio tensional limitado por diferentes superficies que, idealmente, representan diferentes mecanismos de fallo. El primer criterio que se satisface es el que limitará el uso de la madera bajo esas condiciones de carga (en principio aceptemos que sean cargas proporcionales). Entre los criterios anteriormente citados es el de Norris [5] el único que no se ajusta a una única ecuación sino que viene representada por mínimos entre varias ecuaciones.

La introducción de una "tapa" o corte en el extremo tractivo del elipsoide que representa el lugar de fallo en el espacio de tensiones (como ya propuso Norris [5]) supone una notable mejora del ajuste a los datos experimentales. Se propone, por tanto, un nuevo criterio de fallo consistente en dos ecuaciones que definen un elipsoide truncado. Se ha comprobado que el ángulo que forman los semiejes del elipsoide y ejes del material es despreciable y no aporta mejoras notables al ajuste, por lo que se impone $\beta = 0$. Análogamente, la introducción de una segunda "tapa" o corte en la punta compresiva paralela a las fibras no resulta en una apreciable mejora. Teniendo en cuenta que supone la introducción de un parámetro adicional en el modelo de fallo, que requiere la realización de medidas que permitan su evaluación, no resulta atractivo añadirla desde el punto de vista práctico (al menos para los datos de que se disponen para el abeto blanco). De este modo el nuevo modelo tiene el número de parámetros que el modelo de Tsai-Wu.

La tabla 3 recoge los valores de los parámetros y el error normalizado del nuevo criterio. La ecuación del plano de corte es

$$\sigma_x = X_t \tag{10}$$

Al igual que en la tabla anterior, los valores de los parámetros se miden en MPa.

Tabla 3. Parámetros del elipsoide truncado y error normalizado.

a	b	c	x_0	y_0	X_t	SS
76.4	5.7	8.2	23.7	-1.0	56.7	19.2

El error disminuye casi un 5% respecto del modelo de Tsai-Wu.

En la figura 7 se representa la nueva superficie de fallo propuesta en este trabajo vista bajo distintos ángulos.

En la figura 8 se han proyectado los 414 datos y la superficie de fallo sobre el plano σ_y τ_{xy}. Se aprecia el desplazamiento del centro del elipsoide hacia σ_y compresiva, lo cual indica que, sometido a cargas en la dirección perpendicular a la fibra, el abeto blanco resiste mejor la compresión que la tracción.

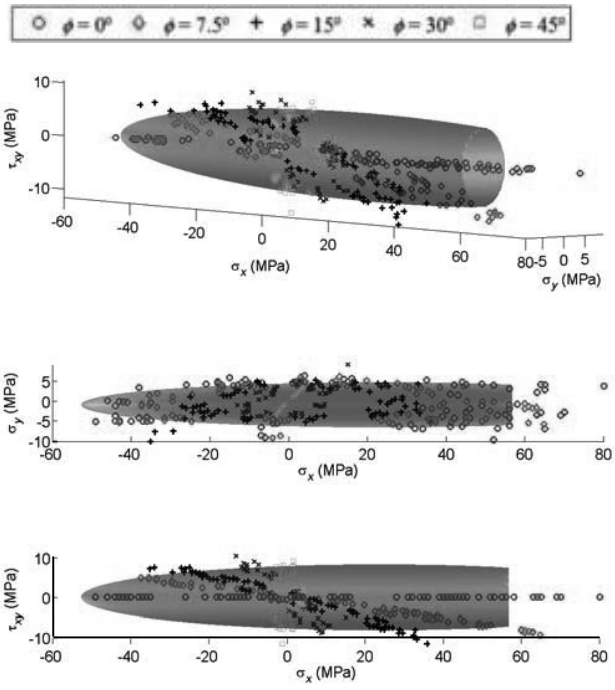


Figura 7. Elipsoide truncado visto bajo distintos ángulos.

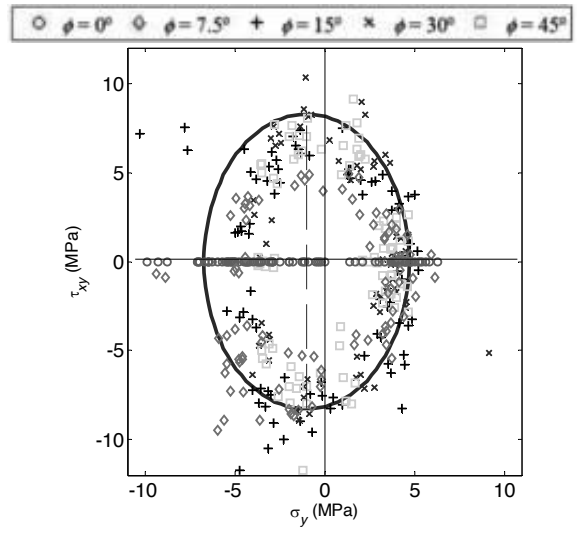


Figura 8. Proyección de los datos y elipsoide truncado sobre el plano σ_y τ_{xy}.

Se representan los resultados de los ensayos para $\varphi = 0º$ y la proyección del elipsoide truncado sobre el plano sobre el plano σ_x σ_y. Hay que tener en cuenta que el elipsoide truncado tiene las dimensiones óptimas para el ajuste considerando todos los datos y no únicamente con orientación $\varphi = 0º$. Se ha marcado con cruces negra

y roja el origen de coordenadas y el centro del elipsoide, respectivamente. Se aprecia la traslación tanto en σ_x como en σ_y.

Considerando que el error se distribuye normalmente con media $\mu = 0$ y varianza $\sigma = \sqrt{SS/(N-1)}$, se pueden calcular los intervalos de confianza de diversos niveles. En la figura se representa el intervalo de nivel 0.95, es decir, la probabilidad de que el fallo se produzca entre la superficie interior y exterior sería del 95%. Estos datos estadísticos ayudan a determinar el lugar geométrico "seguro" en el espacio de tensiones, lo cual pueden resultar de utilidad para el diseño de estructuras de madera, etc.

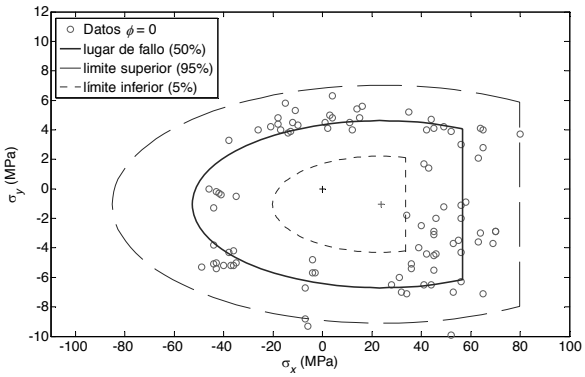


Figura 9. Ensayos con ángulo φ = 0. También se muestran los intervalos de confianza al 5% y al 95%

6. DISCUSIÓN

Eberhardsteiner [1] mediante ensayos uniaxiales a tracción determina un valor de la carga de rotura X_t = 62.33 MPa. En nuestro modelo X_t resulta algo menor 57.6 MPa. Pero debe tenerse en cuenta que se consideran los datos procedentes de 414 ensayos multiaxiales y no únicamente ensayos de tracción uniaxial en la dirección de la fibra. Observando la Fig. 9 se observa que parece más razonable el valor que proponemos, incluso considerando únicamente los ensayos con $\varphi = 0$.

7. CONCLUSIONES

Se ha realizado un análisis comparativo de algunos de los criterios propuestos en la literatura para el fallo de la madera tomando como referencia datos experimentales aportados por Eberhardsteiner [1] para el abeto blanco bajo condiciones de carga multiaxial. El criterio que mejor se ajusta a dichos datos es el criterio de Tsai-Wu [8] consistente en un elipsoide en el espacio de tensiones σ_x σ_y τ_{xy} con la única restricción de simetría respecto del plano τ_{xy} = 0, es decir, con seis grados de libertad.

Los modelos de la mayoría de los autores consisten en una única ecuación que determina la superficie de fallo. Dado que los modos de fallos son diversos dependiendo de las condiciones de carga, lo ideal sería poder contar con distintas ecuaciones que modelizaran dichos mecanismos. Norris [5] propone un criterio con tres ecuaciones que da lugar a un lugar de fallo descrito por un elipsoide truncado por cuatro planos.

En este trabajo se propone un nuevo criterio de fallo consistente en un elipsoide con semiejes paralelos a los ejes coordenados y simetría respecto del plano τ_{xy} = 0, truncado por un plano $\sigma_x = X_t$ que correspondería a al rotura de las fibras cuando la madera se somete a tracción en la dirección de las mismas. Se ha comprobado que el modelo propuesto ajusta mejor a los datos experimentales medidos por Eberhardsteiner [1] que los criterios propuestos hasta ahora en la literatura, sin aumentar el número de parámetros que definen el criterio.

REFERENCIAS

[1] Eberhardsteiner. J.. *Mechanisches Verhalten von Fichtenholz.* Vienna. Austria: Springer. 2002.

[2] Bodig. J. y B.A. Jayne. 1982. *Mechanics of Wood and Wood Composites*. New York: Van Nostrand Reinhold. 1982.

[3] Aicher. S. y Klöck. W. "Linear versus quadratic failure criteria for in-plane loaded wood based panels*"*. Otto-Graff-Journal 12. 2001. 187-199.

[4] Tsai-Hill (1965). Véase B. Kasal and R. J. Leichti, "State of the art in multiaxial phenomenological failure criteria for wood members", Prog. Struct. Engng Mater 7, 2005, 3-13.

[5] Norris. C.B. "Strength of Orthotropic Materials subjected to Combined Stress". U.S. Forest Products Laboratory Report # 1816. 1950.

[6] Von Mises. R. "Mechanik der plastischen Formanderung von Kristallen". Angewandte Mathematik und Mechanik. 8. 1928. 161-185.

[7] Van der Put and T.A.C.M. "The tensorpolynomial failure criterion for wood". 2005. Delft. The Netherlands: Delft Wood Science Foundation.

[8] Tsai. S.W. y Wu. E. "A General of strength for anisotropic materials". Journal of Composite Materials 5. 1971.

[9] Eberhardsteiner. J and P. Mackenzie-Helnwein. P. "Biaxial strength tests for the macroscopic characterization of clear spruce wood". 16th ASCE Engineering Mechanics Conference. July 16-18. 2003. University of Washington. Seatle.

INFLUENCIA DE LA RADIACIÓN UV EN LAS PROPIEDADES MECÁNICAS Y EN EL COMPORTAMIENTO EN FRACTURA DE UN POLÍMERO ARTIFICIAL BIOINSPIRADO EN LA SEDA DE ARAÑA

G. B. Perea[1], G. V. Guinea[1], J. Pérez-Rigueiro[1], G. R. Plaza[1], C. Karatzas[2], M. Elices[1]

[1] Departamento de Ciencia de Materiales. ETSI Caminos, Canales y Puertos. Universidad Politécnica de Madrid. 28040. Madrid, España.
E-mail: bperea@mater.upm.es
Teléfono: 913365238

[2] Nexia Biotechnologies Inc., Present address: The Research Institute of the McGill University Health Centre, Montreal, H3H 2R9, Canada

RESUMEN

En el presente trabajo se estudia la influencia de la radiación UV sobre las propiedades mecánicas y las superficies de fractura de un polímero artificial bioinspirado en la seda de araña. Las fibras de seda de araña constituyen un material enormemente atractivo ya que su elevada resistencia y deformabilidad lo convierten en el material con mayor trabajo hasta rotura de los conocidos hasta el momento. Además se ha encontrado que posee una elevada biocompatibilidad y un comportamiento biodegradable. Debido a estas excelentes propiedades se han dedicado importantes esfuerzos a intentar producir fibras inspiradas en la seda de araña. Fruto de estos esfuerzos es el polímero artificial estudiado en este trabajo. Dicho polímero presenta una secuencia de aminoácidos inspirada en la spidroína 1, que es una de las dos proteínas que conforman la seda de araña natural.

Uno de los factores más perjudiciales para los polímeros es la radiación ultravioleta (UV), de presencia ubicua en aplicaciones al aire libre, ya que puede provocar la modificación de sus enlaces covalentes y, como consecuencia, modificar sus propiedades mecánicas. Para evaluar el efecto de la radiación UV sobre el material bioinspirado se ha estudiado el comportamiento a tracción simple de fibras sometidas a diferentes tiempos de irradiación con luz UV de longitud de onda de 254 nm. Se ha observado que la radiación UV de 254 nm modifica considerablemente las propiedades mecánicas de este material a tiempos de exposición elevados (a partir de 3 días de irradiación). Además se ha estudiado el comportamiento a fractura de este material cuando es irradiado con luz UV. Se ha observado que a medida que aumenta el tiempo de irradiación las superficies de fractura comienzan a ser cada vez más planas, obteniéndose un aspecto extremadamente especular para muestras irradiadas durante 16 días .

ABSTRACT

The present work studies the influence of UV radiation on the mechanical properties and the fracture surfaces of an artificial polymer bioinspired in spider silk. Spider silk is an enormously attractive material. Its high tensile strength and strain to break yield the highest work to fracture of all known materials. Besides it has been found that it has a high biocompatibility and biodegradable behaviour. These singular properties have justified significant efforts devoted to produce fibers inspired in the spider silk. The result of these efforts is the artificial polymer studied in this work. This polymer presents an aminoacid sequence bioinspired in spidroin 1, one of the constituent proteins of silk.

Once of the main damaging agents of polymer is UV radiation, which is always present in open air applications. UV radiation can produce the modification of the bonding organization in the material and, consequently, can modify their mechanical properties. To evaluate the effect of UV radiation in bioinspired material we have studied the tensile behaviour of fibers. These fibers have been subjected to different irradiation times with UV light wavelength of 254 nm. It has been observed that exposure to 254 nm UV radiation modifies the mechanical properties of this material for long exposure times (more of 3 days). In addition, the fracture surfaces after irradiation have been studied: it has been observed that the surfaces become flatter with the irradiation time, and they are mirror like after 16 days of irradiation.

PALABRAS CLAVE: Radiación UV, polímero, fractura.

1. INTRODUCCIÓN

Debido a las magníficas propiedades que posee la seda de araña, tales como el gran trabajo hasta rotura que presenta [1], [2], su elevada resistencia y ligereza, además de ser un material biodegradable y biocompatible, se han dedicado importantes esfuerzos para producirla de forma artificial.

Las singulares características de la seda de araña están impulsando toda una serie de estudios con el objetivo de comprender y explotar sus propiedades en la fabricación de nuevos materiales. La producción de dichos materiales se basa en la síntesis mediante técnicas de Ingienería Genética de proteínas inspiradas en las naturales producidas por la araña. La seda de araña está compuesta por dos proteínas de unos 300 kDa [3], [4], spidroína 1 y spidroína 2. Hasta el momento no se han podido sintetizar proteínas de un tamaño tan elevado, seleccionando fragmentos de dichas proteínas para su expresión en diferentes organismos. Se han empleado diversos sistemas de expresión de proteínas tales como plantas transgénicas y células mamarias modificadas [1], [5] habiéndose expresado en ellas fragmentos de las spidroínas de las especies de arañas *Nephila clavipes* y *Araneus diadematus*.

En particular, científicos de la empresa canadiense de biotecnología Nexia [5], transfiriendo genes de araña a células mamarias de cabras, han obtenido un material bioinspirado que es analizado en este trabajo.

El método de producción consiste en expresar el gen de las spidroínas en células mamarias de cabra que sintetizan esta proteína de la seda y la secretan en la leche. Esto facilita la extracción y la purificación de la proteína. La seda recombinante resultante y el proceso de obtención están patentados bajo el nombre Biosteel® (literalmente, "bioacero").

Pese a los esfuerzos dedicados a intentar producir de forma artificial proteínas bioinspiradas en la seda de araña hasta el momento no ha sido posible igualar las propiedades de la fibras producidas por las propias arañas [9].

Se ha comprobado que uno de los factores más perjudiciales para las fibras de seda de araña es la radiación UV ya que puede provocar la modificación de sus enlaces covalentes y, como consecuencia modificar sus propiedades mecánicas [10]. Por tanto se hace necesario el estudio del efecto de la radiación UV sobre el polímero artificial bioinspirado en la seda de araña con vistas a sus futuras aplicaciones.

Basándonos en estudios previos sobre el efecto de la radiación UV en las fibras de seda de araña natural [10], [11], [12] hemos caracterizado la influencia de la radiación UV sobre las propiedades mecánicas de este polímero artificial. Para ello se han sometido las fibras artificiales a diferentes tiempos de irradiación con luz UV de 254 nm y se han realizado ensayos de tracción simple estudiándose la variación de las curvas tensión-deformación en función del tiempo de exposición de la muestra a la luz UV. El hecho de utilizar esta longitud de onda es debido a que en trabajos anteriores sobre la seda de araña se ha comprobado que es la que produce un efecto significativo sobre las propiedades mecánicas del material [10], [11], [12]. Además se han estudiado las superficies de fractura de este polímero artificial y se ha evaluado el efecto de la radiación UV en el comportamiento a fractura de este polímero.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

En el presente trabajo se han utilizado fibras de un polímero artificial bioinspirado en la seda de araña natural. Estas fibras han sido obtenidas por Nexia a partir de la clonación de diferentes fragmentos de una de las proteínas sintetizadas en la glándula ampollácea mayor, la spidroína 1, de la especie de araña *Nephila clavipes*. La secuencia de aminoácidos de este fragmento se presenta en la figura 1.

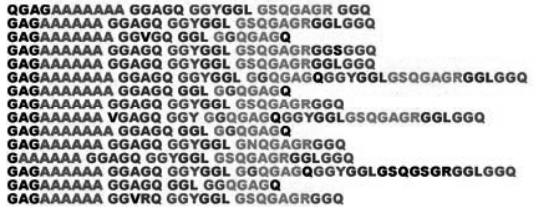


Figura 1. Secuencia de aminoácidos del fragmento clonado de la spidroína 1.Donde G: Glicina, A: Alanina, L: Leucina, Y: Tirosina, Q: Glutamina, V: Valina, R: Arginina .

Para la producción de fibras artificiales a partir de la solución de proteínas se usó un proceso de hilado denominado hilado húmedo (wet spinning) [6] en el cual las fibras solidificaban en un baño coagulante de isopropanol [7], [8].

Para la ejecución del trabajo se ha estudiado el comportamiento a tracción simple de estas fibras sometidas a diferentes tiempos de irradiación con luz UV de 254 nm y se han comparado con fibras sin irradiar (muestras control).

Para la irradiación de las muestras se utilizó una lámpara ultravioleta modelo Vilmer Lourmat 215 LC de 15 W de potencia que emitía a 254 nm.

Los ensayos mecánicos de tracción simple se realizaron en una máquina Instron 4411 en la que se sustituyó la mordaza inferior por una balanza de precisión modelo PRECISA XT 220 A con una resolución de 0.1mg (1μN). A partir de los datos obtenidos del ensayo de tracción y mediante la medida de la sección transversal de estas fibras en el microscopio electrónico de barrido

(SEM) se determinaron las curvas tensión-deformación ingenieriles. Todos los ensayos mecánicos se han hecho en condiciones nominales de 25ºC y 35% de humedad relativa.

Las superficies de fractura se obtuvieron a partir de los extremos del hilo que quedan después de realizar el ensayo de tracción. Las muestras fueron recubiertas con grafito para aumentar su resistencia frente al haz electrónico, permitiendo su mejor observación en el microscopio electrónico de barrido. Una vez depositado el grafito se metalizaron las muestras con oro durante 2 minutos. Posteriormente fueron observadas y fotografiadas en un microscopio electrónico de barrido JEOL 6300. Las condiciones típicas de observación han sido un voltaje de 10kV y una intensidad de 6.10^{-8} A. Las imágenes se han obtenido con aumentos de x2000.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

En la figura 2 se presentan las curvas tensión-deformación ingenieriles obtenidas mediante ensayos de tracción simple sobre muestras del polímero artificial bioinspirado en la seda de araña. Estas muestras han sido sometidas a diferentes tiempos de irradiación con luz UV de 254 nm.

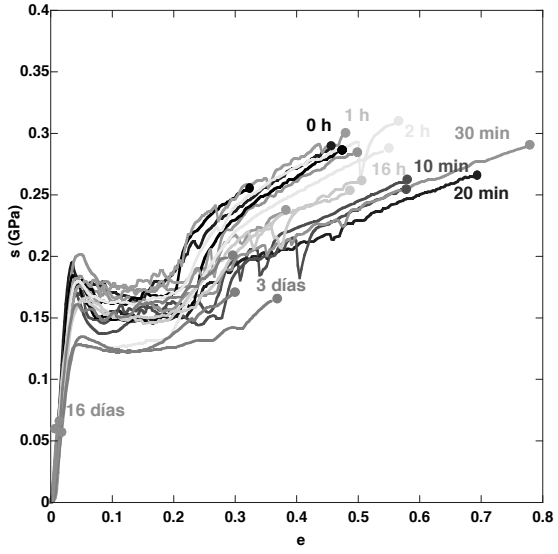


Figura 2. Curvas tensión–deformación ingenieriles de fibras de un polímero artificial bioinspirado en la seda de araña. Estas fibras han sido sometidas a diferentes tiempos de irradiación con luz ultravioleta de 254nm.

La figura 2 pone de manifiesto la moderada variabilidad de las propiedades mecánicas que presenta este polímero artificial. Este hecho puede ser debido al proceso de hilado mediante el que se obtienen las fibras a partir de la solución de proteínas. Hemos de destacar que se ha observado una variabilidad en las propiedades mecánicas muy superior en la seda de araña natural [13-19]. Si bien, se han producido grandes avances en el control de dicha variabilidad mediante el desarrollo de diferentes procedimientos de hilado [20], [21].

Del análisis de las curvas tensión-deformación obtenidas tras la irradiación de las muestras con luz UV vemos que para tiempos de irradiación cortos (tiempos inferiores a 3 días) la luz UV produce poca variación en las propiedades mecánicas del material. Sin embargo, para tiempos de irradiación más largos (tiempos superiores a 3 días) se produce una disminución significativa en las propiedades mecánicas del material.

Como se puede apreciar en la figura 2, para tiempos largos de irradiación se produce una disminución en los valores de tensión y deformación de rotura. Observándose, en el caso concreto de 16 días de irradiación, que la rotura del material se produce en la zona lineal inicial.

Las superficies de fractura de muestras irradiadas han sido observadas por microscopía electrónica de barrido. En las figuras 3, 4 y 5 se recogen algunas superficies de fractura representativas obtenidas durante la realización de este trabajo.

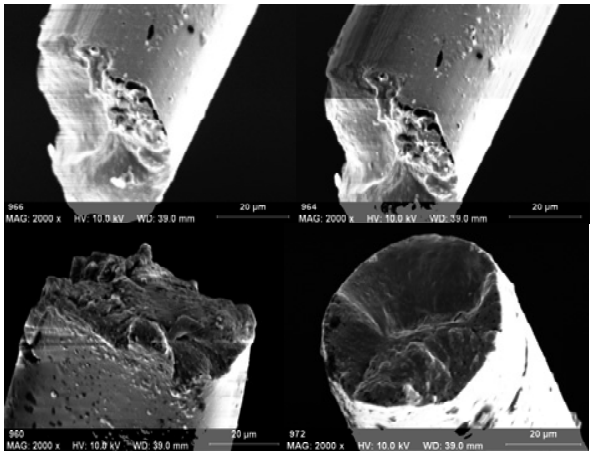


Figura 3. Superficies de fractura de fibras del polímero artificial sin irradiar (Muestras Control).

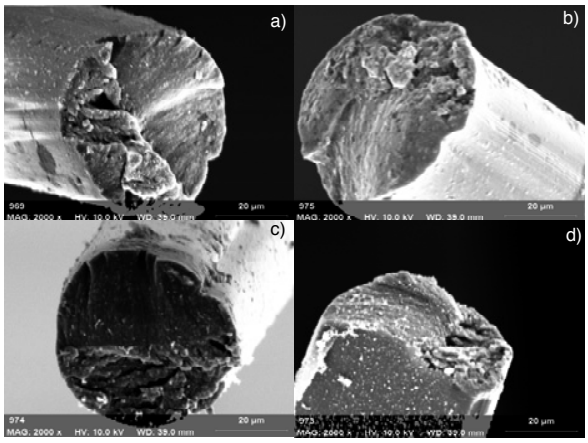


Figura 4. Superficies de fractura de fibras del polímero artificial irradiadas, expuestas a tiempos de irradiación de a)10 min, b) 20 min, c) 30 min y d) 1 h.

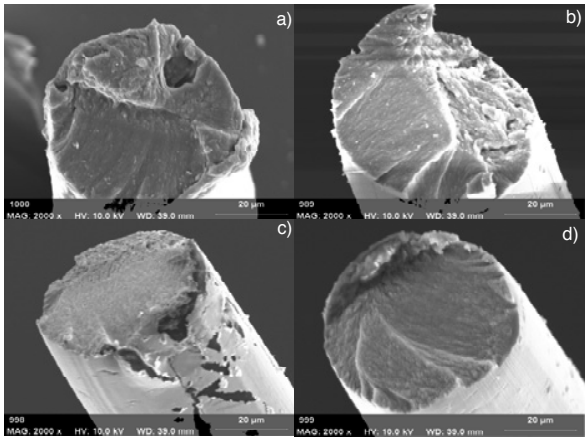


Figura 5. Superficies de fractura de fibras del polímero artificial irradiadas, expuestas a tiempos de irradiación de a) y b) 16 h, c) y d) 3 días.

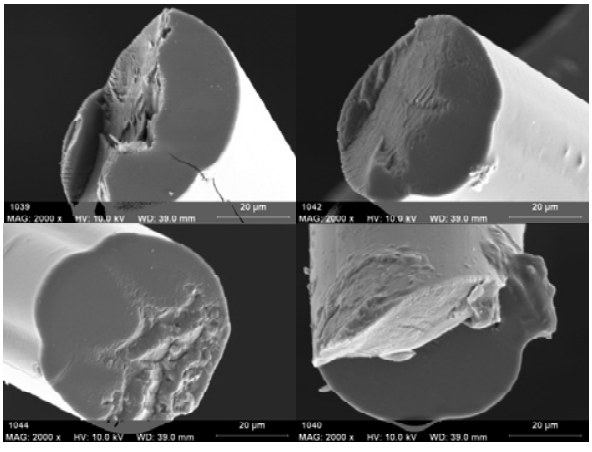


Figura 5. Superficies de fractura de fibras del polímero artificial irradiadas, expuestas a 16 días de irradiación.

Se observa que las muestras control (tiempo de irradiación de 0 h) muestran una superficie de fractura rugosa. Para tiempos de irradiación cortos (hasta 16 horas) la fractura sigue presentando un aspecto rugoso, aunque a 16 horas de irradiación se observa una fractura más plana. Para tiempos de irradiación elevados (3 y 16 días) la superficie de fractura se hace muy plana, siendo casi especular para un tiempo de irradiación de 16 días.

4. CONCLUSIONES

A partir del análisis de las curvas tensión-deformación obtenidas se observa que la radiación UV de longitud de onda de 254 nm no produce ningún efecto significativo en las propiedades mecánicas del polímero artificial bioinspirado en las fibras de seda de araña para tiempos de irradiación cortos. Mientras que para tiempos de irradiación superiores a 3 días se observa una modificación acusada de sus propiedades mecánicas. En particular se produce una disminución en los valores de tensión y deformación de rotura. A 16 días de irradiación las muestras rompen en la zona elástica lineal, y para este tiempo de exposición a la radiación UV las propiedades mecánicas de este material están muy degradadas.

Del análisis fractográfico realizado podemos observar que las superficies de fractura presentan un aspecto rugoso y que para tiempos de irradiación altos (a partir de 3 días) las superficies de fractura se vuelven más planas y especulares indicando un comportamiento en fractura localmente frágil de este material.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer a Dr. Andrew Rodenhiser la producción de fibras recombinantes. El trabajo ha sido financiado por el Ministerio de Ciencia e Innovación (España) a través del proyecto CIT-420000-2008-30, por el Ministerio de Ciencia e Innovación (España) a través del proyecto MAT2009-10258, por la Comunidad de Madrid (España) a través del programa MADR.IB-CM/S-SAL/0312/2006 y por la Fundación Marcelo Botín.

Los autores también desean expresar su agradecimiento a los alumnos del Master de Ingienería Biomédica de la UPM Evelyn García, Andrés Navarro, Patricia Anaya y Noé Jiménez por sus diversas tareas de colaboración en la realización de este trabajo.

REFERENCIAS

[1] Kaplan, D.L., Lombardi, S.J., Muller, W.S y Fossey, S.A., *Silks, Biomaterials*, Byrom, D. (Ed.), Stockton Press, New York, 1-53. 1991.

[2] Elices, M., Pérez-Rigueiro, J., Plaza, G. and Guinea, G.V. , *Recovery in spider silk fibers*, J. Appl. Polym. Sci. 92, 3537-3541. 2004.

[3] Casem, M. L., Turner, D., Houchin, K. *Protein and amino acid composition of silks from the cob weaver, Latrodectus hesperus (black widow)*. International Journal of Biological Macromolecules, 24, 103-108. 1999.

[4] Sponner, A., Schlott, B., Vollrath, F., Unger, E., Grosse, F., Weisshart, K. *Characterization of the protein components of Nephila clavipes dragline silk*. Biochemistry 44, 4727–4736. 2005.

[5] Lazaris, A., Arcidiacono, S., Huang, Y., Zhou, J.F., Duguay, F., Chretien, N., Welsh, E.A., Soares, J.W., Karatzas, C.N. *Spider Silk Fibers Spun from Soluble Recombinant Silk Produced in Mammalian Cells*. Science 295, 472-476. 2002.

[6]Chawla, K. K. Fibrous Materials; Cambridge University Press: Cambridge, U.K. 1998.

[7] Matsumoto, K.; Uejima, H.; Iwasaki, T.; Sano, Y.; Sumino, H. J Appl Polym Sci 1996, 4, 503-511.

[9] Elices, M., Guinea, G. V., Plaza, G. R., Karatzas, C., Riekel, C., Agulló-Rueda, F., Daza, R., Pérez-Rigueiro, J., *Bioinspired fiber follow the track of natural spider silk*, en prensa.

[10] Perea , G. B., Pérez-Rigueiro, J., Plaza, G. R., Guinea, G. V., Elices, M., *Efecto de la longitud de onda de la radiación UV sobre la seda de araña*. Anales de Mecánica de la Fractura 27, 41-43. 2010.

[11] Pérez Rigueiro J., Elices M., Plaza G. R. y Guinea G.V., *El efecto de la irradiación ultravioleta sobre la seda de araña,* Anales de Mecánica de la Fractura, 593-598. 2006.

[12] Rueda J., Pérez Rigueiro J., Elices M. y Guinea G.V., *Influencia de la radiación UV en el comportamiento a fractura del hilo de araña*. Anales de Mecánica de la Fractura, 343-348. 2002.

[13] Work, R.W. *The force-elongation behavior of web fibers and silks forcibly obtained from orb-web-spinning spiders*. Textile Res. J. 46, 485-492. 1976.

[14] Griffiths, J.R., Salinatri, V.R. *The strength of spider silk.* Journal of Materials Science. 15, 491-496. 1980.

[15] Cunniff, P.M., Fossey, S.A., Auerbach, M.A., Song, J.W. *Mechanical Properties of Major Ampullate Gland Silk Fibers Extracted from Nephila Clavipes Spiders*. Chapter 21 in Silk polymers: Materials Science and Biotechnology. American Chemical Society, Washington DC. 1994.

[16] Dunaway, D.L., Thiel, B.L., Viney, C. *Tensile Mechanical Property Evaluation of Natural and Epoxide-Treated Silk Fibers*. Journal of Applied Polymer Science 58, 675-683. 1995.

[17] Madsen, B., Shao, Z.Z., Vollrath, F. *Variability in the mechanical properties of spider silks on three levels: interspecific, intraspecific and intraindividual*. International Journal of Biological Macromolecules 24, 301-306. 1999.

[18] Viney, C. *Silk Fibres: Origins, Nature and Consequences of Structure*. Chapter 10 in Structural Biological Materials–M.Elices (ed), Pergamon. Amsterdam. 2000.

[19] Garrido, M.A., Elices, M., Viney, C., Pérez-Rigueiro, J. *The variability and interdependence of spider dragline tensile properties*. Polymer 43, 4495-4502. 2002.

[20] Pérez-Rigueiro, J., Elices, M., Plaza, G., Real, J. I. and Guinea, G. V. *The effect of spinning forces on spider silk properties*. The Journal of Experimental Biology 208, 2633-2639. 2005.

[21] Elices, M., Guinea, G.V., Plaza, G.R., Real, J.I. and Pérez-Rigueiro, J. *Example of microprocessing in a natural polymeric fiber: Role of reeling stress in spider silk*. Materials Research Society, 1931-1938. 2006.

RELATIONSHIP BETWEEN FIBRE ORIENTATION AND TENSILE STRENGTH OF NATURAL COLLAGEN MEMBRANES FOR HEART VALVE LEAFLETS

J-Y. Bourges, F. J. Rojo, J.M García-Paez, J.M Atienza, L. Álvarez, G. V. Guinea

Departamento de Ciencia de Materiales, ETSI Caminos, Canales y Puertos. Universidad Politécnica de Madrid. C/ Profesor Aranguren, s/n, 28040, Madrid, España.
Email: jybourges@mater.upm.es

ABSTRACT

Heart valve prostheses are used to replace native heart valves which that are damaged because of congenital diseases or due to ageing. Biological prostheses made of bovine pericardium are similar to native valves and do not require any anticoagulation treatment, but are less durable than mechanical prostheses and usually fail by tearing. Researches are oriented in improving the resistance and durability of biological heart valve prostheses in order to increase their life expectancy. To understand the mechanical behaviour of bovine pericardium and relate it to its microstructure (mainly collagen fibres concentration and orientation) uniaxial tensile tests have been performed on a model material made of collagen fibres. Small Angle Light Scattering (SALS) has been also used to characterize the microstructure without damaging the material. Results with the model material allowed us to obtain the orientation of the fibres, relating the microstructure to mechanical performance.

RESUMEN

Las prótesis cardiacas se emplean para substituir las válvulas nativas que han dejado de cumplir su función por enfermedades congénitas o por envejecimiento. Las prótesis biológicas hechas con pericardio bovino son similares a las naturales y no requieren de tratamientos anti-coagulantes, pero tienen una menor durabilidad que las prótesis mecánicas y suelen fallar por desgarro. Las investigaciones se orientan en mejorar la resistencia y durabilidad de las prótesis cardiacas para aumentar su esperanza de vida. Para entender el comportamiento mecánico del pericardio bovino y relacionarlo con su microestructura (contenido de fibras de colágeno y su orientación, principalmente), se han realizado ensayos de tracción uniaxial en un material modelo fabricado con fibras de colágeno. Asimismo se ha empleado la Difracción de Bajo Ángulo (SALS) para caracterizar la microestructura sin destruir el material. Los resultados con el material artificial nos permiten obtener la orientación de las fibras, relacionando la microestructura con sus propiedades mecánicas.

KEYWORDS: Bovine pericardium, Tensile strength, Light Scattering, Collagen fibre

1. INTRODUCTION

Pericardium is a collagenous membrane. It is composed of collagen and elastin fibres embedded in an extracellular matrix. Pericardium has been of interest for the last half century for its ability to be used, after specific treatment, as a biological suitable material for heart valve leaflets replacement. Biological prostheses, also known as bioprostheses, are more interesting than the mechanical prostheses on many aspects. They are non-thrombogenic, they show a good hemodynamic, similar to the one of the natural material, and they do not necessitate any anticoagulation medication for the patient [1]. However, they are not perfect, and they show durability problems. The main reasons are calcification and tearing of the material.

Calcification is the accumulation of calcium and phosphate in the implanted material due in part to the dead state of the implant, and partly to the pre-treatment they are subjected to. Tearing occurs either at sutures or in the material itself, showing that the implanted part is not always able to show enough wear resistance to withstand the stresses it is subjected to. Suture techniques and materials have been studied and compared [2, 3]. Tissue selection has to be improved to reduce tearing risks in the implanted cusp.

Solutions to calcification have been intended to be defined by the use of decellularization and chemical treatments. Decellularization is used for calcification prevention in porcine valve leaflets, and do not induce changes in the mechanical properties [4]. Pericardium has as well to be decellularized to suppress antigen. It has been shown that non ionic agents were safe for the

receiver, and that decellularization did not affect the material strength, tensile modulus nor collagen structure network [5].

With respect to chemical treatments, glutaraldehyde treated pericardium has been used since more than 40 years [1]. Other chemical treatments have been tested [6] but glutaraldehyde is admitted to be the most suitable. Question of glutaraldehyde inducing calcification has been raised, and it has been shown that it did not induce it [7]. On the contrary Suh et al. showed a few years later, that glutaraldehyde cross-linked materials were showing a high and rapid accumulation of calcium in the early stage of the study (3 days) when compared to UV irradiation cross-linking [8].

Some alternative agents or techniques have been tested as a solution to substitute glutaraldehyde. UV irradiation [8] and No-react [9] are showing better reaction to calcification than glutaraldehyde, but long term studies have to be done for attesting the No-react efficiency. The calcification process is not well understood yet and some tests are made in the way to fill the lack of knowledge in this field. Physiological fluids with various concentrations of pyrophosphate, etidronate or phytate have been used as fluids for calcification inducing reagents on pericardium [10]. Results are showing that phytate was the most suitable to reduce calcification in vitro by measuring the calcium and phosphorous levels. It has to be noted that none was preventing calcification.

Tearing in the implanted material away from sutures implies a better tissue selection [11]. For this purpose, the aim is to find a way to define which part would be the most suitable for being a bioprosthetic leaflet. This has to be done via a non-destructive technique. Small Angle X-ray scattering (SAXS) have been widely used upon various materials. Soft matter [12], coal [13] compact powders [14] have been characterized by SAXS at the interaction and nanoscale structure level. The relation between crystallite thickness and organic preservation has been used for absolute and relative dating of bones based on the X-ray diffraction [15]]. Arterial wall has been tested in order to visualize the nanoscopic structural changes while applying a load [16]. Pericardium as well has been under X-ray observation via SAXS for collagen ultrastructure characterization (molecule packing, fibril spacing and orientation) [17]. The field of view however is in the order of magnitude of the nanometer, hence another technique, more suitable for microscale, should be used.

Visible light presenting a wavelength longer than X-ray's, seems to be of use for this purpose. Small angle light scattering (SALS) has shown good results with polymeric materials as a complement to rheometer for spinodal decomposition [18] and for time dependent phase change in polymer dispersed liquid crystal composites [19]. Sacks et al. set up a system for soft tissue microstructure analysis [20]. They have shown the ability of their system to define the main orientation of a fibre population and define some variables such as the orientation index as a quality of the angle definition. They also showed the capacity of the technique to separate two populations having an angular difference higher than 5°. The set up has been used for valve leaflet analysis [20], tendons [21], and pericardium [22].

It is admitted that collagen fibres concentration, distribution and orientation greatly influence the mechanical response of the tissue. Hence, the importance of knowing the microstructure of pericardium will lead to a better tissue selection for bioprostheses. The aim of this paper is to explore a methodology to link the microstructure of pericardium with its mechanical properties. For this purpose, an artificial collagen-based material has been used. The material is much thinner and transparent than pericardium. The advantage it presents is the more regular alignment of its collagen fibres and its higher homogeneity. A home-made SALS device was used to define the fibre orientation, and uniaxial tensile tests were performed in order to relate the fibre orientation with the tensile strength, stiffness, and elongation at rupture.

2. MATERIAL AND METHODS

2.1 Material

The artificial collagen-based material used is made of porcine skin smashed, pressed and then extruded. The manufacturing process aligns the fibres mainly in one direction. Globally, the composition of the material is collagen fibres of reduced length and a diameter of the order of magnitude of 1μm in a matrix. The material presents a good transparency and it is possible, by looking through it, to determine what the collagen fibres main orientation is. That is of importance for the first step of the methodology described here. As stated above, the material is of relative homogeneity while compared with pericardial tissue. This is also an important characteristic for the purpose of the tests presented below.

The material, like pericardium used in bioprostheses, has been treated with glutaraldehyde for cross-linking fibres (standard treatments).

According to those specificities of the material and the tests performed, we can expect that using SALS, the material may be assumed as being a diffraction grid. Hence, with optical laws, the pattern given by diffraction should be rotated by 90° with respect to the fibres direction. Moreover, when keeping the material orientated in one direction, the pattern should give the same orientation, with very few variations whichever

location of it is chosen. Besides, and with respect to mechanical tests, the material should be stronger in the direction of the collagen fibres than in the perpendicular one. It should also show a greater elongation in the perpendicular direction compared to the fibres' one.

2.2 Small Angle Light Scattering

The small angle light scattering device is based on [20]. It consists of a 5mW laser (λ=632.8nm) mounted on an optical bench. The sample is then manually placed on the light path, and a screen is placed to receive the image (Figure 1). Pictures are taken by a digital camera placed behind the screen. Since the material can be compared to a set of diffraction grids, the expected result is an elliptical shaped spot on the screen having its mayor axis perpendicular to the main fibre orientation. Analyzing the picture will allow us to give the angle of the main fibre direction with the horizontal.

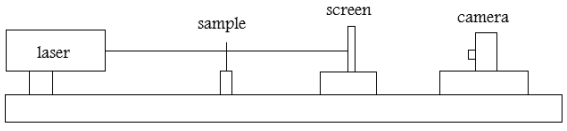


Figure 1: Scheme of the SALS device

2.3 SALS analysis

Using software for imaging data treatment a grey level scale is deduced from the picture. The analysis is based on analyzing the grey level (intensity) alongside a circle concentric with the ellipse and which diameter is the mayor axis of the ellipse shaped spot. The analysis will give a curve showing the grey level with respect to its angular position. Like shown by Sacks et al. [20], for a single population, the curve is showing 2 maxima and 2 minima. Distance between maxima is 180° and distance from a maximum to a minimum is 90°.

2.4 Tensile tests

Tensile uniaxial tests were performed under the flowing physiological serum at 37°C and at a constant crosshead speed of 0.03mm/s. Specimens were cut in a rectangular shape (5x30mm) and the thickness was measured. They were then fixed to the clamps mechanically and chemically. The free length between the clamps is of about 20mm. The tests are started with the material being free from any preloading, and are run until rupture. Data are recorded for analysis.

2.5 Data analysis

Applied force and distance between the clamps were recorded. Distance is set to be zero at a known distance between clamps. Therefore, specimen length and force at each time t is known. Calculations are done in order to obtain stress-elongation curves. L_0 the initial length of the specimen is manually found and the elongation is calculated as $\lambda=L/L_0$. The corresponding true stress is $\sigma=\lambda*(F-F_0)/A_0$ where L is the current length, F the current force, F_0 the force at initial length and A_0 is the initial cross sectional area. Stress-elongation curves are then compared for the same testing direction as well as compared to the perpendicular one.

The stiffness of the material is measured as being the slope of the linear part of the stress-elongation curve. A simple linear regression function is used for this purpose.

3. RESULTS AND DISCUSSION

3.1 SALS

Since the material is composed of well aligned fibres and its transparency allows the direct determination of their direction, it is quick to verify that data given by the device match the theory of light diffraction, and that the diffracting component is collagen and not part of the matrix. Then, the homogeneity of the material has, as well, to be assessed. For this purpose, a large piece of material has been placed on the rail. The material has been scanned in different places, and the resulting grey level-angular position curves are shown in Figure 2. Curves show a maximum intensity at a constant angular position. The homogeneity of the material's microstructure is then verified. As stated above, only the fibre main orientation is obtained.

Main fibre orientation indicated by the analysis makes an angle of about 95° with the horizontal. This is consistent with the sample positioned horizontally, indicating an actual angle of the fibres close to 5°. The pattern showed two maxima separated by an angular position of about 180°. Due to the symmetry of the plot, only the grey levels from 0º to 180º are shown in Figure 2.

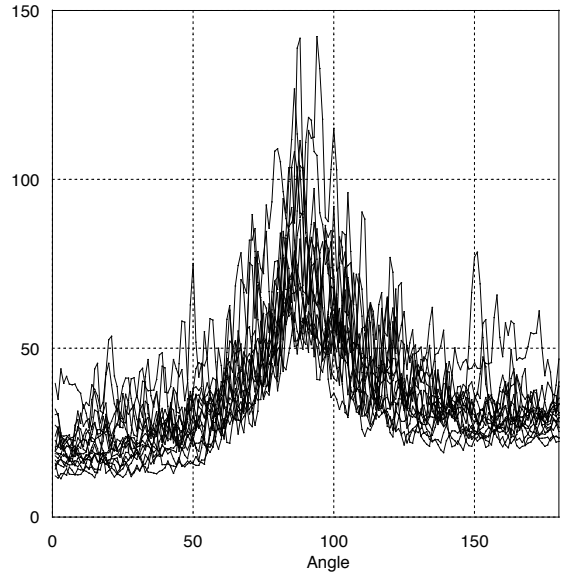


Figure 2: SALS data analysis of the patterns in 20 spots along a large sample.

3.2 Tensile tests

Uniaxial tensile tests have been performed along two perpendicular directions, one being the main direction of the fibres. Stress-elongation curves have been compared with respect to the testing direction in figure 3. The dashed lines are representing the perpendicular direction, while the solid ones, that are representing the parallel direction, are less extensible. The stiffness also differs significantly with respect to the direction.

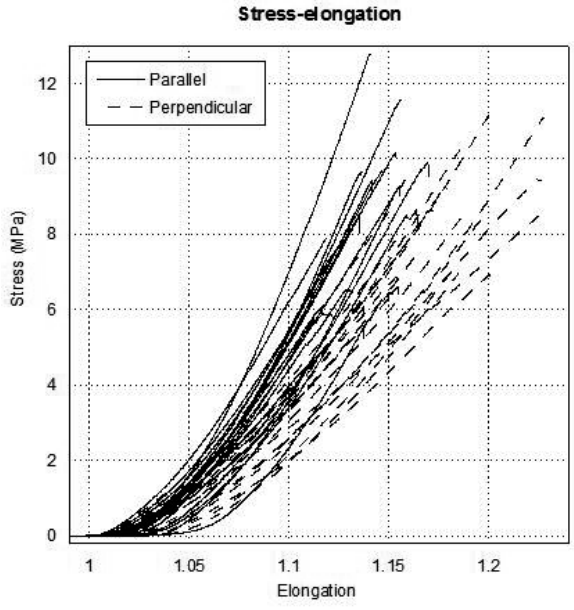


Figure 3: Stress-elongation curves of collagen based material in the parallel direction (solid lines) and the perpendicular direction (dashed lines)

In order to quantitatively compare the mechanical performance and link the fibre orientation to the mechanical properties, some specific parameters have been obtained: stiffness, ultimate stress and the maximum elongation. Table 1 shows a significantly different stiffness and elongation ($p<0.0001$). This is consistent with the material structure. The matrix is supposed to allow a greater elongation in the perpendicular direction, and the collagen fibres increase the stiffness in the longitudinal direction. The ultimate stress however is not significantly different. This is probably due to the cross-linking treatment reinforcing the perpendicular direction.

Table 1: *Mean values and standard errors of stiffness, elongation and ultimate stress in the parallel and perpendicular directions*

	Parallel n=17	Perpendicular n=19
Stiffness (MPa)	84±14	58±7
Elongation	1.14±0.016	1.18±0.02
Stress (MPa)	8±4	8±1.5

4. CONCLUSIONS

We have obtained microstructural information by using light diffraction on a model collagen-based material. This non destructive method has shown its ability to give the main direction of collagen fibres.

Uniaxial tensile tests have been performed and compared. Comparison has shown a clear difference in the mechanical performance with respect to the fibre orientation.

The link between the fibre orientation and the mechanical performance has been shown. The methodology is suitable to determine collagen fibres orientation and hence for tissue selection. Having the direction of the collagen fibres by SALS analysis will allow one to have a global idea on how to orientate the material in order to get the best mechanical properties for a specific application.

Further work will have to be done on the artificial material in order to increase the quality of the data and allow a better determination of precise mechanical features. This implies definition of parameters on SALS analysis for quantification of the data quality and the fibre organization. More, pericardium is a much more complex material than the one used in this work, and SALS device characteristics will have to be determined or improved, such as the ability of the device to separate two or more overlapping fibre populations. Mathematical models for the simple artificial material will have to be expressed, to show the influence of the fibre orientation on mechanical behaviour.

5. ACKNOWLEDGES

The authors gratefully acknowledge the financial support from the Fundación Marcelino Botín through the project "Diseño y desarrollo de nuevos biomateriales para medicina regenerativa" and to the Ministerio de Ciencia e Innovación through the project MAT2009-10258.

6. REFERENCES

1. Jayakrishnan, A. and S.R. Jameela, *Glutaraldehyde as a fixative in bioprostheses and drug delivery matrices.* Biomaterials, 1996(17): p. 471-484.
2. Páez, J.M.G., et al., *Sutured calf pericardium: influence of the type and angle of the suture on mechanical behavior.* Journal of Materials Science, 2003(14): p. 411-417.
3. García Páez, J.M., et al., *Elastic behavior of sutured calf pericardium: influence of the suture threads.* Biomaterials, 1996(17): p. 1677-1683.

4. Liao, J., E.M. Joyce, and M.S. Sacks, *Effects of decellularization on the mechanical and structural properties of the porcine aortic valve leaflet.* Biomaterials, 2008(29): p. 1065-1074.
5. Mendoza-Novelo, B., et al., *Decellularization of pericardial tissue and its impact on tensile viscoelasticity and glycosaminoglycan content.* Acta Biomaterialia, 2010.
6. Jorge-Herrero, E., et al., *Influence of different chemical cross-linking treatments on the properties of bovine pericardium and collagen.* Biomaterials, 1999(20): p. 539-545.
7. Vincetelli, A., et al., *Does Glutaraldehyde Induce Calcification of Bioprosthetic Tissues?* Annals of Thoracic Surgery, 1998(66): p. 255-258.
8. Suh, H. and J.-C. Park, *Evaluation of calcification in porcine valves treated by ultraviolet ray and glutaraldehyde.* Material Sciences and Engineering, 2000(13): p. 65-73.
9. Abolhoda, A., et al., *Calcification of Bovine Pericardium: Glutaraldehyde Versus No'React Biomodification.* Annals of Thoracic Surgery, 1996(62): p. 169-174.
10. Grases, F., et al., *Phytate inhibits bovine pericardium calcification in vitro.* Cardiovascular pathology, 2008(17): p. 139-145.
11. Páez, J.M.G., et al., *Chemical treatment and tissues selection: factors that influence the mechanical behavior of porcine pericardium.* Biomaterials, 2001(22): p. 2759-2767.
12. Narayanan, T., *High brilliance small angle X-ray scattering applied to soft matter.* Current opinion in colloid & interface Science, 2009(14): p. 409-415.
13. Mitropoulos, A.C., K.L. Stefanopoulos, and N.K. Kanellopoulos, *Coal studies by small angle X-rray scattering.* Microporous and mesoporous materials, 1998(24): p. 29-39.
14. Laity, P.R. and R.E. Cameron, *A small-angle X-ray scattering study of powder compaction.* Powder Technology, 2008(188): p. 119-127.
15. Hiller, J.C. and T.J. Wess, *The use of small angle X-ray scattering to study archaeological and experimentally altered bone.* Journal of archaeological Science, 2006(33): p. 560-572.
16. Schmid, F., et al., *Bidirectional testing cell for in situ small angle X-ray scattering investigations of soft tissue.* Nuclear Instrument and methods in Physics Research, 2006(246): p. 262-268.
17. Liao, J., et al., *Molecular orientation of collagen in intact planar connective tissues under baxial stretch.* Acta biomaterialia, 2005(1): p. 4554.
18. Gronski, W., J. Läuger, and C. Laubner, *Structure development under shear flow during spinodal decomposition of a polymer blend observed by simultaneous measurement of small angle light scattering and rheological functions.* Journal of Molecular Structure, 1996(383): p. 23-30.
19. Maugey, J. and P. Navard, *Small angle light scattering investigation of polymer dispersed liquid crystal composites.* Polymer, 2002(43): p. 6829-6837.
20. Sacks, M.S., D.B. Smith, and E.D. Hiester, *A Small Angle Light Scattering Device for Planar Connective Tissue Microstructural Analysis.* Biomedical Engineering, 1997. **25**: p. 678-689.
21. Dahlgren, E.D., *Small Angle Light Scattering Analysis of Tissue.* 2002.
22. Mirnajafi, A., et al., *The effects of collagen fiber orientation on the flexural properties of pericardial heterograft biomaterials.* Biomaterials, 2005(26): p. 795-804.

STRENGTH AND STIFFNESS OF REPAIRED TENDONS

A.M. Paleczny, F.J. Rojo, J.M. Atienza,
J-Y. Bourges, G.V Guinea

Departamento de Ciencia de Materiales
E.T.S.I. de Caminos, Canales y Puertos
Universidad Politécnica de Madrid4
Madrid, España
e-mail: a.paleczny@mater.upm.es

ABSTRACT

Rotator cuff tears of the shoulder are a common cause of pain and disability. Although surgery is frequently beneficial, re-tearing of the tendons is likely to re-occur. In many cases even if the reparation is successful it will still generate discomfort, problems with mobility, as well as a sharp pain. This project is funded in the cooperation with the Hospital Clinico San Carlos de Madrid. The purpose of this work is to analyze the effect of the surgical repair and the application of different therapies, including mesenchymal stem cell therapy on the biomechanical properties (strength and stiffness) of the repaired tendon. An animal model of rotator cuff tendon reparations has been developed on laboratory rats.To obtain the mechanical response of the healthy and repaired tendons, it was necessary to develop an experimental set up to reproduce the in-vivo working conditions of the tendons (37 ºC, immersed in physiological serum), and especially the load transfer. The biomechanical properties (maximum load and stiffness) have been measured in healthy and repaired tendons. A total of 70 rats are used in this particular study. It has been found that the repaired tendon is stronger than the original on. However, the repaired tendons demonstrate less flexibility than the healthy (original) ones prior to the damage.

RESUMEN

La rotura del manguito rotador del hombre es un problema clínico común, especialmente en los ancianos. Aunque la cirugía reparadora suele resultar exitosa, es bastante común que aparezcan problemas de movilidad, molestias e incluso dolores agudos. En este trabajo, realizado en colaboración con el Hospital Clínico San Carlos de Madrid, se ha analizado el efecto de diferentes técnicas de reparación sobre las propiedades biomecánicas (resistencias y flexibilidad) del tendón reparado, comparándolas con muestras control de tendones sanos. Para ello se ha utilizado un modelo animal (ratas de laboratorio) y se ha desarrollado un dispositivo experimental que reproduce las condiciones de trabajo in-vivo de los tendones. En total se han estudiado 70 tendones sanos y 70 reparados mediante 5 técnicas diferentes. Los resultados muestran que en general los tendones reparados poseen mayor resistencia que los originales, pero pueden haber visto reducida su flexibilidad, lo cual puede tener repercutir de forma importante en su funcionamiento

PALABRAS CLAVE: Supraspinatus tendon, strength, stiffness

1. INTRODUCTION

Rotator cuff tear is a common clinical problem. This particular injury affects 40 per cent (or more) of people over the age of 60, and is a frequent cause of a debilitating pain, such as reduced shoulder function and weakness [1]. Although surgery is frequently beneficial, re-tearing of the tendons is likely to re-occur. In many cases, even if the reparation is successful, it will still generate discomfort, problems with mobility, as well as a sharp pain. At present, the challenge is to develop a reparation technique able to avoid all these problems. It is accepted that there are many factors responsible for a successful repair of the fractures in a rotator cuff, mainly the size of the tear [3], time from injury until the repair [4], quality of tendon [5], biological response [6] and surgical technique [7]. Previous studies demonstrated that traditional repairing methods have

made an enormous progress since McLaughlin's description of a surgical method to reattach tendon to humeral bone. This study was the basis for other numerous analytical approaches to fixation techniques. Their aim was to find a greater strength of fixation or to define a technique that would be less invasive [8,9,10].

The ideal repair should have high initial fixation strength and maintain mechanical stability until the healing process is finalized [11]. Current studies focus on cognition of a mechanical environment that would considerably increase the healing of rotator cuff. Although the number of investigations was made for animal model of rotator cuff, knowledge of mechanical properties of supraspinatus tendon and technique of their repair required developing [12, 13, 14]. Previous results show that strength of repaired tendons depend on the repairing technique.

In last years, mesenchymal stem cell therapy has emerged as a promising technique. Mesenchymal stem cells are of stromal origin and may differentiate into a variety of tissues. MSCs are multipotent stem cells that can also differentiate into a variety of cell types, including: osteoblasts (bone cells), chondrocytes (cartilage cells) and adipocytes (fat cells) [15]. While this is an accurate description for one function of MSCs, the term fails to convey the relatively recently-discovered roles of MSCs in the repair of tissue. Heretofore there are not many information in current publishing dealing with the healing response after the application of mesenchymal stem cell therapy (MSCs).

The purpose of this work is to analyze the effect of the surgical repair and the application of different therapies, including mesenchymal stem cell therapy on the biomechanical properties (strength and stiffness) of the repaired tendon. An animal model of rotator cuff tendon reparations has been developed on laboratory rats in the Hospital Clinico San Carlos de Madrid. To obtain the mechanical response of the healthy and repaired tendons, it was necessary to develop an experimental set up to reproduce the in-vivo working conditions of the tendons (37 ºC, immersed in physiological serum), and especially the load transfer. The biomechanical properties (maximum load and stiffness) have been measured in healthy and repaired tendons. Right tendons of each rodent are used as 'control' samples, left ones are injured and repaired. There are five groups for repaired tendons depending on the type of repaired.

2. MATERIAL AND METHODS

Experiments were conducted in accordance with the "European Convention on Animal Care". As it was already mentioned in the introduction, this specific project was funded with the support of Hospital Clinico San Carlos de Madrid.

An animal model of rotator cuff tendon repairs was developed on rats. A total of 70 rats were used in this study. Both the right and left supraspinatus tendons were tested from every rodent. Left tendon was surgically detached and repaired after the damage. Right tendons were left unaffected and treated later as 'control' tendons.

All tendons used in this study were divided into 6 groups depending on the repairing type [Table 1]. Tendons belonging to Group 0 (n=9) were injured and left for natural repair without applying any treatment. Samples in Group 1 (n=12) were repaired with prolene. Group 2 (n=13) and Group 3 (n=13) included tendons, which were repaired using gel col 1. Furthermore, in Group 4, mesenchymal stem cell therapy was used in addition to gel col 1. Group 4 (n=10) and Group 5 (n=10) were repaired in similar way as Group 2 and Group 3, however, different kind of gel was applied, OrthAdapt- highly organized Type I collagen which reinforce the repair or reconstruction of soft tissues. Group 5 was treated by mesenchymal stem cell therapy as well.

Additionally all the tested rotator cuffs were divided into two groups, depending on the time between repairs and excision from animals for the tests. Rats in all repairing groups were sacrificed at 4weeks, 8weeks after repairing.

	Number of samples	
Group	After one month	After two months
0- natural repaired	6	3
1-with prolene	8	4
2-with Gel col 1	8	5
3-with Gel col1+MES	10	3
4- with Gel OrthADAPT	7	3
5-With Gel OrthADAPT+MES	5	5

Table 1. Number of tendons tested for each groups .Tendons were divided into 6 groups depending on the repairing technique.

Rotator cuff tendons with humerus and scapula complex were used for biomechanical test. Rotator cuff muscles, and other associated muscles and tissues were involved in the examination. Special technique was applied in order to introduce the specimens into the tensile machine. The humerus was fixed on silicon tube diameter 15mm in range, filled up with synthetic resin. The scapula of the specimen was fixed on a polypropylene´s tube, 25mm in diameter, also filled up

with synthetic resin. Subsequently after approximately 24h hours, pre-prepared samples were attached to the tensile machine. An experimental set-up reproduced the in-vivo working conditions of the tendons (37ºC, immersed in physiological serum).

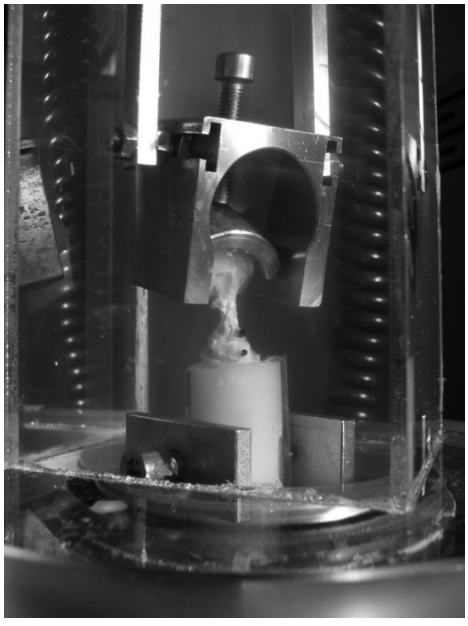


Figure 1.The experimental set up used to reproduce the load transfer in the tendons.

An experimental set-up was developed to reproduce the load transfer in central working condition of the tendons [Figure1]. The rotator cuff tendons were tested in parallel to the long axis of the superspinatus in their physiological position. Velocity during the testing amounted to 1,8 mm/min. During the test, the samples were loaded up to 10N and then unloaded to the initial point and loading again until they reached the failure point [Figure 2].

To obtain information about an estimation of stiffness of the tendons, tensile machine registered load [N] and displacement[mm]. Repaired stiffness was defined as the slope of the load divided by displacement in failure point. Failure was defined, as the maximum value of the load needed for damaging the sample permanently. Maximum load for repaired tendons ranged from 15 to 40N.

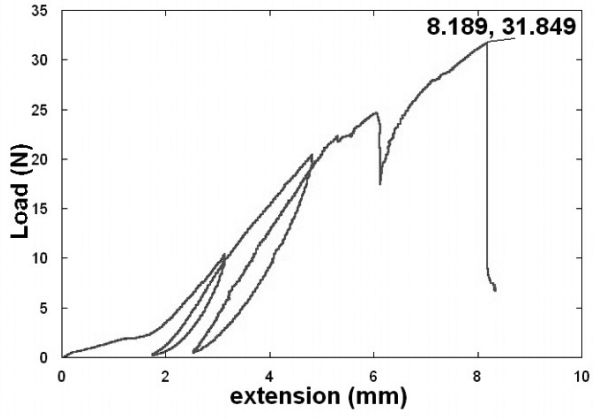


Figure 2 Experimental load-displacement curve recorded by tensile machine .

3. RESULTS

Experimental results have shown that repaired tendon is stronger than the healthy one. In all of the groups the failure loads of repaired tendons were significantly higher than in the corresponding 'control' groups. Mechanical properties of repaired tendons depended on the technique of repair and the time between the damage and repair.

Figure 3 shows the difference between the maximum load of repair tendon and the 'control' tendons in all repaired groups. Results were expressed in terms of % of strength of healthy tendon. Contrast is evident between Group 0, with no treatment applied, repaired naturally, and other groups, which were surgically repaired. Differences between 'control' sample and naturally repaired sample was the highest comparison to other groups. In the case when tension was tested after one month from the tear equals around 50% (Figure 3). In the case of Group 1 where samples were repaired with prolene that difference was nearly halved 20%. It was observed similar value of maximum load accordingly between Group 2 and Group 4 as well as between Group 3 and Group 5. In these pairs of groups, repairing techniques were similar. Group 2 and Group 4 were repaired using medical repairing gel col 1 and in Group 3 and Group 5 mensynchynel stem cell therapy was additionally applied. Mechanical properties after 4 weeks of injury resembled the 'control' sample more in the repairing technique with the use of medical gel col1.

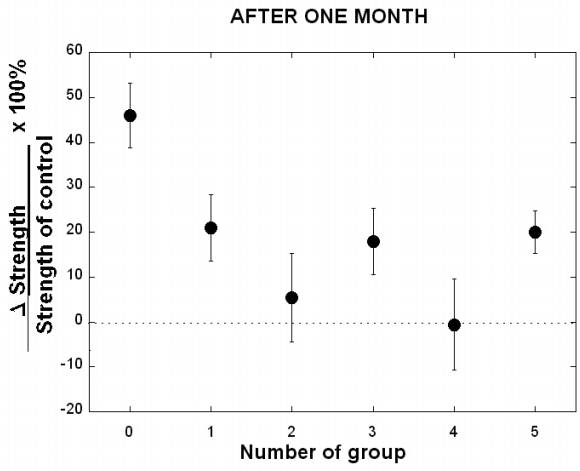


Figure 3 Difference between maximum load in repaired tendon and 'control' tendon in each one of the six repaired groups after 4 weeks of injury .Results were expressed in terms of % of strength of healthy tendon.

After eight weeks from the repair [Figure 4] difference of maximum load between each group is smaller comparing to results after four weeks, and their value was less than 30% in almost all cases. Similarly as in the case of previous samples, after 4 weeks, results in groups cured by medical gel shown akin mechanical properties. After eight weeks, a greater contrast of tensile value was observed in a group where mensynchymel stem cell therapy was applied. Tendons treated with Orthopal gel (Group 5) and mansynachymel stem cell therapy reached values of failure force closer to 'control' tendons than the samples from Group 3 were treated with the same technique, however with a different gel.

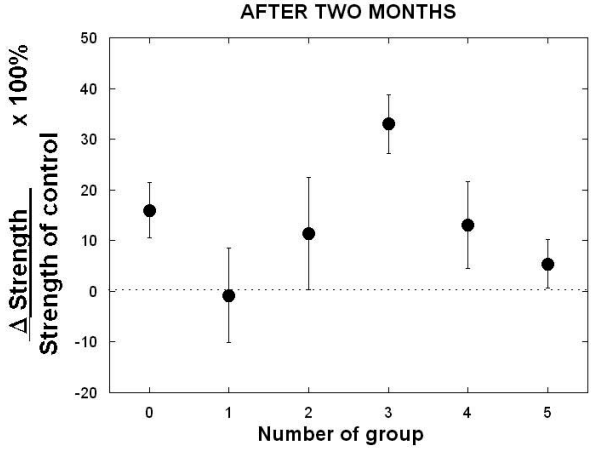


Figure 4 Difference between maximum load in repaired tendon and control tendon in each one of the six repaired groups after 8 weeks of injury.

Repairing technique has also influence on flexibility of repaired tendons. The highest value of stiffness the range of movements are reduced. The results for stiffness [Figure 5] in every repairing group after 4 weeks of injury were appropriate for value of maximum load in that group. Tendon without any treatment (Group 0) was stronger but value of stiffness was also the higher. These results allow this particular research to conclude that flexibility in these cases is considerably low. In other groups, in medically repaired tendons, stiffness resembled the healthy tendons (control samples). Observed similarities in Groups 2 and 4 were due to the application of a similar technique of treatment.

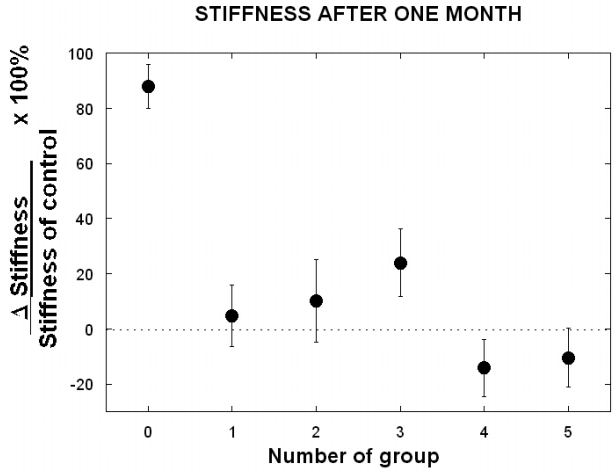


Figure 5 Difference between estimated stiffness of repaired tendon and 'control' tendon in every of six repaired groups after 4 weeks of injury.

4. DISCUSSION

The rat model was already used by others researchers in order to investigate the mechanical strength of different rotator cuff techniques. It was found before that repair tension is related to healing. Tension significantly increased early after detachment and progressively increased with additional time. Previous studies also prove that an increase in tension can have a detrimental effect on the failure properties of healing tissues, and stimulate the production of scar tissues [17].

The biomechanical study on rotator cuff confirmed that biomechanical properties of repaired superspinatus tendon depend on the technique of repair. It was found that the repaired tendons are generally stronger than the healthy ones and that difference was greater after four weeks from the injury than after the period of eight weeks from injury. Largely caused by accumulation of tissues around the tear. When tendon is injured the healing process continues through an inflammatory

phase, followed by migration of the cells to the injured area. These cells fill the wound with a disorganized collagens matrix that is eventually remodeled to restore the functional linear collagen bundles and tensile strength of the original tissue [16]. Accumulated cells make tendons stronger but at the same time they constrict a range of movements, which makes tendon less flexible. Our study shows that tendons left without treatment (Group 0) needed to reach a higher value of load for the failure to occur; but concurrently the stiffness of superspinatus was higher. Limitation in the range of movement within that group was noticeably lower.

Current studies show that the failure load is dependant on the structure type and the applied treatment therapy. Early results (after four weeks) affirm that properties were much different to those, which had undergone the treatment twice in length. The results from Group 5 appear promising after 8 weeks from the fracture. In this particular group apart of OrthADAPT, mesenchymal steam cells therapy was also applied. Several animal case studies were carried out in order to evaluate the efficiency of MSC local injection in tendon repair. Biomechanical analysis revealed an improvement of biomechanical properties, tissue architecture and functionality of the tendons after injury where the treatment was supported with the use of MSCs-collagen composites. After 12 weeks of injury, maximum stress for the repaired tissues was inconspicuously higher than the value of the healthy tendons [18].

To summarize, this work shows that an estimate strength and flexibility of tendons depends on a number of significant factors, which have an influence on the results of repair. The greatest influence however, is that of the technique of repair as well as the time from injury until treatment, quality of tendons and biological healing response. These particular parameters should be considered to a greater extent in the future research. In the outcome gave the results of highest estimate stiffness but lower range of flexibility which reduce shoulder function and decreasing limits of movements.

5. ACKNOWLEDGMENTS

The authors gratefully acknowledge the financial support from the Fundación Marcelino Botín through the project “Diseño y desarrollo de nuevos biomateriales para medicina regenerativa” and to the Ministerio de Ciencia e Innovación through the project MAT2009-10258. We are also grateful to the members of the Research Unit of the Hospital Clínico San Carlos of Madrid for the help given in this work.

6. REFERENCIAS

[1] Miligrom, C.,Schaffler, M.B.,Van Holsbeeck, 1995. Rotator-cuff changes in asymptomatic adults.The effort of age, hand dominance and gender.J.Bone Joint Surg.Br.77, 296-298

[2] Vitale,M.A.,Vitale,M.G.,Zivin,J.G.,Braman,J.P .,Bigliani,L.U.,Flatow,E.L.,2007.Rotator cuff repair: an analisis of utility scores and cost-effectiveness.J.Shoulder Elbow Surg.16,181-187.

[3] CofieldRH,Parvizi.J,HoffmeyerPJ,LanzerWL.I lstrupDM,Rowland CM.Surgical repair of chronic rotator cuff tears.A prospective long-term study.J Bone Jt Surg(Am)2001Jan;85-A(12):2391-2402

[4] Bartolozzi.A,Andreychik.D,Ahmad.S.Determi nants of outcome in the treatment of rotator cuff disese.Clin Orthop Rel Res 1994 Nov,308:90-97

[5] Riley GP,Harrall RL, Constant CR, Chard MD, Cawston.TE,Hazleman.BL.Tendon degeneration and chronic shoulder pain:changes in the collagen composition of human rotator cuff tendons in rotator cuff tendinitis. Ann Rheum Dis 1994 Jun; 53(6): 359-366.

[6] Hamada K, Tomonga A, Gotoh M, Yamakawa H, Fukuda H. Intrinsic healing capacity and treaning process of torn superspinatus tendons: in situ hybridization study of alpa 1 (I) procollagen mRNA J Orthop Res 1997 Jan,15 (1):24-32.

[7] Iannotti JP. Full Thickness Rotator Cuff Tears:Factors Affecting Surgical Outcome. J Am Acad Orthop Surg 1994 Feb;. 87-95.

[8] Craft,D.V.,Moseley,J.B.,Cawley,P.W.,Noble,P. C.,1996.Fixationstrenght of rotator cuff repairs with suture anchors and the transosseous suture technique.J.Shoulder Elbow Surg.5, 32-40.

[9] Gazielly,D.F.,Gleyze,P., Montagnon, C.,1994. Functional and anatomical results after rotator cuff repair.Clin.Orthop. 304, 43-53

[10] Gordia,V.K.,Mullen,D.J.,Boucher, H.R., Parks, B.G..,O´Donnell, J.B., 2001. Cyclic loadning of rotator cuff repairs: a comparison of bioabsorbable tracks with metal suture anchors and transosseous saturates. Arthroscopy.73, 982-989.

[11] Gerber C, Schneeberger AG, Beck M, Schlegel U.Mechanical strength of repairs of the rotator cuff. J.Bone Joint Surg 1994;76:371-80.

[12] Burkhart,S.S.,Fisher,S.P.,Nottage,W.M.,Esch,J C.Baber,F.A.,Doctor,D.,et.al.,1996.Tissue fixation security in transosseousrotator cuff repairs: a mechanical comparasion of simple versus matterss sutures.Arthroscopy 12, 704-708.

[13] Sward,L.,Hughes,J.S.,Amis,A.,Wallace, W.A., 1992.The strength of surgical repairs of the

rotator cuff. A biomechanical study on cadavers.J.Bone Joint Surg.Br. 74, 585-588

[14] Caldwell,G.L.,Warner,J.P.,Miller,M.D.,Boardman,D.,Towers,J.,Debski,R.,1997.Strengh offixation with transosseous sutures in rotator cuff repair.J.Bone Jiont Surg Am.79, 1064-106

[15] Anna M. Wobus (27 March 2008). *Stem Cells*. Springer.pp. 248–.ISBN 9783540778547. http://books.google.com/?id=aGyqLIoP1kUC&pg=PA248. Retrieved 16 April 2010.

[16] Kathryn G.Vogel and T.J.Koob "Structiral Specialization in Tendons under Compresion, Departament of Biology, The University of New Mexico,Albuquereque,NewMexico87131

[17] Jonathan A.Gimbel,J.P.Van Kleunen, Spencer P. Lake, Gerald R. Williams, Louis J. Soslowsky The role of repair tension on tendon to bone healing in an animal model of chronic rotator cuff tears. University of Pennsylcania, Journal of Biomechanics 40(2007) 561-568.

[18] Young RG, Butler DL,WeberW, Caplan AI, Gordon SL, Fink DJ. Use of mesenchymal stem cells in a collagen matrix for Achilles tendon repair.J Orthop Res 1998;16:406–13.

CARACTERIZACIÓN DEL COMPORTAMIENTO MECÁNICO DE LA AORTA DESCENDENTE

A. Pezzani, C. García-Herrera

Departamento de Ingeniería Mecánica, Universidad de Santiago de Chile, USACH.
Avenida Bernardo O'Higgins 3363, Santiago de Chile, Chile.
E-mail: claudio.garcia@usach.cl

RESUMEN

En este trabajo se realiza una caracterización experimental y numérica del comportamiento mecánico y la rotura de la pared de la arteria aorta descendente humana.

La importancia de este trabajo radica en la posibilidad de predecir el comportamiento mecánico de la arteria aorta descendente humana bajo casos generalizados de carga fisiológica o en condiciones de interés clínico. El objetivo de este trabajo es aportar datos experimentales y numéricos que permitan predecir la respuesta mecánica de la pared aórtica y su relación con las propiedades de las arterias de pacientes fumadores.

A través de ensayos de tracción, se ajustaron modelos constitutivos, y además se obtuvieron otros parámetros de interés, como las tensiones y deformaciones de rotura. Con ellos se cuantificó el efecto de algunas patologías en la respuesta mecánica y en la rotura de este tipo de tejidos. Además, una vez calibrados los modelos constitutivos se simuló numéricamente la respuesta mecánica del vaso en un ensayo de presurización, comparándose dicha simulación con el ensayo experimental.

ABSTRACT

This paper presents a numerical and an experimental characterization of the mechanical behavior and rupture of the wall of the human descending aorta.

The importance of this study lies in the possibility to predict the mechanical response of the human descending aorta under generalised physiological loading states and clinical conditions of interest. The aim of this study is to provide experimental and numerical data to predict the mechanical response of the aortic wall and their relation to the properties of the arteries of cigarette smokers.

Constitutive models were adjusted throughout tensile tests and other parameters of interest, such as rupture stress and strain, were also obtained. Then, they were used to quantify the effect of some diseases in the mechanical response and fracture of this type of tissue. Different constitutive models were calibrated and considered to simulate the mechanical response of vessel in a pressurization test. Finally, the computed results were validated with the corresponding experimental measurements.

PALABRAS CLAVE: Biomateriales, Aorta.

1. INTRODUCCIÓN

La aorta humana es una arteria elástica cuyas propiedades mecánicas influyen fuertemente en el amortiguamiento de la onda de presión dentro del vaso, además de ayudar a controlar el flujo de sangre al interior del mismo [1]. Otro aspecto importante relacionado con el comportamiento mecánico de la arteria es el desarrollo de tratamientos quirúrgicos, algunos de los cuales involucran aspectos mecánicos como la aplicación de cargas (comúnmente presión) y la generación de deformaciones durante la intervención en el vaso patológico. Además, el conocimiento de los esfuerzos y deformaciones de rotura en arterias bajo cargas fisiológicas y severas (accidentes por impacto o problemas cardiovasculares), es también un área relevante de interés actual. Estos hechos justifican la necesidad de lograr un mejor conocimiento de la respuesta mecánica de la pared arterial, como el desarrollo de modelos matemáticos que provean de información útil para diagnósticos médicos y terapias.

Se han realizado experimentos en muestras de aortas animales como también en tejido humano para la aorta ascendente [2], torácica [3] y abdominal [4]. Estos grupos han sido caracterizados matemáticamente, sin

embargo la información experimental y de modelos constitutivos para tejido sano como para pacientes fumadores es escasa.

El procedimiento más común para caracterizar el comportamiento pasivo de la pared aórtica humana es el ensayo de tracción, el que es usado en la determinación de propiedades de fallo y grado de anisotropía [5]. Un enfoque alternativo para analizar la respuesta mecánica de la aorta es el ensayo de presurización, por medio del cual ha sido estudiada la no linealidad entre esfuerzo y deformación en tejidos animales y humanos.

El objetivo de este trabajo es caracterizar la respuesta mecánica de la pared de la arteria aorta descendente humana a través de modelos que sean fiables para un amplio rango de deformación. La metodología adoptada en este trabajo consiste en los siguientes pasos: (1) ajuste de los parámetros del material para dos modelos matemáticos distintos (Demiray y Holzapfel) por medio de la información de los ensayos de tracción y (2) evaluación de esta caracterización en la predicción de la respuesta del material a diferentes estados de tensión como los presentados en el ensayo de presurización.

2. MATERIALES Y MÉTODOS

2.1. Procedimiento experimental

2.1.1. Material

Las muestras de aorta torácica descendente humana ensayadas en este trabajo fueron provistas por el Hospital Puerta de Hierro en Madrid. Todas las muestras, obtenidas de acuerdo a los protocolos del comité de ética del hospital, provienen de donantes adultos sanos y fumadores cuyas muertes no estaban relacionadas a problemas cardiovasculares (accidentes automovilísticos, suicidio, etc.).

Los vasos analizados fueron clasificados en dos grupos, nombrados 1 y 2, cuya información se muestra en las tablas 1 y 2. El grupo 1 corresponde a adultos sanos, con edades entre los 44 y 50 años, y el grupo 2 corresponde a dos pacientes fumadores, es decir, pacientes que han fumado diariamente durante el último mes, independiente de la cantidad [6].

Tabla 1. Grupo 1, muestras de pacientes sanos (M: Mujer, V: Varón)

Vaso	Sexo	Edad [años]	Peso [kg]	Talla [m]
S1	M	50	62	1,60
S2	V	45	85	1,70
S3	M	46	75	1,68
S4	V	44	77	1,75

Tabla 2. Grupo 2, muestras de pacientes fumadores (M: Mujer, V: Varón)

Vaso	Sexo	Edad [años]	Peso [kg]	Talla [m]
F1	M	52	65	1,60
F2	M	49	66	1,68

2.1.2. Ensayo de tracción

El objetivo de este ensayo es obtener relaciones entre el esfuerzo y la deformación del tejido cuando es sometido a estados simples de carga uniaxial. La medición de la elongación se realiza durante el ensayo mediante el desplazamiento de las mordazas, asumiendo una deformación homogénea en la zona central de la probeta.
Este ensayo además provee información importante del material como la elongación y esfuerzo de rotura. Como la pared arterial está compuesta por tres capas [7] las mediciones se realizan hasta la rotura de cualquiera de ellas (normalmente la íntima).

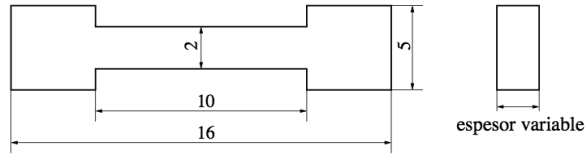


Figura 1. Configuración geométrica de la probeta de tracción (dimensiones en milímetros).

Las dimensiones de la probeta fueron seleccionadas para obtener un mayor número de probetas de los vasos donados sin dificultar la manipulación de las mismas. El espesor de la probeta depende de la pared arterial y varía entre 1,5 y 2,4 mm. Las probetas fueron cortadas en dirección longitudinal y circunferencial para caracterizar el grado de anisotropía en la respuesta del material [5]. Estas direcciones se denotan por los ángulos 0˚ y 90˚, respectivamente. Para mayores detalles del método de ensayo se puede consultar el trabajo de García-Herrera [2]. Durante el ensayo se registra la carga y desplazamiento de mordazas con los que se obtienen las curvas de esfuerzo vs. alargamiento.

2.1.3. Ensayo de presurización

Este ensayo pretende reproducir las cargas existentes al interior del vaso *in vivo*. En este caso el vaso se somete a una deformación axial seguido de la aplicación de una presión interna equivalente a la fisiológica y superior a ésta (ver figura 2).

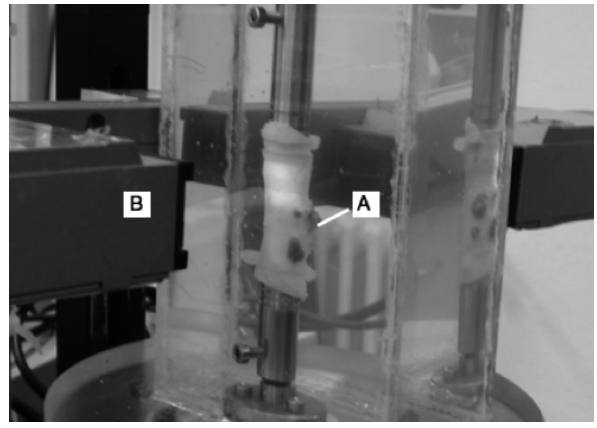


Figura 2. Montaje del ensayo de presurización. A: Arteria. B: Extensómetro óptico.

Se registra la presión interna, el desplazamiento axial de las mordazas y el diámetro exterior del vaso. Se

obtienen curvas de presión interna (P_i) vs. alargamiento circunferencial ($\lambda_\theta=D/D_0$) donde D y D_0 corresponden al diámetro actual e inicial, respectivamente. Esta curva se repitió para dos niveles de alargamiento longitudinal ($\lambda_z=L/L_0$), donde L y L_0 corresponden a la longitud actual e inicial, respectivamente.

2.2. Modelos Constitutivos

El comportamiento del material se considera incompresible debido al gran porcentaje de agua contenido en él [8]. Son utilizados modelos constitutivos hiperelásticos y la formulación detallada de éstos puede consultarse en [9].

2.2.1. Modelo de Demiray

La energía de deformación *W* se escribe como:

$$W=\frac{a}{b}\left[\exp\left(\frac{b}{2}(I_1-3)-1\right)\right] \tag{1}$$

donde a y b son los parámetros del modelo e I_1 es el primer invariante del tensor derecho de Cauchy-Green **C** (I_1 = tr(**C**), donde tr indica la traza del tensor) [9].

2.2.2. Modelo de Holzapfel

Este modelo tiene en cuenta una respuesta anisótropa del material, presente normalmente en los tejidos arteriales [10], el que asume que las fibras de colágeno se orientan helicoidalmente con un ángulo aproximadamente constante con el eje de la arteria. Se consideran dos familias de fibras definidas en la configuración de referencia (inicial) por medio de dos vectores unitarios **a** y **a'**, dispuestos con un ángulo ±φ con el eje del vaso, como se muestra en la figura 3 (se debe mencionar que por simplicidad no se considera dispersión de las fibras ni respuesta específica por capas).

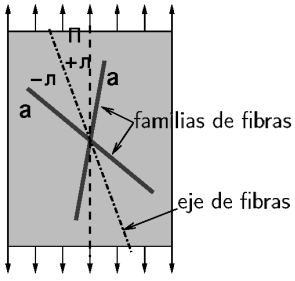


Figura 3. Material de Holzapfel sometido a tracción axial.

Los siguientes dos invariantes pueden ser definidos como I_4=**a•C•a** y I_6=**a'•C•a'**. En este contexto, la función de energía de deformación se escribe como sigue:

$$W=\frac{\mu}{2}(I_1-3)+\frac{k_1}{2k_2}\sum_{i=4,6}\left[\exp\left(k_2(I_i-1)^2\right)-1\right] \tag{2}$$

donde μ, k_1, k_2 y φ son parámetros del material. En la ecuación 2 el primer término describe la respuesta de la elastina mientras que los otros términos describen el comportamiento anisótropo, dado por la orientación de las fibras dados por los invariantes I_4 e I_6.

2.3. Caracterización del material por medio del ensayo de tracción

En esta sección se describe el procedimiento analítico-numérico por medio del cual se determinan los parámetros de los modelos de Demiray y Holzapfel.

De acuerdo al procedimiento descrito por García-Herrera [2] el comportamiento del material para el modelo de Demiray queda definido por:

$$\sigma=a\left(\lambda^2-\frac{1}{\lambda}\right)\exp\left[\frac{b}{2}\left(\lambda^2+\frac{2}{\lambda}-3\right)\right] \tag{3}$$

Para el modelo de Holzapfel se sigue el procedimiento descrito por Ogden [11], donde la respuesta del material es gobernada por:

$$\sigma_1=\mu\left(\lambda_1^2-\frac{1}{\lambda_1^2\lambda_2^2}\right)+2W_4\lambda_1^2\cos^2(\varphi-\alpha)+2W_6\lambda_1^2\cos^2(\varphi+\alpha) \tag{4}$$

$$\sigma_2=\mu\left(\lambda_2^2-\frac{1}{\lambda_1^2\lambda_2^2}\right)+2W_4\lambda_2^2\sin^2(\varphi-\alpha)+2W_6\lambda_2^2\sin^2(\varphi+\alpha) \tag{5}$$

donde $W_i = \partial W/\partial I_i$ (i=4,6) y α denota a la probeta longitudinal (α=0) o circunferencial (α=90, ver figura 3). En este caso, la expresión $\sigma_1(\lambda_1)$ se obtiene resolviendo previamente λ_2 de la ecuación 5 para un conjunto estimado de parámetros (μ, k_1, k_2 y φ) y un valor dado de λ_1. Esta última operación se realiza aplicando el método de Newton-Raphson debido a la naturaleza no lineal de la ecuación 5.

El procedimiento de ajuste para determinar los parámetros del modelo de Holzapfel es no lineal. Y el método llevado a cabo en este trabajo consta de dos pasos:

(1) Determinación del parámetro μ por medio de mínimos cuadrados lineales, caracterizando solamente la respuesta isótropa (en esta etapa se desprecian los términos anisótropos) a bajos niveles de deformación.

(2) Estimación de los parámetros k_1, k_2 y φ (con un valor fijo de μ) por medio de mínimos cuadrados no lineales resueltos con el algoritmo de Levenberg-Marquardt [12]. En este punto se añaden las condiciones de $d\lambda_2/d\lambda < \varepsilon$ y $d\lambda_3/d\lambda < \varepsilon$, donde $\varepsilon = 1\bullet10^{-8}$, con el objeto de obtener una respuesta más realista y estable del material. Se han efectuado estudios en dónde se demuestra que se pueden obtener ajustes más cercanos a la respuesta experimental por medio del modelo de Holzapfel, sin embargo al no introducir esta última restricción, se obtienen parámetros que no representan una condición real de deformación [3], por ejemplo, al estirar el material, una de las dimensiones de la sección transversal del material crece.

2.4. Análisis del ensayo de presurización

El objeto del presente ensayo es validar la caracterización del material en predecir el comportamiento del vaso cuando es sometido a carga axial y presión interna. La geometría analizada en el modelo de elemento finitos consiste en un tubo recto con un diámetro exterior de D_0=22 mm, espesor H_0=1,8 mm y longitud total L_0=60 mm. El análisis se realiza en dos dimensiones considerando axisimetría.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Ensayo de tracción

Las curvas de esfuerzo real-alargamiento promedio para los grupos 1 y 2, para las direcciones longitudinal y circunferencial se muestran en la figura 4. Donde se presenta además el ajuste de las curvas para los modelos de Demiray y Holzapfel.

En la tabla 3 se muestran los valores máximos de alargamiento y esfuerzos de rotura.

Tabla 3.Alargamientos máximos y esfuerzos de rotura

	Probetas longitudinales		Probetas circunferenciales	
Grupo	λ_r	σ_r[kPa]	λ_r	σ_r[kPa]
1	1,70	653	1,96	951
2	1,44	149	1,46	360

Puede apreciarse en la tabla 3 que los vasos de pacientes sanos presentan una mayor deformación de rotura (λ_r) que los pacientes fumadores, en el caso de las muestras longitudinales estos valores son de λ_r=1,70 y 1,44, respectivamente, mientras que en la dirección circunferencial estos valores son de 1,96 y 1,46 respectivamente. Cabe mencionar que en la figura 4(a) sólo se han graficado los estiramientos hasta λ_z=1,6 por motivos gráficos y debido a que este valor excede el estiramiento del vaso en condiciones fisiológicas [2]. Pueden identificarse dos zonas con distintas rigideces, la primera de ellas hasta una zona en promedio cercana a λ_1 =1,25 para todas las muestras y direcciones, la segunda hasta la ruptura. Para bajas deformaciones, las curvas presentan una respuesta flexible con una pendiente constante, y el comportamiento del material es isótropo.

En la figura 4 puede verse el traslape de las curvas para bajos niveles de deformación. La segunda zona está caracterizada por un incremento en la rigidez de las curvas, además el efecto de la anisotropía se identifica más severamente para grandes deformaciones, debido al efecto de la alineación de las fibras de colágeno, el que ocurre a estos niveles de deformación.

En la figura 4 se puede apreciar que el modelo de Demiray no ajusta muy bien el comportamiento del ensayo de tracción, reconociendo unicamente la rigidización del material conforme éste se deforma, sin diferenciar la orientación de la probeta. Mientras que para el modelo de Holzapfel, presenta una respuesta cercana a la experimental, y reproduce el efecto e la anisotropía del material.

La tabla 4 resume los parámetros ajustados para los diferentes grupos y modelos de material.

Tabla 4. Parámetros de los modelos constitutivos para los grupos 1 y 2

Modelo isótropo de Demiray					
Grupo	a [kPa]		b		R^2
1	89,05		1,28		0,87
2	21,52		9,71		0,84
Modelo anisótropo de Holzapfel					
Grupo	μ [kPa]	k_1 [kPa]	k_2	φ [°]	R^2
1	18,70	14,28	0,85	42,09	0,093
2	15,56	15,04	0,18	46,94	0,097

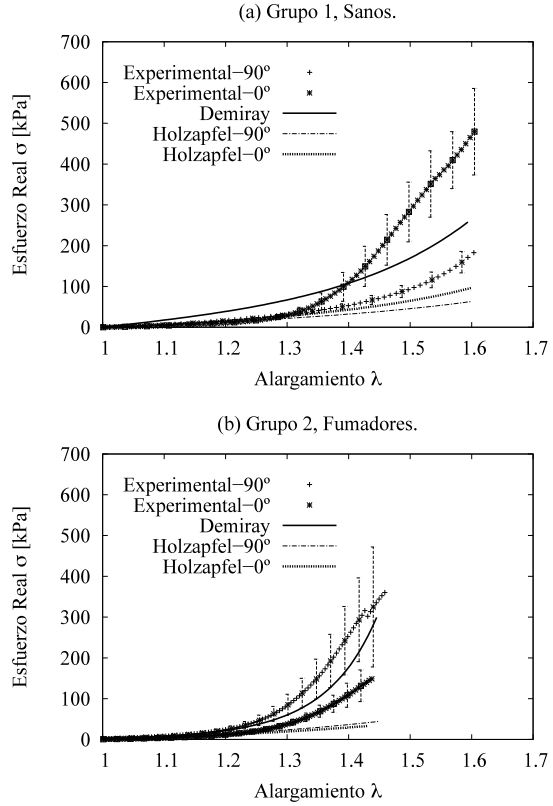


Figura 4. Ajustes de los modelos de Demiray y Holzapfel. (a): Grupo 1. (b): Grupo 2.

3.2. Ensayo de presurización

La figura 5 muestra las curvas de Presión interna vs. Alargamiento circunferencial para la información experimental correspondiente al grupo 1 para dos valores de λ_z (1,0 y 1,2), donde las líneas horizontales muestran el rango fisiológico de sístole y diástole en el ciclo cardiaco.

Las curvas de presión interna vs. estiramiento circunferencial obtenidas para los modelos de Demiray y Holzapfel se presentan en la figura 5.

Junto con lo anterior se calcula el valor de la distensibilidad (DC), que es una medida de la capacidad de la pared del vaso para dilatarse durante los cambios

de presión sanguínea, la que se calcula con la siguiente expresión:

$$DC = \frac{D_s^2 - D_d^2}{D_s^2 (P_s - P_d)} \quad (6)$$

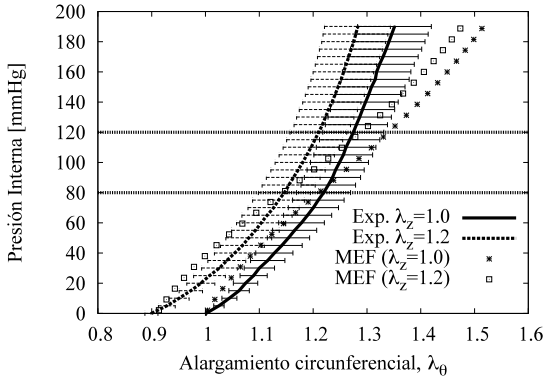
donde D_s, D_d, P_s y P_d son diámetros y presiones en sístole y diástole respectivamente (80 y 120 mmHg). Al evaluar en la expresión 6 se obtienen los resultados que se muestran la tabla 5.

Tabla 5. Distensibilidad experimental y numérica

	DC [mmHg^{-1}]
Experimental	2,499±0,49
MEF Demiray	4,925
MEF Holzapfel	3,223

En la tabla 5 se observa que la distensibilidad obtenida con los resultados de la simulación numérica para el modelo de Holzapfel es próximo al valor experimental, mientras que el valor logrado con el modelo de Demiray no se aproxima.

(a)



(b)

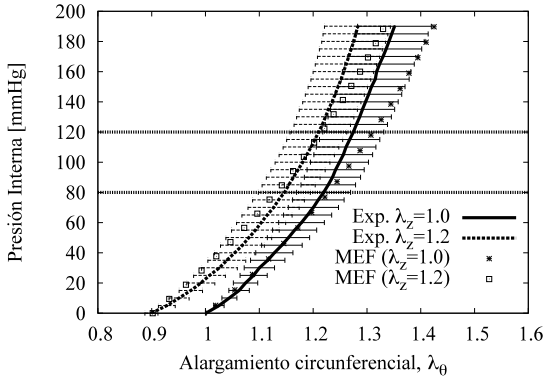


Figura 5. Curvas de presión interna vs. Alargamiento circunferecial. (a): Modelo de Demiray. (b) Modelo de Holzapfel.

Pese al ajuste obtenido para el modelo de Demiray (figura 4), no representa correctamente la respuesta del material en el ensayo de presurización (figura 5a), mientras que los valores numéricos obtenidos con el modelo de Holzapfel sí lo hacen (figura 5b). En este último caso se puede apreciar cómo el modelo representa la rigidización del material conforme se aumenta la presión interna. El modelo representa de mejor manera la respuesta en el vaso que es estirado inicialmente, posiblemente debido a que los errores producto del pandeo del vaso se reducen. La simulación numérica es muy próxima a los valores experimentales, especialmente en el rango de presiones fisiológicas, luego la simulación tiende a diferenciarse del valor experimental, pero dentro del intervalo de error de la medición.

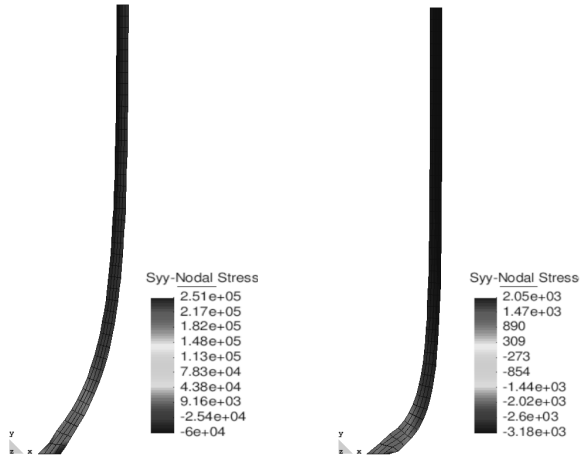


Figura 6. Configuración deformada de la arteria, esfuerzo longitudinal σ_{yy} en pascales Pa, con presión interna de 200 mmHg. Modelo constitutivo de Demiray (izquierda) y Holzapfel (derecha).

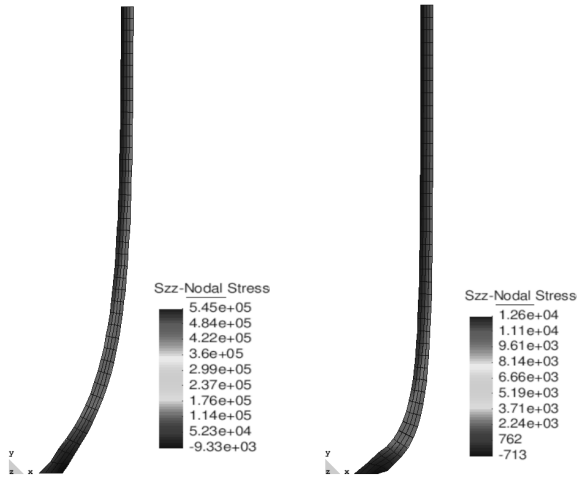


Figura 7. Configuración deformada de la arteria, esfuerzo circunferencial $\sigma_{\theta\theta}$ en pascales Pa, con presión interna de 200 mmHg. Modelo constitutivo de Demiray (izquierda) y Holzapfel (derecha).

Además se presentan los resultados de la simulación numérica para el caso en que λ_z=1,2 y la presión interna es de P_i=200 mmHg., simulados con los modelos de Demiray y Holzapfel. En la figura 6 se muestran los

esfuerzos longitudinales predichos por la simulación, mientras que en la figura 7 se presentan los esfuerzos circunferenciales.

Se presenta una diferencia en dos órdenes de magnitud, entre ambos modelos, para el esfuerzo longitudinal. Básicamente debido a que el espesor de la pared del vaso se reduce más para el modelo de Demiray por causa de un aumento mayor del diámetro.

Por otro lado, en la figura 7 se muestra que el esfuerzo circunferencial es prácticamente el doble del esfuerzo longitudinal. El esfuerzo longitudinal alcanza un nivel correspondiente a 490 kPa para el modelo de Demiray y de 380 kPa para el modelo de Holzapfel. Los dos casos muestran que el esfuerzo se distribuye en el espesor de la pared, presentando un valor máximo en el interior del vaso.

Cabe señalar que en todas las simulaciones numéricas no se incluyen los efectos de los esfuerzos residuales presentes en ese tipo de materiales.

4. CONCLUSIONES

Se presentaron resultados experimentales y modelizaciones numéricas enfocadas en la caracterización de la respuesta mecánica pasiva de la arteria aorta descendente humana. Las muestras estudiadas corresponden a dos grupos: arterias adultas sanas y arterias adultas de pacientes fumadores.

El esfuerzo y alargamiento de rotura se reducen en el caso del vaso patológico. La información experimental fue utilizada para determinar los parámetros de los modelos constitutivos de Demiray y Holzapfel. Dichos valores fueron validados por medio de un ensayo de presurización aplicado a la arteria sana, encontrando que el modelo de Demiray no es capaz de representar correctamente el fenómeno, mientras que el modelo de Holzapfel lo hace satisfactoriamente para distintos niveles de carga.

Los resultados experimentales deberán ser corroborados en futuros trabajos aumentando la población de muestras de pacientes fumadores enriqueciendo la estadística de los grupos analizados.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer la ayuda prestada por los médicos Dr. R. Burgos, Dr. C. García-Montero, Dr. J. Goicolea del Hospital de Puerta de Hierro de Madrid. A CONICYT a través del proyecto FONDECYT Nº 11090266 por el soporte brindado para el desarrollo del presente trabajo.

REFERENCIAS

[1] Nichols, W., Rourke M.O., *McDonald's flow in arteries: theoretical, experimental and clinical principles*, 3rd ed. New York: Oxford University Press, 1990.

[2] García-Herrera C.M., *Comportamiento mecánico de la aorta ascendente: caracterización experimental y simulación numérica*, Tesis doctoral: Universidad Politécnica de Madrid, 2008.

[3] Pezzani A., *Análisis numérico y experimental del ensayo de presurización de la aorta descendente, tesis*, Universidad de Santiago de Chile, 2010.

[4] Holzapfel G.A., Sommer G., Auer M., Regitnig P., Ogden R.W., *Layer-specific 3D residual deformation of human aortas with non-atherosclerotic intimal thickening*, Ann Biomed Eng, 35:530—545, 2007.

[5] Mohan D., Melvin J., *Failure properties of passive human aortic tissue. Uniaxial tension test*, J. Biomech, 15(11):887—902, 1982.

[6] Ministerio de Salud, *Encuesta mundial de tabaquismo en jóvenes*, Chile, 2003.

[7] Fung Y., *Biomechanics: mechanical properties of living tissues*, New York: Springer-Verlag, 1993.

[8] Hayashi K., *Experimental approaches on measuring the mechanical properties and constitutive laws of arterial walls*, J. Biomech Eng., 115:481—488, 1993.

[9] Ogden R. W., *Non-linear elastic deformations*, New York: Dover Publications, Inc., 1984.

[10] Gasser C.T., Ogden R.W., Holzapfel G.A., *Hyperelastic modelling of arterial layers with distributed collagen fibre orientation*, J. R. Soc. Interface, 3:15—35, 2006.

[10] Ogden R. W., *Nonlinear elasticity with application to material modelling*, Warsaw: Polish Academy of Sciences, 2003.

[12] Marquardt D., *An algorithm for least squares*, SIAM J. Appl. Math., 11:431—441, 1963.

PROPIEDADES MECÁNICAS Y RESISTENCIA DE AORTAS ASCENDENTES PATOLÓGICAS

A. Tobaruela[1], F.J. Rojo[1], G.V. Guinea[1], A. Forteza[2]

[1]Departamento de Ciencia de Materiales. E.T.S.I. de Caminos, Canales y Puertos
Universidad Politécnica de Madrid. C/ Profesor Aranguren s/n E-28040-Madrid

[2] Servicio de Cirugía Cardíaca. Hospital Universitario 12 de Octubre
Avda. de Córdoba s/n, 28041, Madrid, España.

RESUMEN

El síndrome de Marfan es una patología hereditaria del tejido conectivo que afecta, entre otros, al sistema cardiovascular y al musculoesquelético. En los vasos sanguíneos el síndrome de Marfan hace que la pared de la aorta se debilite y se dilate, pudiendo provocar su rotura. Con el fin de mejorar el conocimiento de la respuesta de la pared arterial, el presente trabajo estudia el comportamiento mecánico y las condiciones de rotura de la aorta ascendente en pacientes con dicho síndrome, comparándolo con el de los vasos sanos.

ABSTRACT

Marfan syndrome is a genetic disease of the connective tissue. This syndrome affects some systems, including the cardiovascular and the skeletal muscle. In blood vessel, the disease makes the aortic wall to become weak and to dilate. It may cause, after some time, a perforation in the aortic wall. In order to improve the knowledge of arterial response, this work studies the mechanical behaviour and rupture conditions of ascending aorta from patients with Marfan syndrome comparing them with those of healthy blood vessels.

PALABRAS CLAVE: Arteria aorta, Síndrome de Marfan, Tensión de rotura, Comportamiento mecánico.

1. INTRODUCCIÓN

Cada vez son más las patologías que afectan al sistema cardiovascular y constituyen una de las principales causas de muerte en las sociedades occidentales industrializadas. Aunque la biomecánica de la aorta se viene estudiando desde hace aproximadamente un siglo, no ha sido hasta los últimos años cuando se ha empezado a estudiar detalladamente cómo las propiedades mecánicas están relacionadas con dichas patologías [1]. Con el fin de mejorar el conocimiento de la respuesta de la pared arterial, el presente trabajo estudia el comportamiento mecánico y las condiciones de rotura de la aorta ascendente en pacientes con síndrome de Marfan, comparándolo con el de vasos sanos.

Las arterias son vasos sanguíneos que transportan la sangre desde el corazón a los tejidos. La pared arterial se puede dividir en tres capas. En primer lugar, desde el interior hacia el exterior, se encuentra la túnica interna (íntima) que consta de endotelio, membrana basal y lámina elástica interna; en segundo lugar, se halla la túnica media que es una capa muscular y de fibras elásticas y, por último, la túnica externa que consta de fibras elásticas y de colágeno. Una de las principales funciones de las arterias es acumular la presión que llega de la contracción ventricular (sístole) y liberarla a través del sistema vascular durante la diástole. La aorta ascendente, que es objeto de este estudio, es especialmente importante en el cumplimiento de esta función como acumulador de presión. [2]

La patología objeto de este estudio es el síndrome de Marfan. Se produce por una mutación de los genes encargados de la síntesis de fibrilina, proteína necesaria para la síntesis de las fibras del tejido conjuntivo [3]. Se trata de una patología que afecta, de forma estimada, a 1 por cada 5000-10000 habitantes [4]. Es una enfermedad hereditaria del tejido conjuntivo que afecta al sistema cardiovascular. En la aorta, el síndrome de Marfan hace que la pared de la misma se debilite y se dilate, provocando con el paso del tiempo y si no se interviene convenientemente, su rotura [3].

La supervivencia de estos pacientes viene determinada por la gravedad de la afectación cardiovascular. La rotura o disección de la aorta es la causa más frecuente

de muerte. Se estima que la esperanza de vida en el síndrome de Marfan sin un correcto seguimiento y tratamiento es de 30 años, frente a 70 años si se trata [4].

Actualmente, no existe ningún trabajo en el que se documenten ensayos mecánicos ni resultados en relación con la aorta ascendente afectada por este síndrome.

En este estudio se llevaron a cabo ensayos uniaxiales de tracción *in vitro* sobre muestras sanas y patológicas de aorta ascendente con el fin de determinar la tensión y el alargamiento de rotura, y la rigidez.

2. MATERIALES.

Se obtuvieron segmentos de aorta ascendente pertenecientes a cinco pacientes con síndrome de Marfan procedentes del Hospital Universitario Doce de Octubre de Madrid. Asimismo se extrajeron muestras sanas también de aorta ascendente de ocho donantes de órganos procedentes del Hospital Universitario Puerta de Hierro de Madrid. Dichos segmentos se obtuvieron de personas que fallecieron por causas ajenas a patologías cardiovasculares. En ambos casos, las muestras se obtuvieron de acuerdo con el protocolo aprobado por el Comité de Ética de ambos hospitales que incluye el consentimiento de los familiares.

Los segmentos de aorta ascendente, después de extraerse de los donantes, se conservaron en solución salina a 4°C hasta que se ensayaron, siempre dentro de las 24 horas siguientes a su extracción. Independientemente de su origen, se realizaron análisis histológicos en las muestras sanas para confirmar la ausencia de patologías vasculares.

Los segmentos de aorta analizados son ocho para donantes sanos y pertenecen a cuatro varones (V) y cuatro mujeres (M). Para los pacientes con el síndrome de Marfan se han analizado cinco, cuatro varones y una mujer. Todos ellos comprendidos en un rango de edad entre los 18 y los 40 años. No hay muestras patológicas procedentes de pacientes mayores afectados por el síndrome de Marfan, puesto que éstos, o han sido operados con anterioridad, o han fallecido.

Las muestras se han dividido en dos grupos: “Sanos” y “Marfan”, en función de su patología (tablas 1 y 2).

Tabla 1. Donantes sanos.

Ref.	Edad	Sexo	Altura (m)	BSA (m^2)	Nº segmentos
PH21	32	M	1.64	1.68	3
PH43a	35	V	1.65	1.82	2
PH48	20	V	1.80	2.05	2
PH65	18	V	1.81	1.70	3
PH77	36	M	1.75	1.69	2
PH80	25	V	1.83	2.12	4
PH82	20	M	1.65	1.53	3
PH86	39	M	-	-	4

Tabla 2. Pacientes con Síndrome de Marfan.

Ref.	Edad	Sexo	Altura (m)	BSA (m^2)	Nº segmentos
DOCE07b	25	V	1.87	2.18	4
DOCE08	24	M	1.80	1.75	2
DOCE08b	33	V	1.94	2.30	4
DOCE09b	24	V	1.79	1.90	5
DOCE13	37	V	1.89	2.29	1

3. MÉTODOS.

3.1. Preparación de probetas.

Se han realizado ensayos de tracción uniaxial en una máquina electromecánica Instron 5866 con el fin de caracterizar el comportamiento de la pared aórtica en dos direcciones perpendiculares: circunferencial y longitudinal.

Se realizaron probetas en forma de hueso de perro con una zona central de 10 mm de longitud y 2 mm de anchura. El grosor de la muestra se midió por medio de un medidor Mitutoyo 7301 que tiene una precisión de 10 μm. El espesor medio de las probetas estuvo alrededor de 1.8 mm en vasos con síndrome de Marfan y 2 mm en vasos sanos.

3.2. Realización del ensayo.

Todas las muestras se fijaron a las mordazas de tal forma que sólo la zona central más estrecha pudiera deformarse. En materiales muy flexibles, como es la pared de la aorta, se puede considerar que el desplazamiento del cabezal es igual a la deformación de la muestra (el resto de los elementos son mucho más rígidos que la muestra), por lo que puede ser un buen estimador del desplazamiento aplicado. Las muestras se fijaron mecánica y químicamente (pegadas con cianocrilato) a la máquina [5].

Las condiciones de ensayo fueron las siguientes:

- Medio físico: Los ensayos se llevaron a cabo con las muestras sumergidas en solución salina (9 g/l de cloruro sódico con pH 5.0) a 37° C. La temperatura en el recipiente fue monitorizada por un termopar tipo K localizado a una distancia de la arteria menor de 4 mm.

- Fuerza y desplazamiento: La fuerza se midió por medio de una célula de carga de 10 N, con una precisión > 5mN, y el desplazamiento del cabezal de la máquina se tomó como una medida directa del alargamiento de la muestra. El sensor interno de la máquina (LVDT con una precisión mayor de 10 μm) se utilizó para medir el desplazamiento del cabezal.

- Los ensayos se llevaron a cabo es un estado pasivo, sin activación eléctrica o química de la pared arterial para evitar que las células del músculo liso pudiesen contribuir activamente (contrayendo o relajando) al comportamiento mecánico. La velocidad de ensayo fue de 0.03 mm/s [6].

3.3. Parámetros mecánicos.

Tanto para arterias sanas como enfermas, se obtuvieron los siguientes parámetros relacionados con el comportamiento mecánico de su pared:

- Tensión de rotura
- Alargamiento en rotura
- Rigidez

La máquina proporciona los valores "carga" y "desplazamiento". A partir de ellos, se han calculado la tensión verdadera y el alargamiento, que son los parámetros que van a proporcionar más información sobre el comportamiento del segmento arterial.

- La tensión verdadera se ha obtenido dividiendo la carga aplicada entre el valor medio de la sección transversal del segmento ensayado. Para ello se ha considerado que el material es incompresible, y por lo tanto su volumen no cambia durante el ensayo.

- El alargamiento se ha calculado dividiendo la longitud instantánea de la probeta entre la longitud inicial de la misma.

4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

4.1. Estudio de tensión de rotura y alargamiento en función de la edad

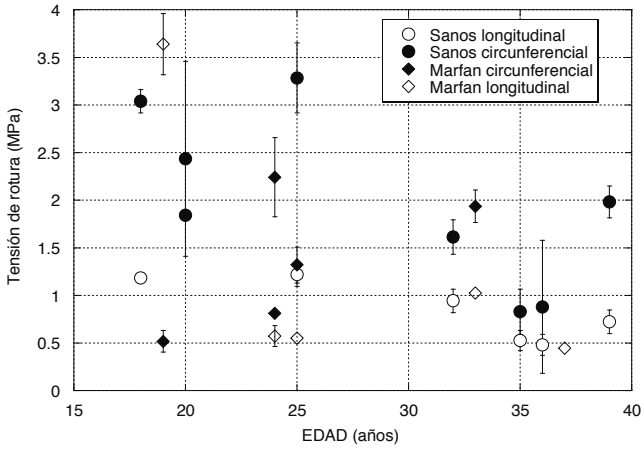


Figura 1. Valor medio de la tensión de rotura en función de la edad, de aorta ascendente de donantes sanos y pacientes con Síndrome de Marfan. Las barras representan el error estándar.

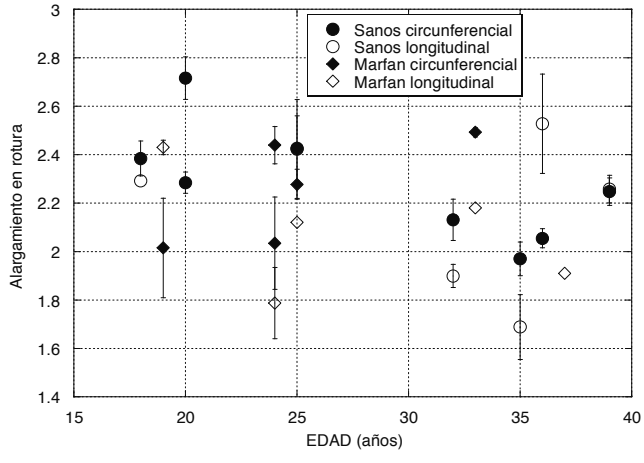


Figura 2. Valor medio del alargamiento en rotura en función de la edad, de aorta ascendente de donantes sanos y pacientes con Síndrome de Marfan. Las barras representan el error estándar.

La figura 1 muestra la tensión de rotura de la pared arterial en función de la edad, tanto para la dirección circunferencial como longitudinal. De forma general, se puede afirmar que tanto para los vasos sanos como para los patológicos, en sentido circunferencial la resistencia es mayor que en sentido longitudinal. Esto es coherente con que las mayores tensiones que se producen en la pared arterial debido a la presión sanguínea sean en la dirección circunferencial.

Se observa además que a medida que aumenta la edad del paciente, no existe tanta diferencia en este comportamiento, haciéndose muy similares las resistencias en ambas direcciones: cuando aumenta la edad, aumenta la isotropía del material.

Por último, se puede decir que a medida que aumenta la edad del paciente, la arteria es capaz de soportar menos tensión, tanto en sanos como en enfermos.

En la figura 2, en la que se representa el alargamiento de rotura frente a la edad, se puede apreciar cómo a medida que aumenta la edad, disminuye el alargamiento de rotura.

Concretando para los vasos con síndrome de Marfan, de la figura 1 se observa que la tensión de rotura de las muestras patológicas es inferior que la de las sanas. En la figura 2 se observa cómo también el alargamiento de rotura es mayor en las muestras sanas que en las patológicas. Sin embargo, en este caso la diferencia entre ambas no es tan clara.

4.2. Comparación del alargamiento de rotura y la tensión de rotura

En los siguientes gráficos de barras se muestra con mayor claridad la diferencia que existe entre muestras sanas y patológicas en los parámetros de alargamiento y tensión de rotura.

Se han representado las medias de los valores obtenidos para "Alargamiento rotura" y "Tensión rotura" tanto para los casos patológicos como para los sanos. Son los valores correspondientes a la dirección circunferencial puesto que dicha dirección se considera más interesante a efectos de la integridad del vaso.

Los valores de las gráficas se han obtenido homogeneizando edades y haciendo la media del alargamiento y la tensión de rotura, respectivamente, para sanos y para Marfan. La edad media de los vasos sanos fue de 28 ± 8 y de los patológicos de 29 ± 6.

En la figura 3 se puede observar que la diferencia en el alargamiento de rotura en muestras sanas y en patológicas, siendo algo superior en las sanas, no es estadísticamente significativo.

En la figura 4 se puede comprobar que las muestras sanas resisten una mayor tensión que las patológicas, siendo en este caso, la diferencia entre ambas significativa.

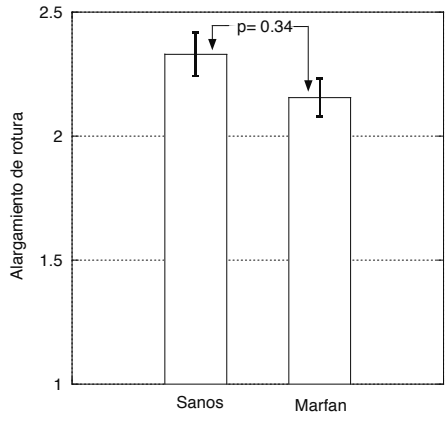


Figura 3. Valor medio del alargamiento de rotura en la dirección circunferencial de aorta ascendente de donantes sanos y pacientes con Síndrome de Marfan. Las barras representan el error estándar y "p" es la significación estadística de la distribución t de Student.

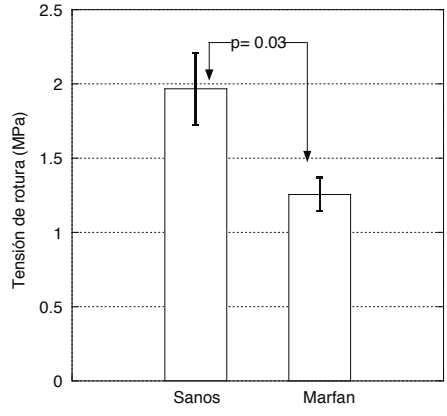


Figura 4. Valor medio de la tensión rotura en la dirección circunferencial de aorta ascendente de donantes sanos y pacientes con Síndrome de Marfan. Las barras representan el error estándar y "p" es la significación estadística de la distribución t de Student.

4.3. Estudio de las curvas tensión - deformación

Se han representado las curvas de tensión verdadera frente al alargamiento en la dirección circunferencial tanto para los pacientes sanos como para aquellos afectados por el síndrome de Marfan. En la figura 5, se han trazado las áreas envolventes de dichas curvas.

Se observa que los vasos sanos sufren un menor alargamiento y soportan más tensión, situándose en la gráfica por encima de los patológicos, que se alargan más pero soportan menos tensión.

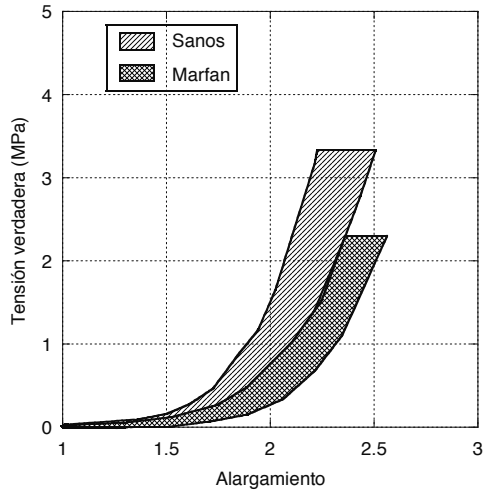


Figura 5. Áreas envolventes de las curvas "Alargamiento – tensión verdadera" en la dirección circunferencial de aorta ascendente de donantes sanos y pacientes con Síndrome de Marfan.

4.4. Estudio de la rigidez

Se ha analizado la rigidez de la curva "tensión verdadera – alargamiento" en la segunda zona de la misma, es decir, una vez superado la zona del codo que marca la separación entre la zona inicial, más flexible, de la zona más rígida antes del punto de rotura [7]. En la primera zona, son las fibras de elastina las que actúan, a partir del codo son las fibras de colágeno. [8]

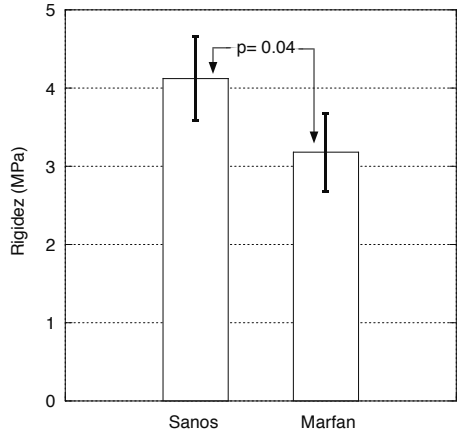


Figura 6. Valor medio de la rigidez en la dirección circunferencial de aorta ascendente de donantes sanos y pacientes con Síndrome de Marfan. Las barras representan el error estándar y "p" corresponde con el valor de la t de Student.

Como se observa en la figura 6 que recoge los valores medios de la rigidez para las arterias sanas y las patológicas, la diferencia en este parámetro es significativa entre ambos grupos. Las muestras sanas presentan mayor rigidez que las patológicas, en concordancia con la observación clínica, puesto que uno de los síntomas del síndrome de Marfan es la hiperlaxitud.

5. CONCLUSIONES

En el presente artículo se han ensayado bajo las mismas condiciones segmentos de aorta ascendente que corresponden a pacientes sanos y a pacientes con síndrome de Marfan que se encuentran en el rango de edad entre los 18 y los 40 años. Se han analizado tres parámetros relacionados con el comportamiento mecánico de la pared aórtica: tensión de rotura, alargamiento de rotura y rigidez.

Comparando dichos parámetros, se puede observar que el comportamiento mecánico en muestras patológicas y sanas es diferente:

- Los segmentos procedentes de muestras sanas tienen un mejor comportamiento mecánico puesto que ofrecen una mayor resistencia que las patológicas para un determinado alargamiento.

- En cuanto a la tensión de rotura, hay una diferencia significativa entre ambos grupos, rompiendo antes las muestras patológicas que las sanas.

- Sin embargo, la diferencia no se aprecia con tanta claridad al analizar el parámetro de alargamiento de rotura, aunque sufren un mayor alargamiento las sanas antes de romper.

- Por último, se ha analizado la rigidez y se ha comprobado que las arterias aortas sanas muestran mayor rigidez que aquellas patológicas.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer la colaboración por la financiación prestada, a la Fundación Marcelino Botín a través del proyecto "Diseño y desarrollo de nuevos biomateriales para medicina regenerativa" y al Ministerio de Ciencia e Innovación a través del proyecto MAT2009-10258.

REFERENCIAS

[1] Greenfield, J. C. y Patel, D. J., *Relation between presure and diameter in the ascending aorta of man.* Circulation Research 10, 778-781, 1962.

[2] Tórtora G. J. y Derrickson, B., *Principios de anatomía y fisiología*, 11ª edición, 1154 pag., Panamericana – UNAM, 2006.

[3] Kumar, v. y Abbas, AK, *Robbins, Patología Humana*, 8ª edición, 972 pag., S.A. Elsevier, 2008.

[4] Unidad Multidisciplinar Síndrome de Marfan. Guía del paciente. 15 pag. Hospital Universitario 12 de Octubre. Comunidad de Madrid.

[5] Guinea, G. et al, *Factors influencing the mechanical behavior of healthy human descending thoracic aorta,* Physiological measurement, 31, 1553-1565, 2010.

[6] Guinea, G. et al, *Increases of corporal temperature as a risk factor of atherosclerotic plaque instability*. Annals of Biomedical Engineering, 36, 66 – 76, 2008.

[7] Claes, E. *Estudio mecánico de las arterias coronarias humanas y sus sustitutivos vasculares*, 304 pag. Tesis doctoral. Universidad Politécnica de Madrid, 2010.

[8] Roach, M. R., y Burton, A. C., *The reason for the shape of the distensibility curves of arteries*. Canadian Journal of Biochemistry and Physiology, 35, 681 – 90, 1957.

FRACTURA DE MATERIALES CERÁMICOS Y PETREOS

CARACTERIZACIÓN DEL COMPORTAMIENTO EN FRACTURA DE PANELES SÁNDWICH DE PLACAS DE YESO LAMINADO Y LANA DE ROCA

J. A. Alonso[1], E. Reyes[2] y J.C. Gálvez[2]

[1] Departamento de Tecnología de la Edificación, E.U. Arquitectura Técnica. Universidad Politécnica de Madrid. Avda. Juan de Herrera s/n, 28040, Madrid, España.
E-mail: juanantonio.alonso.vera@upm.es

[2] Departamento de Ingeniería Civil: Construcción, E.T.S Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos. Universidad Politécnica de Madrid. c/ Profesor Aranguren s/n, 28040, Madrid, España.
E-mail: jcgalvez@caminos.upm.es – ereyes@caminos.upm.es

RESUMEN

En esta comunicación se presenta el trabajo realizado para la caracterización experimental de un panel sándwich de yeso laminado y lana de roca, así como de cada uno de sus componentes: placa de yeso laminado, placa de yeso, lana de roca y papel. Para ello se diseñó una campaña de ensayos destinados a obtener las propiedades resistentes de los materiales estudiados, así como la energía específica de fractura, G_F, y las curvas completas de carga aplicada frente a desplazamientos. A partir de los resultados experimentales se ha observado que la energía de fractura está muy condicionada por el espesor de la lana de roca, y no tanto por el de la placa. Para simular numéricamente el comportamiento en fractura del panel se ha utilizado un modelo de elementos finitos con fisura embebida basado en la fisura cohesiva en el que se introducen como entrada los parámetros obtenidos a partir de la experimentación, obteniéndose una buena aproximación.

ABSTRACT

This communication describes the work done for the experimental characterization of a sandwich panel of laminated gypsum and rock wool, and each of its components: plasterboard, gypsum board, rock wool and paper. We designed an experimental campaign to obtain the strength properties of the studied materials, and its specific fracture energy, G_F, as well as the complete curves of applied load versus displacement. From the experimental results it can be observed that the fracture energy is strongly influenced by the thickness of the wool, rather than the plate. To simulate numerically the fracture behaviour of the panel, we have used a finite element model based on an embedded crack, with the cohesive crack model, in which are introduced as input the parameters obtained from the experimentation, obtaining a good approximation.

PALABRAS CLAVE: placa cartón-yeso, fractura en modo I, fisura cohesiva, elementos finitos.

1. INTRODUCCIÓN

La placa de yeso laminado es un material que se viene empleando desde hace varias décadas en la ejecución de paramentos verticales en edificación. En Europa se estima una producción anual de 1.000 millones de m^2, de los cuales aproximadamente el 75%, va destinado a esta aplicación [1]. En España el empleo de este material es inferior al que tiene en Europa, empleándose sobre todo en edificación no residencial. Sin embargo, el cumplimiento de los valores límites de aislamiento acústico frente al ruido aéreo establecidos en el Código Técnico de la Edificación y, más en concreto del DB – HR: "Protección frente al ruido" [2], de reciente aparición, hace necesario en muchos casos recurrir a este tipo de soluciones, en detrimento de las fábricas tradicionales [3].

Uno de los problemas más frecuentes relacionados con las particiones verticales, y que además da origen a un considerable número de reclamaciones por parte de usuarios, es el de la fisuración que se produce en ellas. Este fenómeno se debe en la mayoría de las ocasiones a la distinta deformabilidad que tienen estos elementos verticales, muros y tabiques, en comparación con la de los forjados sobre los que se apoyan.

Dado que no existen actualmente datos experimentales sobre el comportamiento en fractura de la placa de cartón-yeso, en el presente trabajo se ha diseñado una campaña de ensayos con el objetivo de obtener las

propiedades de fractura tanto del material compuesto como las de cada uno de sus componentes. Con los parámetros obtenidos se han realizado simulaciones numéricas del comportamiento en fractura del panel utilizando un modelo de elementos finitos con fisura embebida basado en el modelo de fisura cohesiva, obteniéndose una buena aproximación de los resultados experimentales. El objetivo final es proponer un modelo de carácter predictivo que permita estudiar las flechas máximas admisibles en los forjados en función de la tipología y condiciones de contorno del tabique, para evitar la fisuración de estos paneles.

2. CAMPAÑA EXPERIMENTAL

La campaña experimental llevada a cabo en este trabajo se diseñó con el fin de obtener las características mecánicas relacionadas con la fractura del panel sándwich de placas de yeso laminado y lana de roca: resistencia a tracción (f_t), módulo de elasticidad (E) y energía específica de fractura (G_F).

2.1.- Probetas

Las probetas necesarias para realizar los ensayos, se obtuvieron a partir de paneles sándwich de placa de yeso laminado y lana de roca comerciales. Con objeto de garantizar la uniformidad de los paneles utilizados en los ensayos, las probetas de placa de yeso laminado y lana de roca se obtuvieron de la misma partida de material. Los tipos y dimensiones de los paneles se reflejan en la tabla 1.

Tabla 1. Tipos de paneles ensayados

Espesores en mm.		
Tipo *e-E-e*	Caras: yeso laminado	Alma: lana roca
10-50-10	10	50
10-60-10	10	60
12-50-12	12	50
12-60-12	12	60

e= espesor de la placa de yeso laminado (mm)
E= espesor de la lana de roca (mm)

El panel sándwich está formado por varios materiales de características mecánicas y resistentes radicalmente distintas. Para estudiar la influencia que tiene cada componente en las características del material compuesto, se realizaron ensayos de cada uno de los materiales componentes del panel sándwich de forma independiente. De esta forma se ensayó por un lado el yeso laminado, compuesto a su vez por yeso y papel, ensayados también cada uno por separado, y por otro la lana de roca.

Las probetas de yeso laminado se obtuvieron a partir de placas de la misma partida de material empleada para fabricar los paneles sándwich. Las de lana de roca se prepararon eliminando las caras del panel sándwich. Para estudiar las características del yeso solo se prepararon probetas eliminando el papel de la placa de yeso laminado, mediante una rectificadora. Por último, el papel se obtuvo sometiendo a compresión la placa de yeso laminado, para eliminar prácticamente todo el yeso de la misma, y acabando el proceso de eliminación a mano, para quitar los restos de yeso que quedaban adheridos al papel.

2.2. Maquinaria de ensayo

Todos los ensayos se realizaron con una máquina electromecánica universal de ensayos mecánicos marca SERVOSIS, modelo mE 405/1 de 1.000 kN de capacidad. Para cada experimento se adaptaron el utillaje y los transductores apropiados.

2.3. Descripción de los ensayos

2.3.1. Energía específica de fractura

La energía específica de fractura, G_F, del panel y sus componentes: yeso, yeso laminado y lana de roca, se obtuvieron por medio de ensayos de fractura en modo I, realizando un ensayo de flexión en tres puntos. Únicamente en el caso del papel que forma parte de la placa de yeso laminado, se realizó un ensayo de fractura en modo III, debido a la imposibilidad de realizar el anterior. También, y con el fin de comprobar la isotropía transversal del panel y la lana de roca, se realizaron ensayos de fractura y compresión en dos direcciones perpendiculares.

El ensayo de flexión en tres puntos se realizó siguiendo el procedimiento experimental recomendado por el comité RILEM 50 – FMC (1986), para la medida de la energía de fractura [4]. Durante el ensayo, las vigas se cargaban verticalmente en su centro, coincidiendo con el plano de la entalla, según una línea de carga materializada por medio de un rodillo unido al actuador. La probeta se apoyaba simétricamente respecto al plano de aplicación de la carga, sobre un rodillo en cada extremo. Para facilitar el contacto entre los rodillos y la viga, se adhirieron unas placas de aluminio de 70 x 20 x 4 mm en estas zonas. El canto de las probetas de panel y lana de roca era igual al espesor en cada uno de los casos estudiados. Las dimensiones parametrizadas en función del espesor, D, de la probeta se indican en la figura 1.

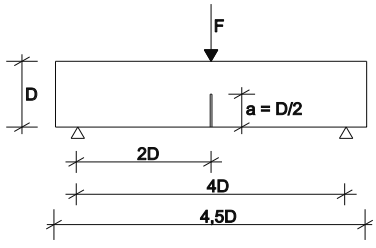


Figura 1. Esquema de ensayo de flexión en tres puntos, y dimensiones de las probetas.

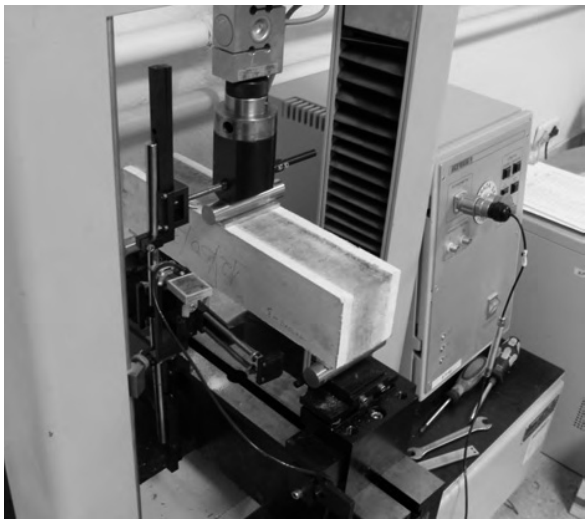


Figura 2. Ensayo de flexión en tres puntos del panel de yeso laminado con lana de roca.

Las variables registradas durante los ensayos fueron la carga y el desplazamiento del punto de aplicación de la carga. Una vez terminado el ensayo, se procedió a pesar la probeta, incluidas las placas de aluminio, así como a medir el espesor, la altura de la probeta y la profundidad de la entalla, por medio de un calibre.

La energía específica de fractura viene dada por el trabajo realizado, por unidad de superficie de rotura, de la curva fuerza desplazamiento obtenida en el ensayo de flexión en tres puntos.

Debido a las dificultades que entrañaba el obtener la energía específica de fractura del papel con ensayos de flexión en tres puntos, se obtuvo por medio de ensayos en de fractura en Modo III. En este caso la probeta estaba seccionada a lo largo de su longitud, dividiéndola en dos zonas: una en la que se mantenía la sección inicial de la probeta (zona A en la figura 3 a), y otra en la que la sección se dividía en dos partes iguales en el sentido de su eje longitudinal (zona B en la figura 3 a). Después cada parte de la zona B se unía a las dos mordazas de la máquina de ensayo, tal como se muestra en la figura 3 b.

Previamente a la aplicación de la carga de tracción, se comprobó que las distancias desde el punto de unión de las dos mitades a las mordazas fueran iguales (punto M de la figura 3 b). Las variables que se registraron fueron la fuerza y el desplazamiento del actuador. Así mismo en este ensayo se midieron con calibre la longitud de la grieta producida y el espesor, en tres puntos de la probeta.

La energía específica de fractura se obtiene de forma análoga a lo expresado para el Modo I, es decir, dividiendo la energía de rotura por el área de la superficie de rotura.

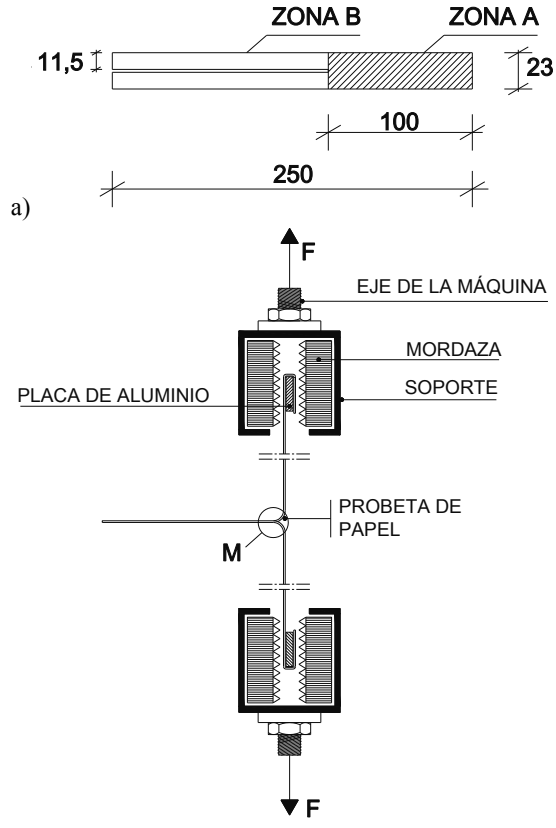


Figura 3. Ensayo del papel en Modo III: a) esquema de la probeta utilizada; b) esquema del dispositivo experimental.

2.3.2.- Tracción

Las placas de yeso laminado y el papel de la misma, se sometieron a ensayo de tracción, con el fin de obtener su resistencia a tracción y módulo de elasticidad.

Durante estos ensayos las variables que se registraron fueron la fuerza y el desplazamiento del extensómetro. Al finalizar el ensayo se midieron con un calibre, el espesor y ancho en dos puntos de la probeta, alrededor de la zona de fractura.

2.3.3.- Compresión

Con el fin de obtener el módulo de elasticidad de la lana de roca, y ante las dificultades de mecanización y fijación de este material a las mordazas en un ensayo de tracción, se realizaron ensayos de compresión.

2.4.- Curva de ablandamiento

El modelo de fisura cohesiva es una aproximación al comportamiento en fractura de materiales cuasi frágiles, que describe completamente la progresión del proceso de rotura. En su origen no es más que una fisura ficticia capaz de transferir tensiones de una cara a otra de la misma.

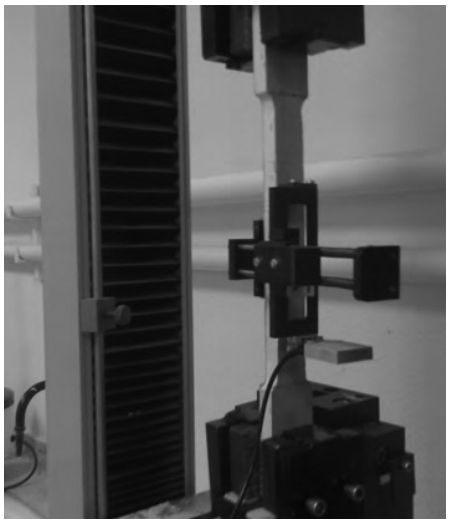


Figura 4. Ensayo de tracción placa de yeso laminado.

Se caracteriza por tener una curva tensión–deformación con ablandamiento, figura 5, donde desde el momento en que se alcanza la tensión última, σ_N, el desplazamiento producido en el ensayo corresponde a la apertura de la fisura. Este modelo fue introducido a principios de los años sesenta por Barenblatt [5] y Dugdale [6], siendo aplicado al hormigón por Hillerborg, Modéer y Petersson a principios de los 70 [7], demostrándose que la curva de ablandamiento es una propiedad del material.

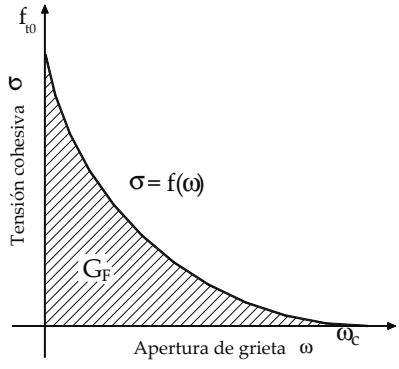


Figura 5. Curva de ablandamiento.

3. RESULTADOS EXPERIMENTALES

Los resultados experimentales obtenidos con los materiales ensayados son estables y repetitivos, tal y como puede apreciarse, a modo de ejemplo, en las curvas fuerza - desplazamiento de las figuras 6 y 7.

La resistencia a tracción de los paneles, y la lana de roca, se calculó por medio de la teoría de Resistencia de Materiales, a partir del valor del valor máximo de la carga registrada durante el ensayo de flexión en modo I.

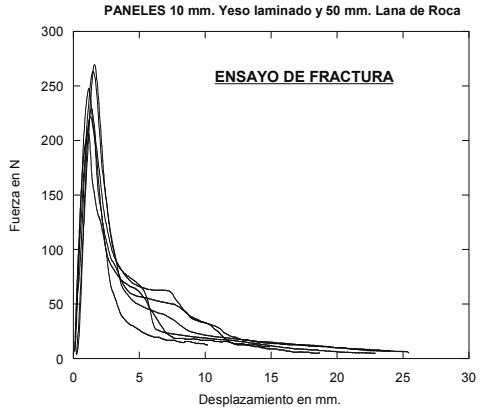


Figura 6. Curvas experimentales fuerza-desplazamiento para los paneles sándwich de yeso laminado y lana de roca.

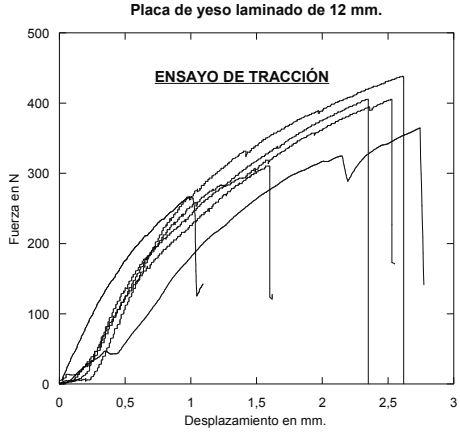


Figura 7. Curvas experimentales fuerza - desplazamiento para la placa de yeso laminado.

El módulo de elasticidad de la placa de yeso laminado y del papel, se obtuvieron a partir del ensayo de tracción, a través de las curvas tensión–deformación, y los de la lana de roca y los paneles, a partir de los mismos ensayos de flexión en modo I, por medio de la teoría de Resistencia de Materiales.

En la tabla 2 se muestra el resumen de los resultados experimentales obtenidos de G_F, f_t y E para cada uno de los constituyentes del panel. Asimismo, la tabla 3 recoge los valores medios obtenidos para los paneles a partir del ensayo de 6 probetas.

Tabla 2. Resultados de los constituyentes del panel.

Material	G_F (N/m)	f_t (MPa)	E (MPa)
	Med (σ)	Med (σ)	Med (σ)
Yeso Laminado	463 (33,50)	1,55 (0,22)	348 (64,1)
Lana de Roca	157 (31,60)	0,085 (0,01)	98,6 (26,6)
Yeso	17 (5,10)	0,50 (0,26)	----
Papel	1.025 (73,60)	10,28 (0,60)	27,7 (11,3)

Tabla 3.Valores medios de los paneles sándwich de yeso laminado y lana de roca.

Panel	G_F (N/m)	f_t (MPa)	E (MPa)
	Med (σ)	Med (σ)	Med (σ)
10-50-10	437 (80,01)	1,08 (0,19)	140 (9,20)
10-60-10	919 (142,5)	1,17 (0,14)	113 (13,6)
12-50-12	463 (128,5)	1,13 (0,24)	126 (11,4)
12-60-12	548 (118,3)	1,01 (0,09)	107 (20,1)

Las tablas 4 y 5 muestran los valores obtenidos en los ensayos de fractura del mismo panel en sentido longitudinal y transversal, así como del ensayo de compresión de la lana de roca, en estas dos direcciones, realizados para comprobar la isotropía del material

Tabla 4. Valores medios de G_f y f_t de los paneles sándwich medidos en sentido longitudinal y transversal.

Panel	Sentido	G_F (N/m)	f_t (MPa)
		Med (σ)	Med (σ)
10-50-10	Longitud.	436,93 (80,01)	1,08 (0,19)
	Transver.	326,56 (28,42)	1,23 (0,07)
12-60-12	Longitud.	548,15 (118,31)	1,01 (0,09)
	Transver.	612,16 (300,13)	1,06 (0,07)

Tabla 5. Valores medios de E de la lana de roca medidos en sentido longitudinal y transversal.

Panel	Sentido	E (MPa)	
		Medio	σ
10-50-10	Longitud.	98,63	26,63
	Transver.	79,80	2,00

4. MODELO DE CÁLCULO

En este trabajo se ha empleado un procedimiento numérico basado en los elementos finitos con una fisura cohesiva embebida que utiliza la aproximación de la discontinuidad fuerte [8], y que ha sido desarrollado para la simulación de la rotura en modo mixto de fábrica de ladrillo por Reyes et al. [9].

Una descripción detallada del modelo se puede encontrar en [9]. La aproximación numérica se ha introducido en el programa comercial de elementos finitos ABAQUS, a través de una subrutina de usuario para el material. En resumen se puede decir que para la modelización se utilizan triángulos de deformación constante que son capaces de romperse cuando cumplen el criterio de rotura de Rankine, introduciendo un salto de desplazamiento en su interior tal como se muestra esquemáticamente en la figura 8.

Estos elementos finitos con fisura embebida se han utilizado para simular los ensayos de flexión en tres puntos para los distintos paneles y sus componentes, a partir de las características mecánicas obtenidas en la

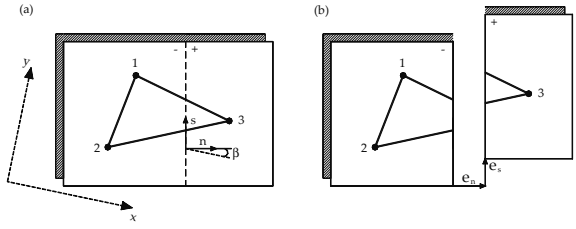


Figura 8. Triángulo de deformación constante: a) sistema de coordenadas globales x-y y de coordenadas locales n-t; b) componentes normal y tangencial del salto de desplazamiento.

campaña experimental, utilizando para ello una curva de ablandamiento de tipo exponencial.

La figura 9 muestra la deformada de la malla de elementos finitos utilizada en el cálculo en rotura del panel de yeso laminado y lana de roca 10-50-10. Como se puede apreciar el modelo simula perfectamente la fisuración obtenida en los ensayos.

Figura 9. Malla de elementos finitos deformada correspondiente a la simulación del panel 10 – 50 – 10.

De las simulaciones se han obtenido las curvas fuerza desplazamiento numéricas y se han comparado con las obtenidas en los ensayos, obteniéndose un buen ajuste. En la figura 10 se muestran los resultados de carga-desplazamiento correspondientes a la simulación numérica del panel 10-50-10. Como se puede ver el modelo reproduce adecuadamente los resultados experimentales. De la misma forma la figura 11 muestra los resultados numéricos frente a los experimentales para las probetas de placa de yeso, mostrando una buena aproximación.

5. DISCUSIÓN DE RESULTADOS

A partir de las tablas 4 y 5 se puede ver que ni el panel ni la lana de roca son transversalmente isótropas, siendo las propiedades mecánicas como media un 30% superior en el sentido longitudinal. Esto era de esperar por el sistema de fabricación de la lana de roca, en el que las fibras se depositan de manera aleatoria, pero siempre con una cierta orientación preferente hacia el sentido de fabricación.

En lo que respecta a los paneles de yeso laminado y lana de roca, se observa en primer lugar, que la energía de

fractura está muy condicionada por el espesor de la lana de roca, y no tanto por el espesor de la placa de yeso laminado. Esto se debe a la composición de la lana de roca, formada por fibras aglomeradas, que son capaces de generar un gran número de micro fisuras durante el proceso de rotura, e incluso de disipar energía por rozamiento entre las mismas, aumentando la energía necesaria para el avance de la fisura. Es por ello que se obtiene una gran energía específica de fractura.

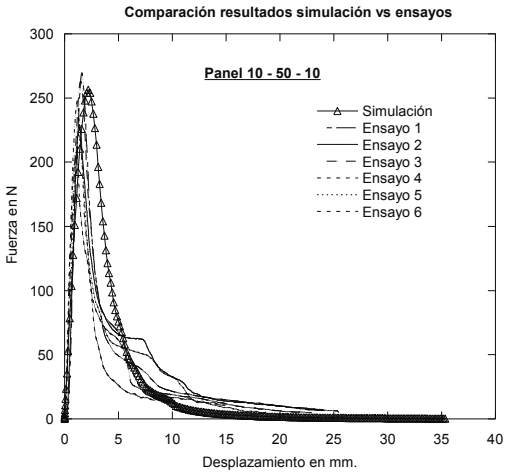


Figura 10. Comparación curvas fuerza-desplazamiento del panel 10 – 50 – 10, obtenidas en ensayos y por el modelo.

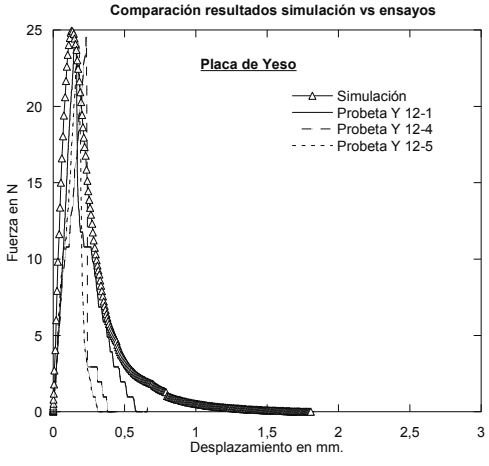


Figura 11. Comparación curvas fuerza-desplazamiento de la placa de yeso, obtenidas en ensayos y por el modelo.

Un mecanismo parecido se presenta en el caso de la placa de yeso laminado, donde los valores de la energía de fractura del yeso laminado son dos órdenes de magnitud superiores al yeso. En este caso el papel ejerce el rol de la lana de roca en el panel, pues sus fibras de celulosa producen el mismo mecanismo a la hora de producirse la fractura.

6. CONCLUSIONES

El modelo de fisura cohesiva, implementado en elementos finitos con fisura embebida, constituye una buena aproximación al comportamiento en fractura de paneles sándwich de yeso y lana de roca. Las figuras 10 y 11 así lo corroboran. Este modelo permitirá limitar la flecha de los forjados para evitar la fisuración de la tabiquería de paneles sándwich de yeso laminado y lana de roca. La caracterización de los componentes individuales ha puesto de manifiesto la gran diferencia de comportamiento mecánico entre ellos, y el importante papel que juegan en el comportamiento conjunto del panel sándwich.

Con una caracterización adecuada de las propiedades mecánicas y resistentes del panel sándwich de yeso laminado y lana de roca, se ha conseguido simular con el modelo propuesto en este trabajo su comportamiento en rotura de forma predictiva.

REFERENCIAS

[1] Comunicación oral del Departamento de marketing, Placo.

[2] Ministerio de la Vivienda, *"Código Técnico de la Edificación. Documento Básico: Protección Frente al Ruido"*. Madrid (2006)

[3] Ministerio de la Vivienda, C.S.I.C. Instituto Eduardo Torroja, *"Catálogo de elementos constructivos del Código Técnico de la Edificación"*. Madrid (2008)

[4] RILEM, 50-FMC Comittee Fracture Mechanics of Concrete. *"Determination of the fracture energy of mortar and concrete by means of three-points bend test of notched beams"*. Matériaux et Constructions. (Vol 18, pag 285-290, 1986).

[5] Barenblatt, G.I., *"The mathematical theory of equilibrium of cracks in brittle fracture"*. Adv. Appl. Mech., (Vol. 7, pag 55-129, 1962)

[6] Dugdale, D.S., *"Yielding of steel sheet sheets containing slits"*. J. Mech. Phys, (Vol. 8, pag 100-108, 1960)

[7] Hillerborg, A., Modéer, M., Petersson, P. E.,*"Analysis of crack formation and crack growth in concrete by means of fracture mechanics and finite elements"*. Cement Concrete Res., (Vol. 6, pag 773-782, 1976)

[8] Simó, J, Oliver J., Armero F.,*"An analysis strong discontinuities induced by strain softening in rate-independent inelastic solids"*. Comput. Mech., (12:277-96, 1993)

[9] Reyes, E., Gálvez, J.C., Casati, M.J., Cendón, D.A., Sancho, J.M., Planas, J.,*"An embedded cohesive crack model for finite element analysis of brickwork masonry fracture"*. Engineering Fract. Mech (Vol 76, pag 1930-1944, 2009)

FRACTURA POR CONTACTO EN RECUBRIMIENTOS FELDESPÁTICOS SOBRE CIRCONA DENTAL

A. Rueda, M. Anglada, E. Jiménez Piqué

Departamento de Ciencia de Materiales e Ingeniería Metalúrgica, Universidad Politécnica de Cataluña, Avda Diagonal 647 (ETSEIB), 08028, Barcelona, España
Email: astrid.rueda@upc.edu

RESUMEN

Las restauraciones dentales de circona con recubrimientos feldespáticos se están empleando de manera creciente en aplicaciones dentales debido a su estabilidad química, buena respuesta mecánica y apariencia estética. Sin embargo, se han reportado fallos en los recubrimientos, como por ejemplo desportillamiento, atribuibles a su baja tenacidad de fractura.

Los ensayos de contacto Hertziano permiten evaluar el papel de la microestructura frente a la respuesta mecánica de los materiales cerámicos dentales. Así, en este trabajo se evaluó la respuesta de la porcelana feldespática (Vita VM9) sobre circona dental (3Y-TZP) frente a ensayos de contacto esférico monotónico. Los resultados mostraron que el daño producido durante la indentación es de carácter frágil, produciéndose fisuras anillo en la superficie. Adicionalmente se realizó una reconstrucción tomográfica del daño por indentación, la cual registró la existencia de fisuras cónicas que se desarrollan dentro del recubrimiento sin llegar a la intercara. Así mismo, no se observó otro tipo de daño secundario, tal como grietas radiales o delaminación.

ABSTRACT

Dental restorations of zirconia with feldspathic coatings are being increasingly used in dental applications because of their chemical stability, good mechanical response and aesthetic appearance. However, several failures have been reported in the coatings, such as chipping, attributable to their low fracture toughness.

Hertzian contact test allow investigating the role of the microstructure with respect to the mechanical properties of dental ceramic materials. In this study the response of porcelain feldspathic (Vita VM9) on dental zirconia (3Y-TZP) under spherical contact monotonic tests was evaluated. The result showed that the damage occurred during indentation is fully brittle without inelastic deformation, and a surface ring crack was produced. Additionally, tomographic reconstruction of the indentation damage was performed, which reported the existence of cone cracks developed within the coating without reachingthe interface. Other secondary damage was not observed, such as radial cracks or delamination.

PALABRAS CLAVE: Contacto hertziano, porcelana, circona, indentación, recubrimientos

1. INTRODUCCIÓN

Los materiales cerámicos son ampliamente utilizados en restauraciones dentales debido a su estabilidad química durante largos periodos de tiempo y en ambientes agresivos, tal como las condiciones orales, buena respuesta mecánica y tribológica (dureza) y apariencia estética [1,2].

De estos, las porcelanas feldespáticas son las más comúnmente usadas como recubrimientos en restauraciones, tal como incrustaciones y en estructuras más amplias como coronas y puentes, por su aproximación en apariencia al diente natural (color, brillo y grado de translucidez) [3-5], particularmente en circona.

Sin embargo, se han reportado fallos en este recubrimiento, tal como el desportillamiento y/o delaminación, debido a su relativa baja tenacidad (~0.9 MPa$\sqrt{m}$) y que pueden alcanzar tasas de 8% a 25% en tan sólo 2 años desde la implantación [6].

Este tipo de fallo puede ser debido a las solicitaciones de contacto durante la masticación, que pueden reducir la integridad estructural propiciando la rotura catastrófica [6-9]. Por esta razón, la mecánica de contacto permite evaluar el papel de la microestructura

frente a la respuesta mecánica de los materiales cerámicos dentales.

Durante el proceso de masticación, la magnitud de las fuerzas de masticación alcanza rangos entre 3 y 364N, mientras que en los procesos de bruxismo se ha llegado a registrar valores de 890N [10,11]. Mientras que los radios de contacto oclusal van desde 1 a 10 mm [1].

En este trabajo se evaluó la respuesta de la porcelana feldespática (Vita VM9) sobre circona dental frente a ensayos de contacto Hertziano monotónico con el objetivo de caracterizar el daño producido con diferentes cargas y radios de contacto. Dado que en anteriores estudios [1,9,12,13] se ha trabajado con materiales transparentes y los resultados extrapolados a otros materiales, sin embargo, el tipo de daño y de fractura bajo indentación puede fuertemente dependiente del material. Por lo tanto, es importante realizar una correcta evaluación sobre materiales dentales de uso frecuente con el objeto de asegurar la fiabilidad a largo plazo.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.1. *Sustrato*

Tanto los sustratos como los recubrimientos se fabricaron según el procedimiento habitual seguido por los protésicos dentales. Los sustratos se elaboraron a partir de polvo de circona tetragonal policristalina estabilizada con 3% molar de itria (3Y-TZP, Tosoh, Japan). Inicialmente el polvo se prensó isostáticamente a 200 MPa para obtener una barra de 10 mm de diámetro, la cual se presinterizó durante 1h a 1200 ^{o}C (horno Hobersal Mod ST-18). Después se cortó la barra en discos de 3mm de diámetro, los cuales fueron desbastados con un disco MD-Piano 120 de Struers y sometidos a una cocción de limpieza de 5 min a 700 ^{o}C (horno Vita Vacumat 40T).

Posteriormente, se sumergieron durante 2 min en el colorante YZ Coloring Liquid LL1 (VITA Zahnfabrik, Germany), para conseguir una tonalidad similar a la de los dientes naturales. Finalmente, se completó la sinterización durante 2h a 1450 ^{o}C (horno Hobersal Mod ST-18). El material obtenido presentó un tamaño de grano de 0.30±0.01μm y una densidad de 6.01±0.01 g/cm^3 evaluada por el método de Arquímedes.

2.2. *Recubrimiento*

Posteriormente, los discos de circona se recubrieron con una porcelana feldespática, (Vita VM9, VITA Zahnfabrik, Bad Sackingen, Germany) especialmente desarrollada para recubrimientos con circona dental. Para esto se aplicó inicialmente una fina capa de porcelana y se realizó una cocción de 1 min a 950 ^{o}C, luego se aplicó una capa más gruesa y se realizó otra cocción de 1 min a 910 ^{o}C. Ambos tratamientos se llevaron a cabo en el horno Vita Vacumat 40T.

Finalmente y para obtener un espesor de capa, *d*, aproximado a 500 μm y facilitar la observación microscópica, se realizó un pulido con suspensión de diamante de 30 μm, seguido de sílice coloidal y limpieza final con agua.

2.3. *Ensayos mecánicos*

Los ensayos mecánicos se realizaron en una máquina universal Instron servo-hidráulica (modelo 8511) mediante esferas de carburo de tungsteno (WC-Co) de radios r_e = 0.5, 1.25, 2.5 y 5mm. La carga se aplicó mediante una onda trapezoidal con velocidades de carga y descarga iguales (5 Ns^{-1}) y un tiempo de sostenimiento a carga máxima de 1s. Una vez retirada la carga, la zona ensayada se observó mediante microscopia óptica y confocal (Olympus BX41M, Olympus LEXT) para obtener el mapa de daño.

Se caracterizaron las propiedades mecánicas, módulo de Young (*E*) y la dureza (*H*), de la porcelana mediante indentación instrumentada (MTS Nano Indenter XP) utilizando un indentador con punta Berkovich y el método de Oliver y Pharr [14]. Mientras que para determinar el valor de tenacidad (K_{Ic}) se utilizó una punta cubo y se aplicó la expresión (1).

$$K_{Ic} = \alpha \left(\frac{E}{H}\right)^{1/2} \left(\frac{P}{c^{3/2}}\right) \quad (1)$$

Donde α es una constante geométrica igual a 0.040, *c* la longitud de las grietas radiales, y *P* es la carga de indentación [15].

Mientras que para la caracterización de la tenacidad a la fractura del sustrato, se aplicó indentación Vickers y la expresión (2).

$$K_{Ic} = \beta \left(\frac{P \cdot H}{4C}\right)^{1/2}, \text{con } \beta = 0.025 \left(\frac{E}{H}\right)^{0.4} \quad (2)$$

Donde *P* es la carga de indentación, *H* es dureza Vickers y *C* la longitud de la grieta Palmqvist [16,17].

2.4. Tomografía

Para determinar la geometría de la huella generada y la posible existencia de daño en la intercara, se realizó una reconstrucción tomográfica de una muestra indentada con una carga de 750N (correspondiente a un valor de carga de mordida registrada en los procesos de bruxismo) y un radio, r_e de 1.25 mm.

Para esto, se tomaron imágenes de la indentación después de pasos de pulido con suspensión de diamante de 30μm a intervalos de tiempo de 10 min. En cada

paso de pulido se midió el espesor de la capa desbastada hasta llegar a la intercara porcelana/circona. Finalmente, las imágenes se modelaron con el software Avizo® Fire 6.1.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Las muestras obtenidas de porcelana sobre circona (Fig. 1) presentaron una apariencia opaca y porosidad característica de este tipo de material, además, de una coloración semejante a la de un diente natural.

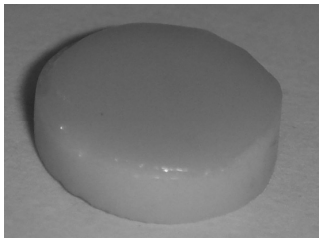


***Fig. 1**. Apariencia superficial de la porcelana feldespática sobre circona dental.*

La Tabla 1, registra las propiedades mecánicas de los materiales de estudio evaluadas mediante nanoindentación. Los valores obtenidos son similares a valores previamente reportados en la literatura [4,9,12,13,18-21].

Tabla 1. Propiedades mecánicas de los materiales de este estudio.

Material	E (Gpa)	H (Gpa)	K_{Ic} (MPa √m)
Porcelana Vita VM9	72 ± 2	7.3 ± 0.1	1.0 ± 0.2
Circona 3Y-TZP	240± 10	17 ± 1	5.2 ±0.3

3.1 *Contacto monotónico*

Los resultados de los ensayos de contacto monotónicos se presentan en la Fig. 2, donde se grafica la presión de contacto (P_o) contra la deformación de indentación (a/r_e) para radios de esfera de 1.25, 2.5 y 5mm en un rango de cargas aplicadas de10N hasta 3500N.

En esta Figura se aprecia una ligera dispersión con tendencia lineal respecto a los r_e utilizados y valores cercanos a la recta teórica de Hertz [22], por lo tanto, se puede afirmar que no hay deformación inelástica apreciable durante el ensayo, consecuentemente el recubrimiento no experimentará daño cuasi-plástico o bien su contribución será muy pequeña.

3.2. *Mapa de daño*

La Fig. 3, presenta micrografías del daño producido durante las indentaciones esféricas monotónicas, en función de la carga y radio r_e de 1.25mm.

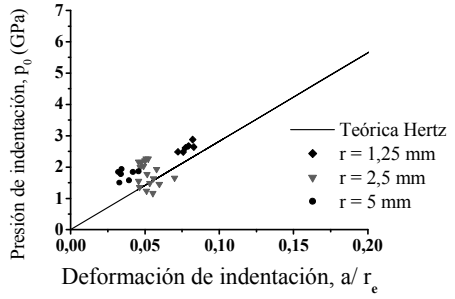


***Fig. 2**. Presión frente deformación de indentación*

Mientras que la Tabla 2, presenta los valores de carga crítica para la aparición de las fisuras anillo y cono de todas las condiciones estudiadas.

Tabla 2. Cargas críticas para las fisuras anillo y cono.

	Fisura anillo		Fisura cono	
r_e (mm)	P_a (N)	p_a (GPa)	P_c (N)	p_c (GPa)
0.50	40 ± 10	3.4 ± 0.6	80 ± 10	4.3 ± 0.4
1.25	70 ± 10	2.2 ± 0.3	220 ± 10	3.3 ± 0.6
2.50	120 ± 10	1.7 ± 0.2	400 ± 10	2.5 ± 0.5
5.00	220 ± 10	1.3 ± 0.4	750 ± 10	1.9 ± 0.3

Para incrementos pequeños en la carga se formaron grietas anillo secundarias (400N; r_e, 2.5mm), cercanas a la primera grieta anillo en torno al área de contacto.

Debajo de la superficie se aprecia la formación de un halo, indicando la formación de la grieta tipo cono. Las múltiples fisuras anillo se atribuyeron al aumento de la población de defectos en la superficie que alcanza el valor de K_{Ic} antes de que se desarrolle la grieta cono, actuando como mecanismo de relajación de tensiones y disminución de energía. A medida que se aumenta la carga, se evidencia totalmente la formación de la fisura cono mediante las interferencias que se producen por la reflexión de la luz con las caras de la fisura.

Ahora bien, para valores de carga altos (3500N; r_e, 5.0mm), aparecen numerosas fisuras circulares en la superficie de la muestra, muy próximas entre sí, generando delaminación y desportillamiento por la interconexión entre éstas y por tanto pérdida de material. Adicionalmente, cargas como 3500N son más altas a las usualmente reportadas en la literatura [10,11].

En esta huella no se apreció hundimiento en la superficie ni deformación en la zona de contacto, por lo

tanto, los modos de daño observados son de carácter frágil.

3.3. *Reconstrucción tomográfica*

Para determinar la geometría de la huella de indentación generada en la superficie del esmalte, así como la posible existencia de daño en la intercara recubrimiento-sustrato, se realizó una reconstrucción tomográfica de una muestra indentada a 750N y r_e: 1.25 mm. Estas condiciones corresponden a un valor de mordida comprendido dentro de los rangos registrados en los procesos de bruxismo [10,11].

Mediante el pulido secuencial, se observó el desconche del esmalte como consecuencia de la interconexión de las grietas anillo en el interior del material, dificultando así el seguimiento de la trayectoria de las mismas. Sin embargo, la tendencia de estas grietas a alejarse respecto a la superficie del recubrimiento a medida que se avanzaba en el desbaste confirmó la propagación de la grieta cono.

Por otro lado, no se observó ningún tipo de daño en la intercara o cuasiplasticidad en el sustrato. La grieta cono estaba así mismo contenida en el recubrimiento.

En la reconstrucción tomográfica, Fig. 4, se aprecia la propagación desde la superficie de la fisura anillo en forma de cono, al igual que la propagación de conos secundarios los cuales tienen su origen en las grietas circulares exteriores a la zona de contacto.

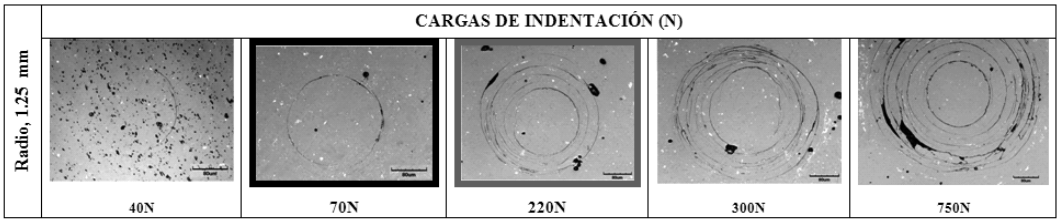


***Fig. 3**. Mapa de secuencia daño del recubrimiento feldespático (espesor de capa, 500μm) durante el contacto Hertziano monotónico con esfera de WC y r_e: 1.25 mm.*

Así pues, se observan tres conos; el cono principal (1), se desarrolla a partir de la grieta anillo que se forma entorno a la zona de contacto, con el crecimiento estable de la grieta anillo hacia el interior del material, lo que supone una rápida liberación de la energía aportada en la indentación.

El desarrollo de grietas secundarias (2 y 3) también supone un fenómeno de relajación de tensiones y disipación de energía. La profundidad que alcanzan no llega a ser la mitad del espesor del recubrimiento de esmalte. La presencia de conos secundarios modifica el campo de tensiones elástico, y posiblemente, el ángulo de apertura del cono respecto a los 21º teóricos [23].
El factor de intensidad de tensiones en la punta de la fisura tiene un valor cercano a K_{Ic}.

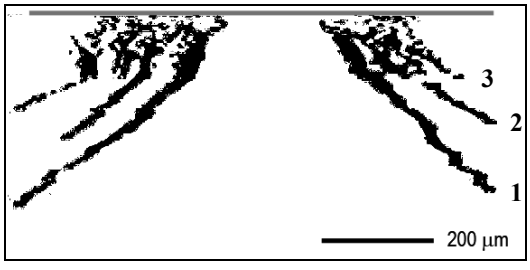


***Fig. 4.** Sección transversal de la reconstrucción tomográfica de una huella a 750N con indentador de WC y r_e 1.25mm.*

4. CONCLUSIONES

Los daños observados en la superficie de la porcelana (VITA VM9) son de carácter frágil. El comportamiento frente al contacto es elástico. Adicionalmente, no se detectó la formación de daño frágil en la intercara que pudiese dar lugar a grietas radiales o delaminación del esmalte.

El esmalte presentó tendencia al daño superficial entorno a la zona de contacto. El multiagrietamiento actúa de mecanismo de relajación de tensiones y modifica el campo de tensiones dando lugar a grietas orientadas que pueden afectar a la integridad estructural de la pieza.

La opacidad propia del esmalte dificulta la observación de daño sub-superficial, por lo que existe la posibilidad de que éste pase inadvertido en las revisiones periódicas realizadas por el especialista odontológico.

La caracterización tomográfica ha permitido hacer identificación y caracterización del daño generado en este tipo de materiales que presentan opacidad.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen la subvención recibida a través del proyecto MAT2008-03398/MAT del Ministerio de

Ciencia e Innovación, así como también el soporte de la Generalitat de Cataluña (2009SGR01285).

REFERENCIAS

1. Lawn, B., Bhowmick, S., Bush, M. Qasim, T., Rekow, E. Zhang, Y. *J Am. Ceram. Soc*. 2007; 90 (6): 1671–1683.

2. Peterson, I. M., Pajares, A., Lawn, B.R. Thompson, V.P., Rekow, E.D. *J. Dent. Res*. 1998; 77 (4): 589-602.

3. Cesar, P., Soki, F., Yoshimura, Y., Gonzaga, C., Styopkin, V. *Dent. Mater*. 2008; 24: 1114–1122.

4. Rizkalla, A., Jones, D. *Dent Mater*. 2004; 20: 198-206.

5. Yu, H., Cai, Z., Ren, P., Zhu, M., Zhou, Z. *Wear*. 2006; 261: 611- 621.

6. Coelho, P., Silva, N., Bonfante, E., Guess, P., Rekow, E., Thompson, V. *Dent Mater*. 2009;25: 1122–1127.

7. Kim, J. –W., Kim, J. –H., Janal, M., Zhang, Y. *J. Dent. Res*. 2008; 87(12):1127-1132.

8. Tholey, M., Swain, M., Thiel, N. *Dent Mater*. 2009; 25: 857–862

9. Jung, Y.-G., Wuttiphan, S., Peterson, I.M., Lawn, B .R. *J. Dent. Res*.1999; 78(4): 887-897.

10. Kelly, J., DDS, MS, DMedSca. *J Prosthet Dent.* 1999; 81(6): 652-661.

11. Okeson, J.P. Tratamiento de oclusión y afecciones temporomandibulares. 5ª edición, Ed. Mosby. España, 2003; 175-176.

12. Lawn, B. R., Deng, Y. Miranda, P., Pajares, A., Chai, H., Kim, D. K. *J. Mater. Res.* 2002; 17 (12): 3019-3036.

13. Hermann, LL., Bhowmick, S., Lawn, B. R. *J. Biomed. Mater. Res Part B: Appl. Biomater.* 2007; 82B: 115-121.

14. Oliver, W.C., Pharr, G. M., *J. Mater. Res.,* 2004; 19(1):3-20.

15. Pharr, G.M., *Mater. Sci. Eng*. 1998; A 253: 151–159.

16. Niihara, K., *J Mater. Sci. Lett*. 1983; 2: 221-223.

17. Hirvonen, A., Nowak, R., Yamamoto, Y., Sekino T., Niihara, K. *J. Eur. Ceram. Soc.* 2006; 26: 1497–1505.

18. He, Li H., Swain, Michael V. *Dent. Mater*. 2007; 23: 814-821.

19. Guazzato, M., P., Kaarel, Quach, Swain, L. M. V. *Biomaterials*. 2004; 25: 5045-5052.

20. Niu, X., Yang, Y., Soboyejo, W. *Mater. Sci. Eng.* 2008; A 485:517-523.

21. Rizkalla, A. S., Jones, D.W. *Dent. Mater*. 2004; 20: 198-206.

22. Lawn, B. R. *J. Am. Ceram. Soc.* 1998; 81 (8): 1977–1994.

23. Ceseracciu, L., Anglada, M., Jiménez-Pique, E. *Acta Mater.* 2008; 56:265–273.

FULLY-DEVELOPED FRACTURE PROCESS ZONE AS A MATERIAL PARAMETER

Luis Saucedo, **Rena C. Yu***, and **Gonzalo Ruiz**

E.T.S. de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos,
Universidad de Castilla la Mancha
Avenida Camilo José Cela s/n, 13071 Ciudad Real
*E-mail: rena@uclm.es

RESUMEN

En primer lugar, sostenemos que en un material quasi-fragil como el hormigón, la longitud de la zona de proceso de fractura completamente desarrollada, l_{fpz}, en un ensayo de flexión en tres puntos, con una fractura Modo I en el centro de luz, puede considerarse como una propiedad del material. Consecuentemente, esta longitud puede determinarse analíticamente dado un pico de carga experimental. Por otro lado, asumiendo una ley de ablandamiento lineal, considerando l_{fpz} como una constante del material, el pico de carga de cualquier viga con sección rectangular puede calcularse analíticamente. Tomando l_{fpz} como una longitud de referencia en lugar de l_{ch}, el efecto de escala puede explicarse de una forma más consistente. A su vez, la ley de efecto de escala coincide con la obtenida por Bažant desde un punto de vista probabilístico. Finalmente, la formulación se valida con un amplio rango de resultados experimentales, usando ensayos de flexión en tres puntos y de probeta compacta.

ABSTRACT

We first argue that in a quasi-brittle material like concrete, the length of a fully-developed fracture process zone l_{fpz} in a three-point-bend test can be considered as a material property. Consequently, this length can be determined analytically given the measured peak load; on the contrary, assuming a linear-decreasing cohesive law, considering l_{fpz} as a material constant, the peak load of any rectangle section beam can be calculated analytically, so can the developed fracture process zone size be estimated analytically. Taking l_{fpz} as a reference length scale instead of the characteristic length l_{ch}, the size effect law is explained in a more consistent way, indeed the size effect law derived coincides with that of Bazant derived from the statistic viewpoint. The formulation is validated against a wide range of experimental results on three-point-bend tests and wedge-splitting tests.

ÁREAS TEMÁTICAS PROPUESTAS: Aplicaciones y Casos Prácticos en Ingeniería

PALABRAS CLAVE: Reference fracture process zone, size effect, brittleness number

1. INTRODUCTION

When a a quasi-brittle material like concrete fractures, the tip of the fracture develops an inelastic zone, known as the fracture process zone (FPZ). Due to the material is of high heterogeneous nature, the width and extension of this zone are dominated by complicated energy-dissipating mechanisms [1]. Most of them, such as micro-crack shielding and crack branching are closely related with the relative strength between the cement matrix and the coarse-aggregate constitute. As a consequence, the granularity or the maximum size of coarse aggregates plays an important role in the fracture development.

Knowing the fracture process zone size and its development at the peak load is of significant importance in order to predict the load capacity of a structural element. On the one hand, assuming a linear-decreasing cohesive law, the length of a fully-developed FPZ, can be estimated through a standard test aimed to measure the specific fracture energy. On the other hand, we propose that the reference FPZ size be treated as a material parameter, thus not only the load capacity or peak load of any three-point-bend beam, but also the entire load-displacement curve can be calculated analytically. Furthermore, this length serves as a measurable parameter that explains the size-effect law.

2. METHODOLOGY

We consider a notched three-point-bend beam under static loading, assume the material follows a linear-decreasing cohesive law. When the effective height H is longer than the reference FPZ size, from the equilibrium between the external load and the cohesive traction at the middle section, four different stages of the entire load-displacement curve: elastic loading, cohesive transition, softening and tail part, can be identified, see Fig. 1. Stage two is marked by the initiation of a cohesive crack and the formation of a stress-free crack at the notch tip, the peak load is achieved during this transition. Stage three describes the softening part, during which the stress-free crack tip propagates further towards the loading poing.

We propose that the fully-developed or reference FPZ size, denoted as l_{fpz}, be defined as the combination of various material constants as shown in Eqn. 1. Compared with the well-known characteristic length l_{ch} [1, 2], Eqn.1 incorporates the influence of the compressive strength f_c. The new brittleness number β can also be defined accordingly as Eqn. 2 to replace that of Hillerborg[11].

$$l_{fpz} = \frac{EG_F}{f_c f_t} \quad (1)$$

$$\beta = \frac{H}{l_{fpz}} \quad (2)$$

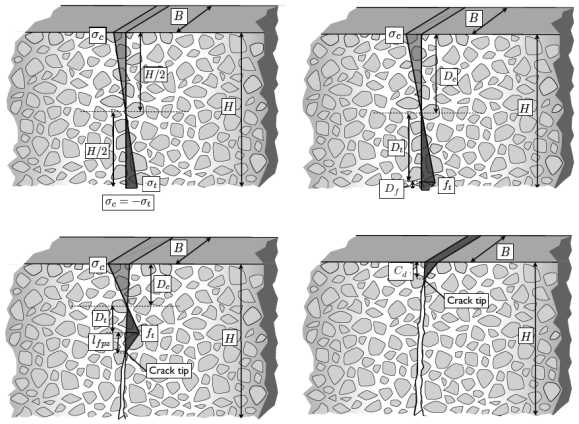


Figura 1: Four stages of the Mode-I crack propagation in a three-point-bend beam.

Applying the force and flexural moment equilibrium as well as geometric compatibility, three equations can be written to solve for the three unknowns D_c, D_t and σ_c, which are the length of the compressive zone, the distance between the neutral fibre and the cohesive crack tip and the maximum compressive stress respectively. Therefore the normalized moments corresponding to the four stages of crack propagation in Fig.1 can be written down analytically as Eqns. 3-6.

$$M_1^* = \frac{1}{6}\sigma_t^* \quad (3)$$

$$M_2^* = \frac{D_t^{*2}}{3} + \frac{\beta y_{fp}^{*2}}{2}\left(D_t^* + \frac{y_{fp}^*}{3}\right) + \left(1-\beta y_{fp}^*\right) y_{fp}^*\left(D_t^* + \frac{y_{fp}^*}{2}\right) + \frac{D_c^{*2}}{3}\sigma_c^* \quad (4)$$

$$M_3^* = \frac{D_t^{*2}}{3} + \frac{1}{2\beta}\left(D_t^* + \frac{1}{3\beta}\right) + \frac{D_c^{*2}}{3}\sigma_c^* \quad (5)$$

$$M_4^* = \frac{C_d^{*2}}{3} \quad (6)$$

From the beam theory, the normalized load is related with the normalized moment at the middle section through the following expression

$$P^* = \frac{P}{f_t BH} = \frac{4M}{S}\frac{1}{f_t BH} = \frac{4}{\eta}M^*$$

Therefore the peak load is achieved when Eqn.4 obtains its local maxima with respect to the developed FPZ size y_{fp}. From now on, we denote the developed FPZ size at peak load as D_f. Applying the mathematical maxima condition to Eqn. 4, we arrive the explicit expression for the normalized peak load as follows,

$$P_{max}^* = \frac{4}{\eta}\left(T_1^* + T_2^* + \frac{\sigma_c^*}{3}D_c^{*2}\right) \quad (7)$$

where

$$T_1^* = \frac{1}{2}D_f^*\left(D_t^* - \frac{D_f^*}{2}\right)\sigma_t^*$$

$$T_2^* = D_f^*\left(\frac{D_t^*}{2} - \frac{D_f^*}{3}\right) + \frac{1}{3}\left(D_t^* - D_f^*\right)^2$$

When the brittleness number β is greater than five, D_f approaches one half of the reference FPZ size, in this case the peak load can be simplified as:

$$P_{max}^* = \frac{4}{\eta}\left\{\frac{D_t^{*2}}{3} + \frac{3D_t^*}{8\beta} + \frac{1}{12} + \frac{\sigma_c^* D_c^{*2}}{3}\right\} \quad (8)$$

Size effect explained through the FPZ size

Assuming a linear-decreasing cohesive law, during the stage of cohesive transition, Fig.1 (top right), the nominal stress of the bottom fiber is related with the developed FPZ size D_f through Eqn. 9.

$$\sigma_t = f_t\left(1 - \frac{D_f}{l_{fpz}}\right) \quad (9)$$

Consider the limit case when the effective height H is relatively small compared to the reference FPZ size, i.e. β tends to zero, so does D_f/l_{fpz}. As a consequence, the stress at the bottom fiber approaches the tensile strength f_t when the peak load is reached. This is the first asymptotic curve σ_t^*=1 in Fig. 2, coinciding with that in the size effect law of Bažant. On the contrary, if the specimen size is large compared to the reference FPZ size, for instance, the brittleness number β is more than five, the developed FPZ size at peak load D_f attains one half of the reference one, this results σ_t^*=0.5 according to Eqn.9, which is the second asymptote in Fig.2. From Fig.2, we observe that, Linear Elastic Fracture Mechanics is applicable only when the brittleness number is relative large, in particular, when β is greater than five. For values of β between two and five, LEFM can be applied without great error. For the rest of cases, however, Non-linear Fracture Mechanics would be an indispensable tool if realistic prediction is expected.

From the two limit values of D_f/l_{fpz}, we can write down the size effect law that describes the the developed FPZ size at peak load and the one that corresponds the nominal stress of the bottom fiber.

$$\frac{D_f}{l_{fpz}} = \frac{1}{2}(1 - e^{-\beta}) \quad (10)$$

$$\frac{\sigma_t}{f_t} = \frac{1}{2}(1 + e^{-\beta}) \quad (11)$$

The size effect for both the nominal length and stress, together with the range of applicability for NLFM and LEFM are given in Fig. 3.

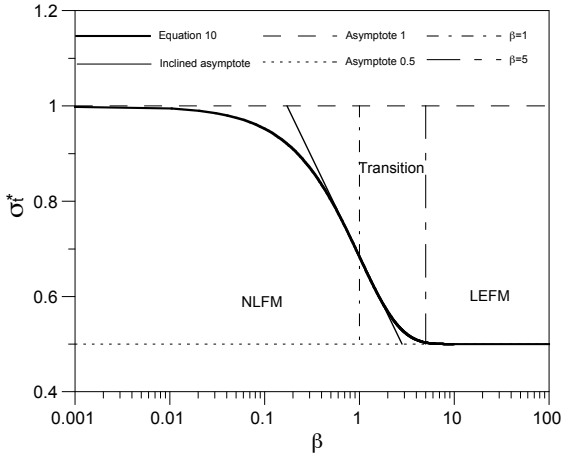


Figura 2: Size effect for the nominal stress of the bottom fiber.

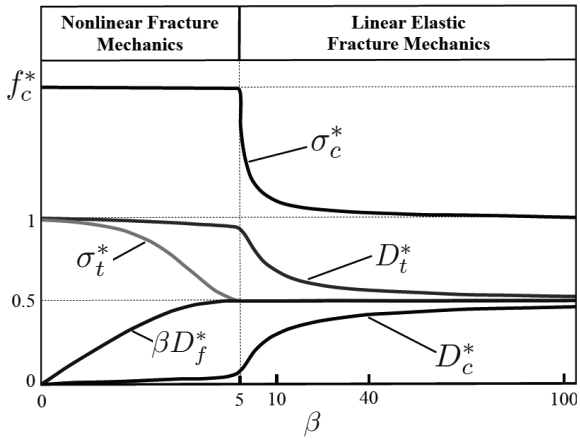


Figura 3: Size effect for the length and stress parameters in a three-point-bend test.

3. VALIDATION

In order to verify the arguments in Section 2, we first validate the FPZ size against the experimental values measured through the Acoustic Emission technique [8], the approximations given by Bažant and Planas [2] and the indirectly measured FPZ size through three-point-bend tests for High-Strength Concrete (HSC); then we proceed with the comparison of predicted and measured peak load against two types of experimental results: three-point-bend tests and wedge splitting tests for Normal-Strength Concrete (NSC).

Validating l_{fpz} against measured ones through Acoustic Emission

The measured material properties by Habjab et al [8] is given in Tab. 1. Since the compressive strength was obtained from cube specimens, we follow the work by Del Viso et al. [12] to take into account the influence of the specimen shape to obtain the true f_c through the following expression:

$$f_c = f_{cube}\sqrt{\frac{L}{L + L_0}} \quad (12)$$

where f_{cube} is the cubic strength, L is the side dimension of the cube specimen, whereas L_0 can be approximated as one half of the characteristic length l_{ch}. Since the tensile strength was not given in [8], we estimate it following recommendations of the Model Code [13]:

$$f_t = 1.61\left(\frac{f_c}{f_{c0}}\right)^{0.56} \quad (13)$$

where f_{c0} is of 10 MPa. The derive f_c and f_t are listed together with the measured ones in Tab. 1. The analytical FPZ size from Eqn. 1, which is contrasted with the one measured through Acoustic Emission, and the approximation of Bažant in Tab. 2. The agreement among the three independent ways of estimating the reference FPZ size is remarkable.

Tabla 1: Measured [8] and derived material properties.

E [GPa]	f_{cube} [MPa]	G_F [N/m]	f_c [MPa]	f_t [MPa]
25.2	44	101	31.7	3.1

Tabla 2: FPZ size compared with aggregates size, the value measured through Acoustic Emission (^{AE}) [8] and the approximation recommended by Bažant and Planas [2].

${l_{fpz}}^{(AE)}$ [mm]	${l_{fpz}}^{(1)}$ [mm]	${l_f}^{(ZB)}$ (3-3.5d_a) [mm]
30	26.3	24-28

Validating l_{fpz} against indirectly-measured ones

As mentioned before, using inverse analysis, from the experimental peak load, Eqn.7 can be applied to obtain the measured reference FPZ size. We apply this analysis to the three-point-bend tests carried out by Ruiz et al. [9]. The beams are of width B 100 mm, effective height H

50 mm and span S 400 mm, with a notch size equal to H at the middle span. The four high-strength concretes were characterized through independent tests. These measured material properties are listed in Tab. 3 together with the experimental peak load. We compare the reference FPZ size predicted through Eqn.1, indirectly measured through Eqn.7 and the recommended value by Bažant in Tab. 4. Again the agreement is remarkable.

Tabla 3: Measured material properties and peak load by Ruiz et al. [9].

Mat.	E [GPa]	f_t [MPa]	f_c [MPa]	G_F [N/m]	P_{max} [kN]
H01	32	6.3	78	200	3.2
H02	30	5.8	88	108	2.9
H03	34	6.1	97	126	2.8
H08	20	3	57	137	3.1

Tabla 4: Material properties for the HSC tested by Ruiz et al. [9].

Mat.	d_a [mm]	${l_{fpz}}^{(3PB)}$ [mm]	${l_{fpz}}^{(1)}$ [mm]
H01	12	10	13
H02	6.5	8.2	6.3
H03	7	5.7	7.2
H08	10	16	11.7

Variation of reference FPZ size and maximum aggregate size with respect to concrete strength

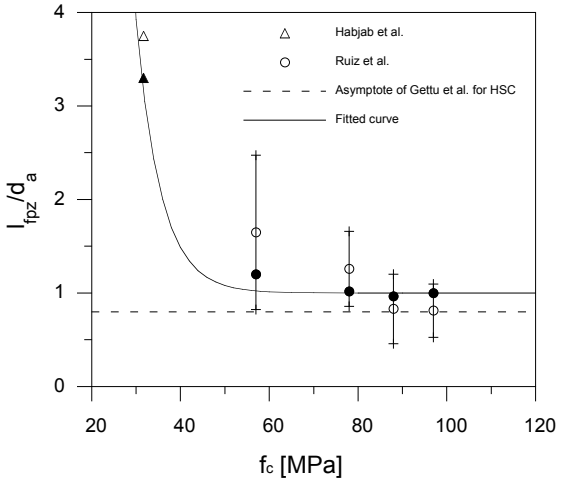


Figura 4: Variation of the ratio l_{fpz}/d_a with respect to the compressive strength. Empty and solid symbols stand for experimental and predicted values (Eqn. 1) respectively; the dotted line is the asymptotic ratio 0.8 given by Gettu et al [10] for HSC.

We collect the measured values for the ratio between the reference FPZ size and the maximum aggregates size for various NSC, HSC and plot them together with the theoretic values given by Eqn.1 in Fig. 4. Note that the ratio l_{fpz}/d_a decreases as the concrete strength increases, this trend is fitted by the following equation:

$$\frac{l_{fpz}}{d_a} = 1 + 5\exp\left[\frac{-f_c}{f_{t0}} + \frac{f_{cr}}{f_{t0}}\right] \qquad (14)$$

where f_{cr}=27 MPa is the minimum compressive stress considered, and f_{t0}=5.6 MPa is a reference tensile stress which corresponds to a concrete of compressive strength 92.6 MPa according to the Model Code Eqn.13. It needs to be pointed out that Eqn.14 has an asymptotic value 1.0, this is contrasted with the asymptotic ratio 0.8 given by Gettu el al. [10] for HSC. We attribute this slight difference to the granularity of each concrete.

Validating the peak load for 3PB tests and Wedge-splitting tests

Tabla 5: Material properties for the beams tested by Guinea [5] and Zhao et al. [6].

Mat.	C1	C2	C3	SG1	SG2
E [GPa]	23.95	35.1	26.6	26.7	33.3
f_t [MPa]	3.12	3.24	2.8	2.63	3.78
f_c [MPa]	36.17	39.3	33.1	43.8	43.4
G_F [N/m]	120	130	70	270	290
l_{fpz} [mm]	26	36	20	62	59

We choose two sets of three-point-bend tests, done by Guinea et al. [5] and Zhao et al [6] respectively. Guinea performed these tests for three types of concrete C1, C2 and C3 and validated that through correct experimental setting, the specific fracture energy remains constant and independent of the specimen size. On the contrary, Zhao et al [6] carried out both three-point-bend tests and wedge-splitting tests for small gravel, large gravel and wet-screening concrete to demonstrate that the specific fracture energy in concrete is dependent on the size. We takes the two small gravel concretes SG1 and SG2 as validation examples.

We assume G_F as a material property thus do not vary with respect to specimen size. The measured material properties and calculated FPZ size according to Eqn. 1 are given in Tab.5.

In Tab.6, the effective height H, the beam span S, as well as the measured and calculated peak load are listed. The beams tested by Guinea are of 100 mm in width, the initial notch size a_0 at middle span is equal to H, whereas those tested by Zhao et al. are of 120 mm in width, and have a ratio H/a_0 of 1.5. The analytical peak load is calculated from Eqn. 8 and compared with the experimental in Tab. 6.

It needs to be emphasized that in a wedge-splitting test, the external load is applied through a roller, where friction could be significant. Taking into account the wedge

angle and a friction coefficient C_μ of 0.5 [1], the analytical peak loads are calculated and listed in Tab. 6 together with their experimental counterparts. It is noteworthy that for these twenty-six series of tests that cover six concretes and a S-H ratio from two to sixteen, the analytical peak loads closely capture the experimental ones.

Tabla 6: Peak load comparison between experimental [5, 6] and analytical peak load (Eqn.7), were SGn-Bm represents three-point-bend tests for beams of material SGn, SGn-Wm stands for wedge-splitting tests for specimens of Small-Gravel concrete SGn.

Beam ID	H [mm]	S [mm]	Exp. [kN]	Anl. [kN]
C1T1	50	800	0.97	0.83
C1T2	100	1131	2.18	2.10
C1T3	150	1386	3.89	3.68
C2T1	67	400	3.20	3.21
C2T2	127	760	6.05	5.27
C2T3	240	1440	10.66	9.30
C3T1	33	125	2.89	2.25
C3T2	67	250	5.21	3.89
C3T3	133	500	9.38	8.12
C3T4	200	750	11.23	10.46
SG1-B1	180	1200	7.50	8.50
SG1-B2	240	1600	10.70	11.00
SG2-B1	90	600	6.50	5.62
SG2-B2	120	800	7.70	7.72
SG2-B3	180	1200	9.70	10.50
SG2-B4	240	1600	13.10	13.42
SG2-B5	300	2000	15.20	16.35
SG1-W1	150	300	4.90	4.20
SG1-W2	300	600	9.10	9.70
SG2-W1	150	300	0.70	0.90
SG2-W2	300	600	12.30	12.80
SG2-W3	400	800	16.00	16.50
SG2-W4	500	1000	20.00	19.60

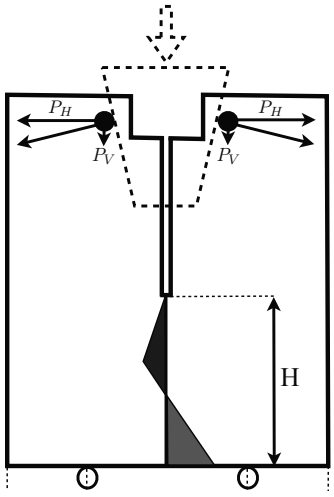


Figura 5: Experimental setup for a wedge-splitting test.

4. CONCLUSIONS

We have proposed a novel way to calculate the fully-developed FPZ size as a material parameter and to define the corresponding brittleness number. Knowing the reference FPZ size and assuming a linear-decreasing cohesive law, the entire load-displacement curve for a three-point-beam with a rectangular section can be obtained *analytically*. On the contrary, from the experimental peak load of a three-point-bend beam, the size of a fully-developed FPZ can be indirectly *measured*.

We have validated the FPZ size against measurements from Acoustic Emission for NSC and indirectly-measured value from 3PB tests for HSC. The ratio between l_{fpz} and the maximum aggregate size d_a is inversely related with the compressive and has asymptotic value 0.8 for HSC, this confirms that HSC is more brittle than NSC. We conclude that l_{fpz} not only plays the role of the well-known characteristic length l_{ch}, but also has a direct physical explanation, furthermore, it is measurable.

The size effect is also explained consistently and coincides with the size effect law of Bažant derived from a statistical viewpoint.

ACKNOWLEDGEMENTS

We acknowledge the financial support from the *Ministerio de Ciencia e Innovación*, MAT2009-12023, Spain.

LIST OF SYMBOLS

- f_t and f_c: Tensile and compressive strength.
- f_c^*: Normalized compressive strength $\frac{f_c}{f_t}$.
- f_{c0}: The reference compressive strength 10 MPa.
- G_F: Specific fracture energy of the material.
- l_{ch}: Material characteristic length $\frac{EG_F}{f_t^2}$.
- l_{fpz}: Reference length of the FPZ, defined as $\frac{EG_F}{f_t f_c}$.
- d_a: Maximum aggregate size.
- a_0: Notch size.
- H: Effective beam height.
- S and B: Beam span and width.
- η: Ratio $\frac{S}{H}$.
- β: Brittleness number defined as $\frac{H}{l_{fpz}}$.
- y_{fp}: Developed length of the FPZ, $\in [0, l_{fpz}]$.
- y_{fp}^*: Normalized FPZ size $\frac{y_{fp}}{H} \in$ [0,1/β].
- D_f: Developed length of the FPZ at peak load.

- σ_c: Compressive stress of the top fiber.
- σ_c^*: Normalized compressive stress $\frac{\sigma_c}{f_t}$.
- σ_t: Tensile stress of the bottom fibre.
- σ_t^*: Normalized tensile stress $\frac{\sigma_t}{f_t}$.
- P^*: Non-dimensional external load $\frac{P}{f_t B H}$.
- M^*: Non-dimensional flexural moment $\frac{M}{f_t B H^2}$.
- D_t and D_c: Length of the tensile and compressive stress zone.
- D_t^* and D_c^*: Normalized tensile and compressive zone length $\frac{D_t}{H}$, $\frac{D_c}{H}$.
- C_t: Stress-free crack length (the distance between the notch tip to the stress-free crack tip).
- C_d: Length of the compressive damage zone.
- C_t^* and C_d^*: Non-dimensional length $\frac{C_t}{H}$ and $\frac{C_d}{H}$.
- C_μ: Friction coefficient.

REFERENCIAS

[1] Shah, S. P., Swartz, S. E. and Ouyang, C. P. *Fracture Mechanics Of Concrete: Applications Of Fracture Mechanics To Concrete, Rock And Other Quasi-Brittle Materials.* John Wiley and Sons Inc. 1995.

[2] Bažant, Z. P. and Planas, J. *Fracture Size Effect in Concrete and Other Quasi-brittle Materials*. CRC Press, Boca Raton. 1998.

[3] Bažant, Z. P. *Scaling of quasi-brittle fracture: asymptotic analysis.* International Journal of Fracture, 83:19–40, 1997.

[4] Bažant, Z. P. *Size effect on structural strength: a review*. Archive of Applied Mechanics, 69:703–725, 1999.

[5] Guinea, G. V. *Medida de la energía de fractura del hormigón*. PhD thesis, Universidad Politécnica de Madrid, 1990.

[6] Zhao, Z., Kwon, S.H. and Shah, S.P. *Effect of specimen size on fracture energy and softening curve of concrete: Part I experiments and fracture energy*. Cement and Concrete Research, 38:1049–1060, 2008.

[7] Zhao, Z., Kwon, S.H. and Shah, S.P. *Effect of specimen size on fracture energy and soften- ing curve of concrete: Part II inverse analysis and softening curve*. Cement and Concrete Research, 38:1061–1069, 2008.

[8] Hadjab, H., Thimus, J.Fr. and Chabaat. M. *Fracture process zone in notched concrete beams treated by using acoustic emission*. 12(12):1–11, 2004.

[9] Ruiz, G. , Zhang, X.X. Yu, R.C., Porras, R. Poveda, E. and Del Viso, J.R. *Effect of loading rate on fracture energy of high-strength concrete*. Strain, 2010. doi:10.1111/j.1475- 1305.2010.00719.x.

[10] Gettu, R., Bazant, Z.P. and Karr, M.E. *Fracture properties and brittleness of high-strength concrete.*. ACI Materials Journal, 87:608–618, 1990.

[11] Hillerborg, A., Modéer, M. and Peterson, M.E. *Analysis of crack formation and crack growth in concrete by means of fracture mechanics and finite elements*. Cement and Concrete Re- search, 6:773–782, 1976.

[12] Del Viso, J. R., Ruiz, G., Carmona, J.R. and Porras-Soriano, R. *Relación entre la resistencia a compresión obtenida con probetas cúbicas y cilíndricas de varios tamaños en hormigones de alta resistencia*. Anales de Mecánica de la Fractura, 2(25):719–723, 2008.

[13] Müeller, H. *Constitutive modelling of high strength/ high performance concrete-state of the art report*. CEB FIP Bulletin 42, 2008.

HYDROTHERMAL AGEING OF CRACKED 3Y-TZP

F. García Marro, A. Mestra, and M. Anglada

Dep. Ciencia de los Materiales y Ing. Metalúrgica, Universidad Politécnica de Cataluña
Av. Diagonal, 647, 08028 Barcelona, España
E-mail: fernando.garcia.marro@upc.edu

RESUMEN

En la circona dopada con 3% molar de itria, el vapor de agua puede inducir la transformación de la fase tetragonal a monoclínica en la superficie. Dicha transformación se extiende hacia el interior acompañada por la aparición de microfisuras, lo que induce una pérdida de la integridad estructural. Este fenómeno de degradación a baja temperatura (LTD) es una clara desventaja para la utilización del material en atmósferas húmedas. Sin embargo, el efecto del agua sobre grietas de indentación no ha sido estudiado. Este trabajo estudia la influencia de LTD en la resistencia mecánica de dichas grietas. Los resultados muestran sorprendentemente un incremento de la resistencia mecánica en probetas indentadas sometidas a largos tiempos de degradación; al contrario del comportamiento en probetas sin indentar. Para explicar este comportamiento, se ha evaluado también la influencia de las tensiones residuales y el tratamiento de recocido adecuado para eliminarlas. Finalmente, se plantean los mecanismos que explican el aumento de la resistencia mecánica observado.

ABSTRACT

In zirconia stabilised with 3% molar of yttria, the water vapour can induce the transformation from tetragonal to monoclinic phase at the surface. This transformation propagates to the bulk with the apparition of microcracks; which induce a loss in the structural integrity. This low temperature degradation (LTD) is a clear disadvantage for the application of the material in humid environments. On the other hand, the effect of the water on indentation-induced cracks has not been previously studied. This work studies the change in mechanical strength of indentation cracks submitted to water vapour. The results show how, after long degradation times, there is surprisingly an increase in mechanical strength. This is the opposite behaviour as the one expected in normal specimens which are not indented. To explain the observed behaviour here, the influence of the residual tensions was evaluated included annealing treatments. Finally, the mechanisms explaining the observed increase in strength are discussed.

PALABRAS CLAVE: Cerámicas, Resistencia, Biomateriales

1. INTRODUCTION

Tetragonal zirconia polycrystals stabilised with 3% molar of yttria (3Y-TZP) have been widely used in the past in orthopaedics; and in currently are used in dental restorations because of their high mechanical strength (~1000MPa), wear resistance and excellent biocompatibility. Additionally, this ceramic has moderate fracture toughness of ~5MPam$^{1/2}$; which is caused by a transformation toughening mechanism from tetragonal (t) to monoclinic (m) phase. This t-m transformation takes place in the vicinity of the crack front and is accompanied by a volume increase of about 4% resulting in shielding of the crack tip as the extension takes place [1].

Kobayashi *et al* [2] first observed in 1981 the t-m transformation can also initiate by ageing at low temperature in humid environment. In this case, the phase change is activated by water at the surface and progresses into the bulk. Thus, TZP ceramics stabilized with yttria, ceria, calcia or magnesia are susceptible in a variable degree to water vapour and aqueous fluids [3]. This phenomenon is frequently referred to as hydrothermal degradation or low temperature degradation (LTD) [3], [4]. Currently, it is accepted that LTD is produced by diffusion of water species (oxygen, hydrogen or hydroxyls) inside the zirconia lattice by a mechanism of oxygen vacancies, which induces tensile stresses because of change in lattice parameters and activate t-m transformation [5], [6], [7]. The kinetics of transformation depends on many parameters such as the specific alloying element and its concentration, grain size, etc.

Recently, it has been shown that LTD degradation may occur at human body temperature in the presence of body fluids in femoral heads made of 3Y-TZP [3], [8]. Although the strength may not practically change after several years *in vivo*, LTD may produce roughening of the surface and a subsequent grain pull out under contact loading. Nowadays, this degradation

phenomenon represents a serious factor to consider for the applications of 3Y-TZP in medical implants under contact loading.

It is important to understand the interaction of water vapour with the natural defects of the material. One simple way to study this is by producing artificial cracks in the ceramic and exposing them to water. Although there have been many studies [9] of environmental crack growth in 3Y-TZP in the presence of humidity, there has been hardly any study on the effect of hydrothermal ageing on cracks.

In the present work, a large effect of hydrothermal ageing on strength is reported. For doing so, first is necessary to determine the strength of indented 3Y-TZP, the influence of residual stresses, the annealing treatment for removing residual stresses without crack healing and the shape of indentation cracks. All these points are addressed here with the main objective of investigate the change in strength of indented specimens exposed to water vapour.

2. EXPERIMENTAL

The material studied was 3Y-TZP in the form of cylindrical rods produced by Kyocera Corp. (Japan) with a diameter of 8 mm and 65 mm in length. The microstructure and mechanical properties have been reported elsewhere [10]. Briefly, the average grain size is 300 nm, the hardness HV1= 12.5 GPa and the strength is close to 1 GPa with a Weibull modulus around 10.

It is well known that Vickers indentation cracks in 3Y-TZP, under usual indentation loads, are Palmqvist cracks (see figure 1). One of the most used equations for the indentation fracture toughness has been proposed by Niihara [11]:

$$K_{IC}^{ind} = \beta\left(\frac{PH}{8c_{ind}}\right)^{1/2} ; \beta = \left(\frac{E}{H}\right)^{0.4} ; \ 0.0251 \le \frac{2c_{ind}}{(d/2)} \le 2.5 \quad (1)$$

Where P is the indentation load, d is the diagonal of the indentation, $2c_{ind}$ is the length of the Palmqvist crack at the surface, H here is taken as the indentation load divided by the indentation projected area, $H=P/2a^2$ and E is the Young modulus. From this equation, it is possible to estimate the indentation fracture toughness, K_{IC}^{ind} from the length of a Palmqvist crack, in an indentation test.

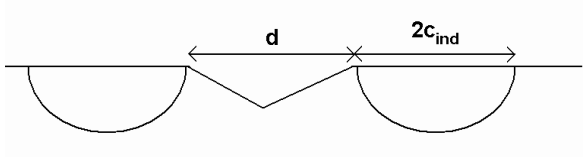


Figure 1. Palmqvist cracks with definition of lengths.

Indentations for measuring the fracture toughness were done on polished discs obtained from the rods. The indentation loads used were 5, 10, 30 and 40 kg. The lengths of the cracks emanating from the corners of the imprints were measured in order to estimate K_{IC} values by using equation (1).

Indentations were also done on the cylindrical rods using loads of 1, 2, 3, 5, 10, 30 and 40 kg. The indenter was oriented in such a way that one of the imprint diagonals was perpendicular to the rod length. The flexural strength of the indented rods was determined by four point bending in air with inner and outer spans of L_i=30 and L=60 mm, respectively. The load was applied in a servohydraulic fatigue testing machine Instron 8562 with a loading rate of 200 N/s. Maximum tensile stress at the indented surface was calculated by the following expression:

$$\sigma = \frac{8F(L-L_i)}{\pi D^3} \quad (2)$$

where D is the rod diameter and F the maximum applied load. The temperature selected to anneal the indented specimens, 1200°C, is commonly used to anneal 3Y-TZP. The dwell time was determined in order to ensure the removal of residual stresses and to avoid crack healing. To study the effect of annealing on the strength, an indentation load of 5 kg was used for all the rod specimens.

Finally, the effect of hydrothermal aging on indentation cracks was studied. The hydrothermal aging test consisted in the exposure of 10 kg indented specimens to 131ºC water vapour in autoclave for several periods of time.

3. RESULTS

The growth of the indentation crack length with indentation load is shown in figure 2. For loads smaller than 2 kg, cracks are not clearly observed and equation (1) is not valid because their length does not satisfy the condition established in the equation. The indentation crack length increases linearly with the applied load as expected from equation (1) in the range of c_{ind} studied here. From the slope of this dependency, the indentation fracture toughness in air was estimated as 5.1 MPam$^{1/2}$.

The strength of specimens which have been indented with 5 kg and annealed at 1200°C for different times present relatively large scatter (see figure 3), but it can be appreciated that the strength is practically independent of the annealing time in the range studied. Therefore, annealing for 1 hour was considered a sufficiently long period for the removal of the indentation residual stresses and to ensure that the crack is not completely closed, since the strength is not affected after annealing in the range 1 to 4 hours.

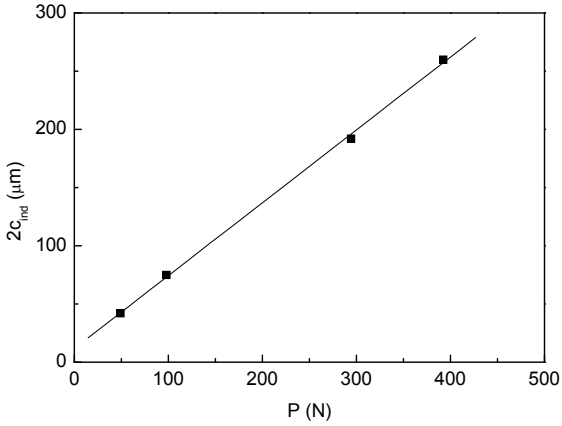


Figure 2. Surface crack length in terms of indentation load in 3Y-TZP.

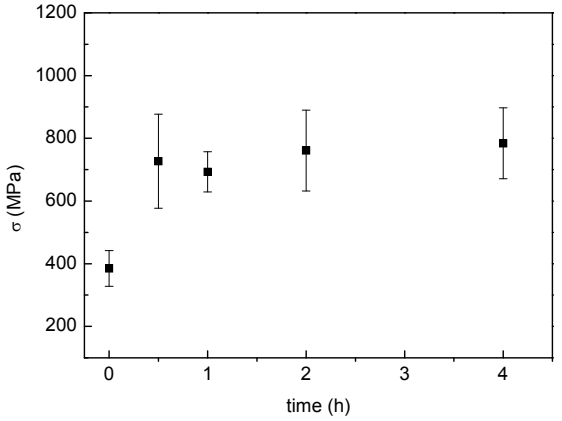


Figure 3. Bending strength of specimens indented with 5 kg in terms of time of annealing at 1200°C. Ten specimens were tested for each heat treatment.

The strength of indented (I) and indented + annealed (I+A) specimens is represented in figure 4 in terms of Vickers indentation load. It is clear that annealing increases the strength of indented specimens. Figure 5 illustrates the change of the flexural strength of indented HV10 rods after being subjected to hydrothermal ageing. It can be noticed that there is a spectacular rise in the fracture strength after 200 hours of aging (it doubles).

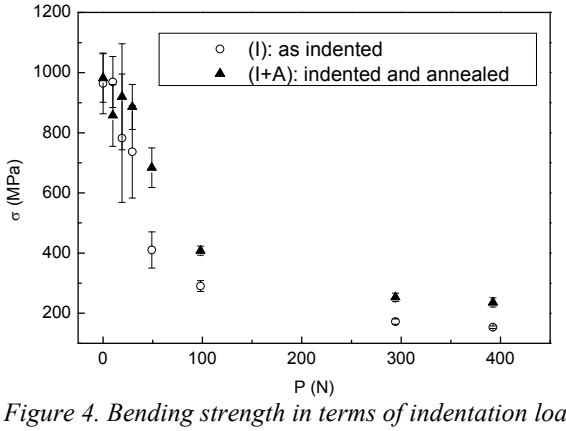


Figure 4. Bending strength in terms of indentation load.

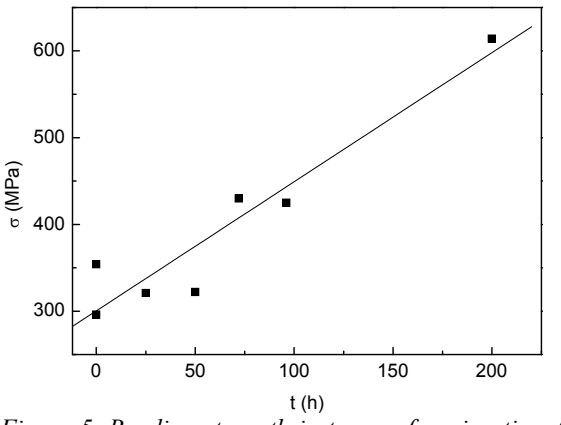


Figure 5. Bending strength in terms of ageing time for bars indented with a Vickers load of 10 kg.

4. DISCUSSION

It is well known [12] that in ceramics with half-penny indentation cracks and without R-curve, a logarithmic plot of the strength versus indentation load gives a straight line with a slope equal to -1/3. Zhang and Lawn [13] have shown that this is also the case for 3Y-TZP even for cracks of Palmqvist type. These authors included in this plot small indentation loads for which cracks are either not visible or very small. For these small loads there is large uncertainty in the slope because of large scatter in the strength. Here, the study has been restricted to the range where cracks are clearly visible and larger than the imprint semidiagonal (that is, in the range where equation (1) is valid). In this range, the scatter in strength is nearly an order of magnitude lower and the plot also follows a straight line with similar slopes of (-0.48±0.01) and (-0.55±0.07) for both (I) and (I+A) specimens, respectively. In fact, it will be shown below that a slope of -1/2 is to be expected if the cracks are Palmqvist instead of half-penny cracks and equation (1) is obeyed.

There is a severe drop in strength for indentation loads higher than 5 kg (see figure 4). For smaller loads, natural defects have a similar size as compared to indentation cracks, so the failure may occur either by natural defects or by indentation cracks smaller than the semi-diagonals of the imprint in which case equation (1) is not obeyed. In the as-indented specimens, indentation cracks control fracture only for loads higher than 2 kg, while in I+A specimens it occurs for indentation loads higher than 3 kg. This means that the removal of the residual stress by annealing, specimens indented with 2 and 3 kg did not left critical size defects larger than natural defects, so their fracture strength is practically the same as for non-indented specimens.

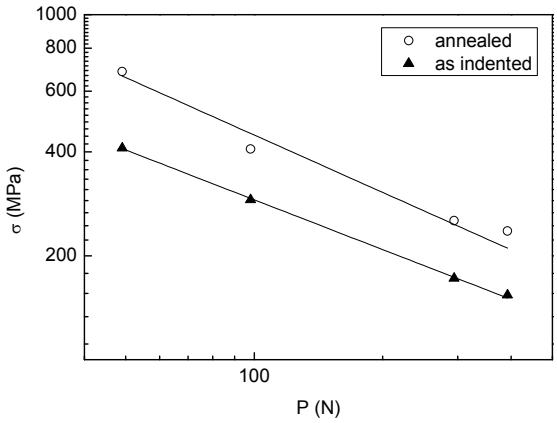


Figure 6. Logarithmic plot of strength versus indentation load

If σ is the applied strength on the surface of the specimen in four point bending test, the total stress intensity factor of a Palmqvist crack, *K*, is given by adding the stress intensity factors of the external applied stress for a semicircular surface crack that corresponds to the indentation residual stress (equation 1):

$$K = \psi_c \sigma \sqrt{c} + \beta \left(\frac{PH}{8c} \right)^{1/2} \qquad (3)$$

Unstable fracture takes places when the two following conditions are simultaneously obeyed:

$$K_I = K_{Ic}, \qquad \frac{dK_I}{dc} = 0 \qquad (4)$$

By imposing these conditions to equation (3) we obtain the crack length, $c_{1,unstable}$ and the strength, σ_I, for which the crack becomes unstable and catastrophic fracture occurs:

$$c_{1,unstable} = \frac{\beta (PH)^{1/2}}{2\sqrt{2}\psi_c \sigma_I} \qquad (5)$$

$$\sigma_I = \frac{K_{Ic}^2}{\sqrt{2}\beta\psi_c (PH)^{1/2}} \qquad (6)$$

Therefore, by plotting the strength versus the indentation load in a logarithmic scale, a straight line should result with a slope of -1/2. As shown before, the value found for the slope is equal to -0.48±0.01 (see figure 6).

Assuming that the annealing treatment does not heal any part of the indentation crack surface, the strength of I+A specimens is given by:

$$\sigma_A = \frac{K_{Ic}}{\psi_c \sqrt{c_{annealed}}} \qquad (7)$$

The ratio between the strengths of I+A and I specimens is given by dividing equations (7) and (6):

$$\frac{\sigma_{annealed}}{\sigma_I} = \sqrt{2}\,\frac{K_{IC}^{ind}}{K_{Ic}} \sqrt{\frac{c_{ind}}{c_{annealed}}} \qquad (8)$$

Here $c_{annealed}$ and c_{ind} are the lengths of the cracks after annealing and after indentation, respectively. These should be the same if no healing of the crack occurs. So, if crack healing is insignificant and there is not slow crack growth during indentation or during the bending test, then the ratio between crack lengths of equation (8) can be considered approximately equal to 1. In fact, the possibility of crack healing may be ruled out by the observation that the strength does not change between 1 and 4 hours of annealing. K_{IC}^{ind} and K_{Ic} are, respectively, the fracture toughness measured by indentation and the true fracture toughness. If K_{IC}^{ind} / K_{Ic} is practically equal to 1, then the ratio of equation (8) is constant and close to √2. This would imply that the strength of a specimen with a Palmqvist crack increases about 40 % after removal of the residual stresses by annealing. In the present work, it was seen (figure 6) that this simple relationship is fairly obeyed. In fact, this is rather surprising in view of the number of assumptions made for deriving equations (6) and (7). Small deviations could be related to slight different fracture toughness for as indented specimens (R-curve in the saturation stage) and for annealed specimens (with initially unshielded cracks).

It can be noticed that in the formulation of equation (3) it has been assumed that K_{Ic} is a constant and this is in agreement with the linear dependence found (figure 2). However, this is contrary to the assumed mechanism of transformation toughening of 3Y-TZP, which gives rise to an R-curve behaviour.

This can be explained if it is considered that the R-curve in 3Y-TZP is restricted only to the first few microns of crack extension. For example, if the R-curve characterized by an exponential equation often used to describe R-curve behaviour [15]:

$$K_R = K_{\max} - (K_{\max} - K_0) \exp\left(\frac{c_{ind}}{\lambda} \right) \qquad (9)$$

$K_{\max}$ stands for the maximum fracture toughness, K_0 represents the intrinsic fracture toughness and λ is a parameter that characterizes the rate of increase of fracture toughness with crack extension. If the length of the indentation crack is much larger than λ, K_R is practically constant and equal to $K_{\max}$, see equation (9). This is the case for 3Y-TZP with small grain size[1]. Therefore, indentation cracks had already developed their full R-curve in I-specimens when tested, while I+A specimens have cracks without any initial

transformation on the wake so that in this case the effect of the presence of an R-curve should be considered. The effect of the R-curve would be to decrease the calculated strength since in the calculation it was assumed that the cracks had reached saturation toughness so that the maximum value of fracture toughness of 5.1 MPa√m was assumed.

For I+A specimens it is possible to estimate the absolute value of the strength if K_{IC} and the dimensions of the cracks are known. The observation of the fracture surfaces reveals that the length of the crack at the surface, *2c*, is roughly equal to its depth, *a*, so that *a/c* ~2 (figure 7). For this configuration, the stress intensity factor at the surface is larger than at the deepest point, so that fracture will start at the surface (figure 8). As the crack grows at the surface, the stress intensity factor both at the surface and at the deepest point increase as *a/c* diminishes, so that the crack will not stop. Under these assumptions, the strength necessary to start fracture of I+A specimens is given by:

$$\sigma_{annealed} = \frac{K_{Ic}}{\psi_a(\phi = 0, a/c = 2)\sqrt{a}} \qquad (10)$$

Taking *a/c*=2, $\psi_a(\phi = 0, a/c = 2) \sim 1.17$, *a*=85μm, K_{Ic}=5.1MPa√m, $\sigma_{annealed}$=474 MPa which is in good concordance with the experimental value (461±44).

The point whether equation (1) gives the true fracture toughness for a specific material is not clear because of the limitations of indentation [16]. However, in the case of biomedical standard 3Y-TZP of 300 nm grain size, this equation gives reasonable values when compared to the values obtained from the strength of I+A specimens or from the strength of I specimens. It should be noticed that this is in spite of the sensitivity of 3Y-TZP to moisture and in spite of the existent of a short R-curve.

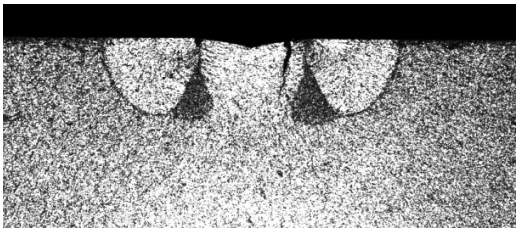


Figure 7. Fracture surface with a pair of Palmqvist cracks induced by Vickers indentation.

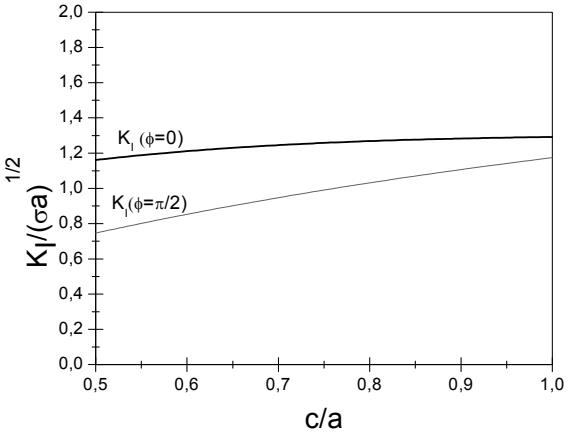


Figure 8. Stress intensity factor in terms of c/a at the surface, ϕ=0, and at the deepest point, ϕ=π/2.

Moisture may induce environmental slow crack growth of indentation cracks in air, so that K_{IC}^{res} in air may be smaller than the true fracture toughness in vacuum. In the present case, the cracks were measured in air so that the values obtained for K_{IC}^{res} may be sub-estimated. Additionally, subcritical crack growth during the application of load in all fracture tests could affect the results. It is then surprising that good estimations can be achieved without considering effects of R-curve and slow crack growth.

It is also worthwhile pointing out that even if residual stresses were relaxed in the hydrothermal degradation treatment, this could not explain the observed rise in strength that takes place after hydrothermal ageing (figure 5). The reason is simply that when residual stresses are truly removed by very high temperature annealing, the increase in strength of indented specimens is much smaller than the reported increase after hydrothermal ageing.

Recently, some additional experiments have been carried out by testing large numbers of specimens in the I and I+A conditions, after degradation for 200 hours. In both cases, similar increase in the strength has been observed. Therefore, this effect cannot be related to a decrease in residual stresses in indented specimens, instead a mechanism of interaction between water vapour and the crack tip is being considered.

5. CONCLUSIONS

The flexural strength of indented 3Y-TZP with Palmqvist cracks has been analysed by four point bending in the as indented condition, after an annealing heat treatment to remove the indentation residual stresses, and after hydrothermal ageing. The main conclusions can be summarised as follows:

- The strength of as indented specimens varies as $1/\sqrt{c}$ as expected from a residual stress intensity factor that has a $1/\sqrt{c}$ dependence on crack length.

- The strength of indented plus annealed specimens can be predicted within 10% from the fracture toughness determined by indentation by using the profile of the indentation crack measured from the fracture surfaces. The combined effect of the R-curve and the subcritical crack growth on the strength for annealed specimens with unshielded cracks is very small.

- A strong increase in strength is reported for the first time in indented specimens after hydrothermal treatment which is related to the interaction between the water vapour and the crack tip.

ACKNOWLEDGEMENTS

The authors gratefully acknowledge the financial support from the Ministerio de Ciencia e Innovación (MICINN) of Spain through project MAT2008-03398 and the partial grant given to F. G. Marro. The general financial support to the research group given by the Generalitat de Catalunya is also acknowledged (2009SGR01285).

REFERENCES

[1] Green, D. J., Hannink, R. H. J and Swain M. V., *Transformation Toughening of Ceramics*, CRC Press Inc., Florida, 1989.

[2] Kobayashi, K., Kuwajima, H., Masaki, T., *Phase change and mechanical properties of ZrO_2–Y_2O_3 solid electrolyte after aging*, Solid State Ionics, 3-4, pp. 489, 1981.

[3] Chevalier, J., Gremillard, L., Deville, S., *Low-temperature degradation of zirconia and implications for biomedical implants,* Annu. Rev. Mater. Res., 37 pp. 1-32, 2007.

[4] Lawson S., *Environmental degradation of zirconia ceramics*, J. Eur. Ceram. Soc., 15, pp. 485-502, 1995.

[5] Duong, T., Limarga, A.M., Clarke, D.R., "*Diffusion of water species in yttria-stabilized Zirconia"*. J. Am. Ceram. Soc., 92, pp. 2731-2737, 2009.

[6] Guo, X., Schober, T., *Water incorporation in tetragonal zirconia* J. Am. Ceram. Soc., 87 [4], pp. 746-748, 2004.

[7] Schubert, H., Frey, F., *Stability of Y-TZP during hydrothermal treatment: Neutron experiments and stability considerations* J. Eur. Ceram. Soc., 25 [9], pp. 1597-1602, 2005.

[8] NDL Burger, AC Hohls, *Investigation into Low Temperature Degradation of Yttria Stabilized Zirconia Femoral Heads* Engineering Failure Analysis (to be published).

[9] De Aza, H., Chevalier, J., Fantozzi, G., Schehl, M., and Torrecillas, R., *Crack growth resistance of alumina, zirconia and zirconia toughened alumina ceramics for joint prostheses*, Biomaterials, 23, pp. 937-945, 2002.

[10] Feder, A., Anglada, M., *Low-temperature ageing degradation of 2.5Y-TZP heat treated at 1650 °C* J. Eur. Ceram. Soc., 25, pp. 3117, 2005.

[11] Niihara, K., Morena, R., Hasselman, D.P.H., *Evaluation of K_{IC} of brittle solids by the indentation method with low crack-to-indent ratios*, J. Mater, Sci. Letters 1, pp. 13-16, 1982.

[12] Evans, A.G., Charles, E.A., *Fracture toughness determinations by indentation*, J. Am. Ceram. Soc. 59, 371-372, 1976.

[13] Zhang, Y., Lawn, B.R., *Fatigue Sensitivity of Y-TZP to Microscale Sharp-Contact Flaws*, Journal of Biomedical Materials Research Part B: Applied Biomaterials, 72B, pp. 388–392, 2005.

[14] Eichler, J., Rödel, J., Eisele, U., Hoffman, M., *Effect of grain size on mechanical properties of submicrometer 3Y-TZP: fracture strength and hydrothermal degradation* J. Am. Ceram. Soc., 90, pp. 2830, 2007.

[15] Munz, D. *What Can We Learn from R-Curve Measurements?*, J. Am. Ceram. Soc., 90 [1] 1–15, 2007.

[16] Kruzic, J.J., Kim D.K., Koester K.J., and Ritchie, R.O. *Indentation techniques for evaluating the fracture toughness of biomaterials and hard tissues*, Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials, 2, pp. 384–395, 2009.

DAÑO POR CONTACTO HERTZIANO EN UN NANOCOMPUESTO Ce-TZP/Al_2O_3

F. García Marro, A. Mestra, M. Anglada

Dep. Ciencia de los Materiales y Ing. Metalúrgica, Universidad Politécnica de Cataluña
Av. Diagonal, 647, 08028 Barcelona, España
E-mail: fernando.garcia.marro@upc.edu

RESUMEN

El material compuesto Ce-TZP/Al_2O_3 es una cerámica nanoestructurada con granos de alúmina y circona tetragonal estabilizada con ceria. Actualmente, este tipo de compuestos están siendo desarrollados con el objetivo de sustituir a la circona dopada con 3% molar de itria de grado biomédico. En este trabajo, se ha estudiado el comportamiento de este compuesto bajo contacto monotónico aplicado mediante indentación esférica. Mediante espectroscopia micro-Raman se ha puesto en evidencia el cambio de fase local inducido por acción de las tensiones en la huella residual. Esto indica que el mecanismo de transformación de fase es máximo en los bordes de la huella, que corresponde a la zona donde el campo de tensiones de tracción es máximo de acuerdo con la teoría hertziana de la indentación esférica. Las conclusiones son que a pesar de que las grietas anillo aparecen para cargas de indentación esférica similares a las correspondientes a la circona dopada con itria, en el presente nanocompuesto su penetración hacia el interior del material es mucho menor, lo cual pone de manifiesto una mayor tolerancia al daño. Esta mayor tolerancia se relaciona a una mayor a tenacidad de fractura.

ABSTRACT

The composite material Ce-TZP/Al_2O_3 is a nanostructured ceramic with alumina grains and tetragonal zirconia stabilized with ceria. Currently, this type of composites is being developed with the objective to substitute biomedical grade tetragonal zirconia polycrystals doped with 3% molar yttria. In the present work, the microstructure and mechanical properties of such a composite have been studied. Additionally, the behaviour under monotonic contact loading has also been studied by spherical indentation at different load ranges. Raman spectroscopy revealed the local phase transformation induced by the locally applied stresses on the residual imprint. This indicates that the phase transformation mechanism is maximal at the border imprints, which corresponds to the zone where the traction stresses are maximal according to classical Hertzian theory. The conclusions are that while the crack rings appear at similar indentation loads as 3Y-TZP, the penetration of these cracks in the interior of the composite is much smaller, which means a higher tolerance to contact damage. This higher tolerance is related to its higher fracture toughness.

PALABRAS CLAVE: Nanocompuesto, contacto, Biomateriales

1. INTRODUCCIÓN

La circona tetragonal estabilizada con 3% molar de Y_2O_3 (3Y-TZP) es una cerámica con buenas propiedades mecánicas, tales como una resistencia a flexión de 1000 MPa, una tenacidad a fractura de 5 $MPam^{1/2}$ y una buena biocompatibilidad. Estas propiedades, junto con una estética adecuada, han hecho que dicha cerámica se utilice en dispositivos dentales e implantes. Sin embargo, desde hace tiempo se conoce que la fase tetragonal puede transformarse a monoclínica en presencia de un ambiente húmedo a temperaturas cercanas a 250ºC. Esta transformación espontánea suele venir acompañada de microagrietamiento y una pérdida de propiedades mecánicas de la superficie afectada. Este fenómeno suele recibir el nombre de degradación hidrotérmica o degradación a baja temperatura (LTD). La cinética de este proceso depende de muchos parámetros: contenido exacto de dopante, tamaño de grano, porosidad, temperatura de exposición, acabado superficial, etc.

Con el fin de acortar el tiempo de los ensayos de degradación hidrotérmica de cerámicas de circona, la mayoría de estudios se llevan a cabo a temperaturas en el rango 100-300ºC en vapor de agua. De estos experimentos, se extrapola el comportamiento a temperaturas inferiores, en particular a la temperatura del cuerpo humano para estimar así de forma grosera su posible importancia en implantes de circona. Estas extrapolaciones concluyen que la cantidad de transformación de fase que sufriría la superficie de una pieza de 3Y-TZP implantada sería prácticamente insignificante durante la vida esperada del paciente. Sin embargo, la importancia de la LTD surgió en los medios de comunicación en el año 2000, cuando se informó de un número muy elevado de fracturas frágiles en cabezas femorales de 3Y-TZP después de unos pocos meses de su implantación en pacientes. La causa de estos fallos fue atribuida a condiciones de procesamiento no adecuadas que aumentaron el tamaño de grano de manera que el material se hizo más susceptible a la degradación hidrotérmica. Más adelante se ha puesto de relieve que en piezas femorales explantadas de 3Y-TZP procesadas de forma correcta se ha detectado, después

de varios años de su implantación, contenidos mucho más elevados de fase monoclínica que los esperados a partir de resultados de extrapolaciones del comportamiento a más altas temperaturas. Estos problemas han hecho que actualmente ya no se implanten cabezas femorales de 3Y-TZP.

Recientemente, se han desarrollado compuestos de circona y alúmina con el objetivo de aumentar no sólo las propiedades mecánicas sino también la resistencia a la degradación hidrotérmica. Una clase interesante de dichos compuestos son los nanocompuestos bifásicos ricos en circona que están formados por circona dopada con ceria e itria y por alúmina. Este nanocompuesto fue desarrollado por Nawa y colaboradores [2], [3] en 1998. Se sabe que la circona estabilizada con CeO_2 (Ce-TZP) es más resistente a la degradación hidrotérmica que la 3Y-TZP [4], [5]. No obstante, el tamaño de grano final es normalmente mayor si la fase tetragonal ha sido estabilizada con CeO_2 en vez de Y_2O_3 (~0.8 μm comparado con ~0.3 μm), por lo cual la dureza y resistencia mecánica son menores en Ce-TZP. En parte, este es el motivo subyacente para la adición de alúmina, ya que actúa reduciendo el tamaño de grano final en el nanocompuesto cerámico, de manera que ambas fases suelen tener un tamaño de grano inferior a 500 nm. Así pues, el compuesto final puede tener una dureza y resistencia mecánica similar a la 3Y-TZP pero posee una mayor tenacidad y resistencia a la degradación hidrotérmica [6]-[10].

La alta tenacidad de fractura de este material proviene de varios mecanismos sin que esté claro el peso relativo de cada uno. Por una parte está el mecanismo de aumento de tenacidad por transformación de la fase mayoritaria, pero también hay que considerar el aumento de tenacidad inducido por las tensiones residuales que resultan de la presencia de pequeñas fracciones de nanopartículas dentro de la alúmina.

Por otro lado, los mecanismos de fatiga y daño por contacto de estos compuestos no han sido prácticamente estudiados en detalle. Para aplicaciones dentales es importante conocer la tolerancia al daño por fuerzas de contacto y este es el objetivo del trabajo presente. El trabajo se centra en comparar el comportamiento del material nanocompuesto con la cerámica 3Y-TZP de grado biomédico actualmente utilizada en aplicaciones dentales.

2. EXPERIMENTAL

El material estudiado es un nanocompuesto cerámico suministrado por Panasonic en forma de discos de 5 cm de diámetro y 5 mm de espesor. La microestructura del material fue caracterizada por microscopia electrónica de barrido (SEM) y la composición elemental fue determinada por dispersión de energía de rayos X (EDX). La densidad del material fue medida por el método de Arquímedes dando como resultado 5.53g/cm^3 y el módulo elástico fue determinado mediante la técnica de excitación (GrindoSonic MK5i) dando 242GPa. Es decir, el material tiene una densidad ligeramente inferior y un módulo elástico ligeramente superior a los valores correspondientes para la 3Y-TZP (~6,1 g/cm^3 y ~220 GPa). Estas diferencias entre ambos tipos de cerámicos es una consecuencia de la presencia de alúmina en el nanocompuesto (la alúmina tiene un módulo elástico de ~400 GPa y una densidad de ~4 g/cm^3).

Una probeta fue expuesta a vapor de agua a 131ºC durante 30 h, y la formación de contenido de fase monoclínica fue evaluada por difracción de rayos X en un difractómetro Philips MRD con una configuración simétrica Bragg-Brentano. La radiación incidente fue del tipo Cu-Kα (40 kV, 30 mA). Los espectros de rayos X fueron tomados con un paso de 10 segundos y una resolución de 0.017º. El contenido de fase monoclínica fue calculado con la ecuación propuesta por Toraya [11]:

$$V_m = \frac{1.311\left(I_m^{(\bar{1}11)} + I_m^{(111)}\right)}{1.311\left(I_m^{(\bar{1}11)} + I_m^{(111)}\right) + I_t^{(101)}} \qquad (1)$$

Aquí, I_t y I_m representan, respectivamente, las intensidades de los picos tetragonal (111) y de los picos monoclínicos (-111) y (111).

Con el fin de conocer la tenacidad a fractura del nanocompuesto, se realizaron ensayos de propagación de grietas de indentación. Se cortaron barras prismáticas a partir de los discos de partida, de 45mm de longitud, anchura b = 4 mm y espesor d = 5 mm. En cada probeta, una de las caras fue pulida con acabado especular e indentada con un indentador Vickers con una carga de 30 kg. El indentador se orientó de manera que una de las diagonales de la huella fuera perpendicular a la longitud de la probeta. Con el objetivo de eliminar tensiones residuales producidas por la indentación, las probetas fueron tratadas térmicamente a 1350 ºC durante 1h. Finalmente, las probetas fueron sometidas a un ensayo de flexión en cuanto puntos con una distancia de L=20mm entre los rodillos exteriores y L_i=10mm entre los interiores. Se utilizó una máquina servohidráulica de ensayos Instron 8511. La carga fue aplicada de forma escalonada con una rampa de 100N/s y el crecimiento de la grieta fue examinado después de cada incremento de carga en un microscopio láser confocal de barrido (LSCM, Olympus Lext). La tensión aplicada en la superficie a flexión se calculó a partir de la carga F de la siguiente manera:

$$\sigma_{app} = \frac{3F(L - L_i)}{2bd^2} \qquad (2)$$

Los ensayos de indentación esférica se realizaron en la misma máquina de ensayos con una bola de WC de 2.5mm de diámetro. Este tamaño de bola fue escogido como el óptimo para evaluar estas cerámicas tomando como referencia estudios similares llevados a cabo

previamente [12] en 3Y-TZP. En este tipo de ensayos de indentación, la deformación producida normalmente se define como la relación entre el radio de contacto *a* y el radio del indentador, *R*. De acuerdo con la teoría Hertziana del contacto esférico [13], durante la parte inicial del contacto (régimen elástico) la deformación de indentación (*a/R*) aumenta linealmente con la presión media de contacto:

$$p_0 = \left(\frac{4E_{eff}}{3\pi}\right)\frac{a}{R} \qquad (3)$$

En esta ecuación, la presión media aplicada está definida como $p_0=P/\pi a^2$ y E_{eff} es el módulo elástico efectivo que se obtiene a partir de los módulos elásticos de la muestra (E) e indentador (E') y de sus coeficientes de Poisson (ν, ν'):

$$\frac{1}{E_{eff}} = \frac{(1-\nu^2)}{E} + \frac{(1-\nu'^2)}{E'} \qquad (4)$$

Por otro lado, en el régimen plástico de indentación esférica se verifica la ley empírica de Meyer, la cual puede expresarse de la siguiente forma [14]:

$$p_0 = \Lambda\left(\frac{a}{R}\right)^{n-2} \qquad (5)$$

Aquí, Λ y *n* son parámetros del material. En general, *n* está comprendido entre $2 \le n \le 2.5$. El hecho de que esta ecuación se verifique implica que también en el régimen plástico de indentación esférica la presión media depende sólo de la deformación de indentación *a/R*. Para el presente nanocompuesto cerámico, se obtuvo finalmente que $n=2.48\pm0.02$ a partir de los resultados de indentación esférica.

El mecanismo de deformación mediante transformación de fase fue analizado en el material compuesto examinando la transformación por espectroscopia Raman sobre algunas de las huellas residuales de indentación. Los espectros fueron medidos con un espectrómetro T64000 (Horiba/Jobin-Yvon) con monocromador triple y una cámara CCD. La fuente de excitación fue un láser Argon-ion Innova 300 (Coherent Laser Group) con longitud de onda de 514 nm. El tiempo de integración del espectro fue de 60 segundos promediando dos espectros consecutivos. El haz láser fue focalizado usando un microscopio con un objetivo 100x (resolución lateral ~1 μm) mientras un monitor conectado al microscopio permitía visualizar la muestra para localizar los puntos donde registrar el espectro. Para todos los espectros medidos, se corrigió la línea base, y la intensidad de las bandas fue calculada mediante el ajuste de funciones Lorentzianas.

A partir de los espectros Raman, la fracción volumétrica de fase monoclínica se estimó utilizando la ecuación propuesta por Katagiri [17]:

$$V_m = \frac{I_m^{181} + I_m^{190}}{2.2I_t^{147} + I_m^{181} + I_m^{190}} \qquad (6)$$

Aquí, I_m y I_t representan las intensidades de los picos tetragonales y monoclínicos respectivamente; los superíndices representan el desplazamiento Raman en unidades de cm^{-1}.

3. RESULTADOS

La microestructura del nanocompuesto está formada por circona Ce-TZP y alúmina. Estos dos componentes se pueden apreciar como granos claros y oscuros, respectivamente, mediante SEM (figura 1). Los granos de circona, aun permaneciendo submicrométricos, son mayores que los de alúmina. A partir de la microestructura observada, se obtuvieron las distribuciones de tamaño de grano de ambos componentes del material. Los granos de alúmina tienen un tamaño medio de grano de (0.38±0.11) μm, mientras que los granos de circona tenían un tamaño medio de (0.56±0.20) μm.

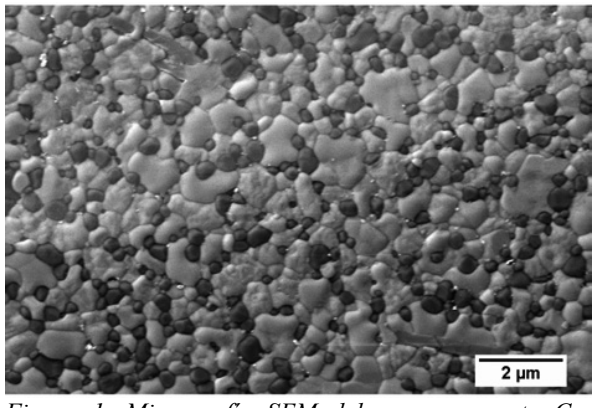


Figura 1. Micrografía SEM del nanocompuesto Ce-TZP/Al_2O_3: circona (granos claros) y alúmina.

La resistencia del material a la degradación hidrotérmica fue evaluada mediante exposición a vapor de agua de una probeta. Se observó que la formación de fase monoclínica en la superficie es menor que 5 % después de la exposición (figura 2). Esto es relevante porque para las mismas condiciones en la circona comercial 3Y-TZP, se produce alrededor de 50 % de fase monoclínica.

La dureza, evaluada mediante indentación Vickers de 1kg, es de HV1= (11.0±0.2) GPa. Esta dureza es parecida a las reportadas en la literatura [6]-[10] para nanocompuestos similares. En comparación, la circona 3Y-TZP es ligeramente más dura con HV1≈12 GPa debido a que su tamaño de grano es típicamente alrededor de 0.30 μm; es decir, ligeramente inferior al del presente nanocompuesto.

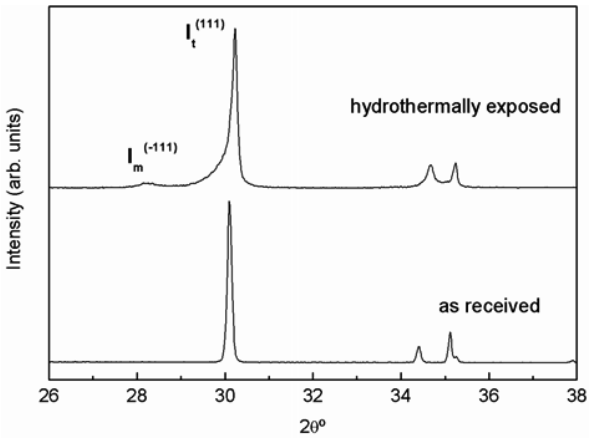


Figura 2. Patrones de difracción de rayos X del nanocompuesto Ce-TZP/Al_2O_3: (abajo) compuesto original, (arriba) después de ser de ser envejecido hidrotérmicamente. Las etiquetas corresponden respectivamente a picos de las fases monoclínica y tetragonal de la circona presente en el nanocompuesto.

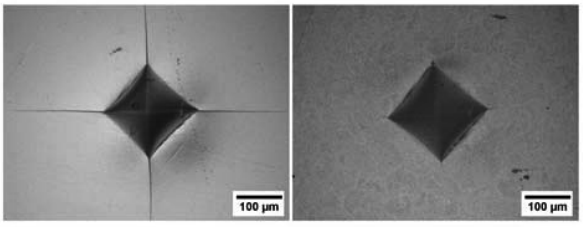


Figura 3. Indentación Vickers de 30 kg: (izq.) circona 3Y-TZP, (derecha) nanocompuesto Ce-TZP/Al_2O_3.

En muchos compuestos cerámicos, una indentación Vickers de 30 kg produce normalmente grietas en las esquinas de la huella a partir de las cuales se puede estimar la tenacidad. Ahora bien, en el presente nanocompuesto esta carga de indentación produce grietas muy pequeñas de unas pocas micras en algunas esquinas de la huella, y en otras no se pudieron detectar (figura 3). Así, en el presente nanocompuesto no se puede aplicar la técnica de indentación para estimar la tenacidad de fractura de indentación ya que las ecuaciones correspondientes no son aplicables. Esto es debido a la influencia de las tensiones residuales de compresión generadas por la transformación de fase en las proximidades de la huella, que afectan a las grietas de las esquinas.

Por consiguiente, para conocer la tenacidad de fractura K_{IC} del nanocompuesto, se procedió a realizar un ensayo de propagación de grietas de indentación. En este ensayo, probetas prismáticas fueron indentadas en una cara que después fue sometida a tensiones de tracción mediante flexión en cuatro puntos. En presencia de una tensión aplicada, σ_{app}, paralela a la superficie y perpendicular a una de las caras de las grietas de indentación, el factor de intensidad de tensiones aplicado se puede estimar suponiendo que la grieta superficial es semicircular:

$$K_{app} = \psi \sigma_{app} \sqrt{c} \qquad (7)$$

Donde c es la distancia entre la punta de la grieta que se propaga y el centro de la indentación; y ψ es un factor geométrico tomado como 1.29, lo cual corresponde a una grieta superficial semicircular. Esta ecuación se basa en la suposición de que las grietas de indentación están conectadas por debajo de la huella. A pesar de que se conoce que estas grietas son inicialmente del tipo Palmqvist en este tipo de cerámicas para cargas pequeñas, llega un punto al propagarse que se conectan debajo de la indentación y la ecuación (7) es válida. De hecho, es sorprendente como esta hipótesis suele dar buen resultado cuando se ha comparado la tenacidad obtenida de esta manera con otros ensayos en la literatura [6].

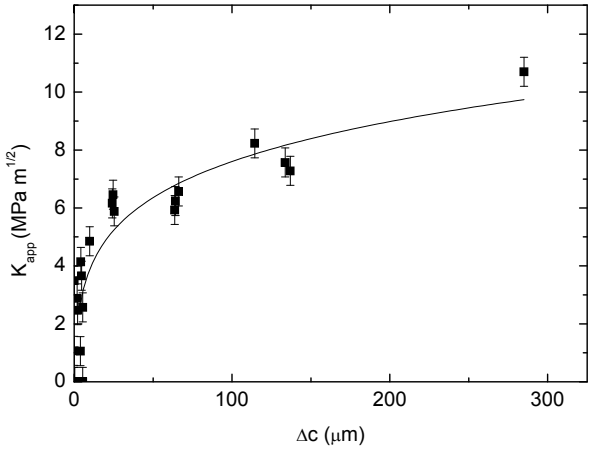


Figura 4. Crecimiento del factor de intensidad de tensiones aplicado en grietas de indentación en un nanocompuesto Ce-TZP/Al_2O_3. La probeta fue tratada térmicamente después de ser indentada con un indentador Vickers a 30 kg y finalmente la superficie indentada ha sido sometida a flexión.

En el presente nanocompuesto, el crecimiento del factor de concentración de tensiones aplicado K_{app} fue de hasta ≈ 10 MPam$^{1/2}$ antes de la rotura final (figura 4). En principio, para este tipo de ensayo, si no se hubiera realizado el tratamiento de recocido, sería necesario considerar las tensiones residuales de compresión producidas por la transformación alrededor de la indentación y las tensiones residuales de tracción de indentación. Ahora bien, como ya se ha comentado, se eliminaron dichas tensiones residuales previamente al ensayo de flexión, y por lo tanto el factor K_{app} es en principio el factor de concentración de tensiones total a que están sometidas las grietas bajo flexión. Por consiguiente, la figura representa la curva R del material con un *plateau* cercano a 10 MPam$^{1/2}$. El comportamiento de curva R observado, en principio está relacionado con la fase mayoritaria Ce-TZP, la cual se conoce que tiene una curva R debido a su alta transformabilidad [19].

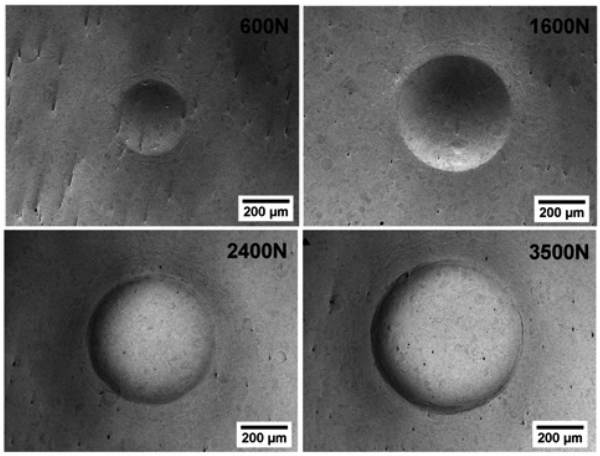


Figura 5. Huellas de indentación esférica para distintas cargas.

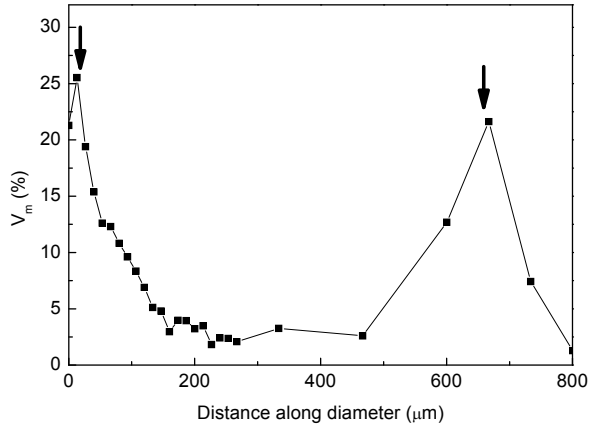


Figura 6. Contenido monoclínico a lo largo del diámetro de una indentación esférica de 3500 N (las flechas indican el borde de la huella).

A partir de los ensayos de indentación esférica se determinó el radio de contacto durante el ensayo, la presión media y la deformación plástica para cada una de las cargas aplicadas. Cargas inferiores a 200 N no dejan huella residual visible indicando que la presión media aplicada corresponde al régimen elástico del material. Esta carga mínima de aparición de huella corresponde a una presión media aplicada de 5.9 MPa. Las grietas anillo comienzan a ser visibles cerca de 1500N. Esta carga umbral para la aparición de este daño es parecida a la observada en un trabajo similar previamente realizado [12] en 3Y-TZP con el mismo tipo de ensayos. Alrededor de una carga de 2000 N comienza a formarse una grieta anillo secundaria. Para cargas mayores de 3000 N, se forman varias grietas anillo secundarias. La mayor carga considerada (4000 N) correspondió a una presión media aplicada de 10 GPa.

Incluso para indentaciones con cargas bajas, se aprecia una rugosidad alrededor de la huella, la cual corresponde a la actuación del mecanismo de transformación de fase. Es decir, se produce la transformación con aumento de volumen en los lugares donde las tracciones son mayores. Esto no es sorprendente considerando que las bandas de transformación autocatalíticas son usuales en Ce-TZP (el principal componente del compuesto), y que el borde de la indentación es uno de los lugares con mayores tracciones en la indentación esférica. El principal componente del material es circona Ce-TZP, por lo tanto en principio es transformable a fase monoclínica bajo la aplicación de tensiones. Esta posible aparición de fase monoclínica debido a la indentación esférica fue evaluada mediante espectroscopia Raman. Se midieron espectros a lo largo del diámetro de una huella de 3500N y se estimó el porcentaje de fase monoclínica.

La mayor cantidad de fase monoclínica se halló en el borde de la huella (figura 6) siendo alrededor de $V_m \approx 25\%$, mientras que en el centro se encontraron valores substancialmente inferiores (<5 %). Esta diferencia no es sorprendente considerando la distribución clásica de tensiones de la indentación esférica.

4. CONCLUSIONES

El nanocompuesto cerámico 10Ce-TZP/Al_2O_3 presenta propiedades superiores a las correspondientes a la circona 3Y-TZP convencional. Debe destacarse su mayor resistencia a la degradación hidrotérmica y su mayor tenacidad a la fractura. En contacto hertziano, la carga mínima para aparición de grieta anillo es similar al caso de la 3Y-TZP, pero la resistencia del material a su extensión hacia el interior en forma de grieta cono es mayor en el nanocompuesto. Se aprecian bandas de transformación autocatalítica alrededor de la indentación debido a la alta transformabilidad del componente Ce-TZP. Esta alta transformabilidad es una de las causas de la mayor tenacidad del compuesto.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer la subvención recibida del Ministerio de Ciencia e Innovación (MICINN) a través del proyecto MAT2008-03398, así como se agradece el soporte de la Generalitat de Cataluña (2009SGR01285).

REFERENCIAS

[1] Kobayashi, K., Kuwajima, H., Masaki, T., *Phase change and mechanical properties of ZrO_2-Y_2O_3 solid electrolyte after ageing*. Solid State Ionics, 3-4, pp. 489, 1981.

[2] Nawa, M., Bamba, N., Sekino, T., Niihara, K., *The effect of TiO_2 addition on strength and toughening in intragranular type 12Ce-TZP/Al_2O_3 nanocomposites*. J. Eur. Cer. Soc., 18, pp. 209-219, 1998.

[3] Nawa, M., Nakamoto, S., Bamba, N., Sekino, T., Niihara, K., *Tough and strong Ce-TZP/alumina nanocomposites doped with titania*. Ceramics International, 24, pp. 497-506, 1998.

[4] Tsukuma, K., *Mechanical properties and thermal stability of CeO_2 containing tetragonal zirconia polycrystals*. Am. Ceram. Soc. Bull.; 65, pp.1386–9, 1986.

[5] Tsukuma K., Shimada M. *Strength, fracture toughness and Vickers hardness of CeO_2-stabilized tetragonal ZrO_2 polycrystals*. J. Mater. Sci., pp.20:1178–84, 1985.

[6] Benzaid, R., Chevalier, J., Saâdaoui, M., Fantozzi, G., Nawa, M., Diaz, L., Torrecillas, R. *Fracture toughness, strength and slow crack growth in a ceria stabilized zirconia–alumina nanocomposite for medical applications*. Biomaterials 29, pp. 3636–3641, 2008.

[7] Ban, S., Bawa, M., *Application of zirconia/alumina composite to all ceramic crown*. Den. Mater. J., 24, 70, 2005.

[8] Ban, S., Nawa, M., Suehiro, Y., Nakanishi, H., *Mechanical properties of zirconia/alumina nano-composite after soaking in various water-based conditions*. Key Eng. Mater. 309-311, 1219-1222, 2006.

[9] Ban, S., Sato, H., Suehiro, Y., Nakanishi, H., Nawa, M., *Biaxial flexure strength and low temperature degradation of Ce-TZP/Al_2O_3 nanocomposite and Y-TZP as dental restoratives*. Biomed. Mater. Res. Part B: Appl Biomater , 87B, pp. 492–498, 2008.

[10] Tanaka, K., Tamura, J., Kawanabe, K., Nawa, M., Oka, M., Uchida, M., *Ce-TZP/Al_2O_3 nanocomposites as a bearing material in total joint replacement*. J. Biomed. Mater. Res., 63, pp. 262–70, 2002.

[11] Toraya, H., Yoshimura, M., Somiya S., *Calibration curve for quantitative analysis of the monoclinic-tetragonal ZrO_2 system by X-ray diffraction*. J. Am. Ceram. Soc., 67, pp. C119-C121, 1984.

[12] de Armas Sancho, Z., Jiménez-Piqué, E. Mestra, A., Anglada, M., *Contact damage in artificially aged 3Y-TZP*, IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering, 5, 012013, 2009.

[13] Lawn, B. R., *Indentation of ceramics with spheres: a century after Hertz*, J. Am. Ceram. Soc., 81, 1977-1994, 1998.

[14] Tabor, D., *The Hardness of Metals*. Oxford University Press, London, United Kingdom, 1st Edition, 1951.

[15] Herbert, E.G., Pharr, G.M., Oliver, W.C., Lucas, B.N., Hay, J.L., *On the measurement of stress–strain curves by spherical indentation* Thin Solid Films 398 –399, pp. 331–335, 2001.

[16] Oliver, W.C., Pharr, G.M., *An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments* J. Mater. Res. 7 (6), pp. 1564–1583, 1992.

[17] Katagiri, G., Ishida, H., Ishitani, A., Masaki, T., *Direct Determination by Raman Microprobe of the Transformation Zone Size in Y_2O_3 containing Tetragonal ZrO_2 Polycrystals*; pp. 537–44 in Science and Technology of Zirconia III, Edited by S. Somiya, N. Yamamoto, and H. Yanagida. American Ceramic Society, Westerville, OH, 1988.

[18] Muñoz Tabares, A., Anglada, M., *Quantification of Monoclinic Phase in 3Y-TZP by Raman Spectroscopy*. J. Am. Ceram. Soc., 93 [6], pp. 1790–1795, 2010.

[19] Rauchs, G., Fett, T., Munz, D., *R-curve behaviour of 9Ce-TZP zirconia ceramics.* Engineering Fracture Mechanics 69, pp. 389–401, 2002.

STRAIN RATE EFFECT ON THE COMPRESSIVE BEHAVIOUR OF HIGH-STRENGTH CONCRETES

X. X. Zhang, G. Ruiz, R. C. Yu, E. Poveda, R. Porras

E.T.S.I de Caminos, Canales y Puertos, Universidad de Castilla-La Mancha
Avda. Camilo José Cela s/n, 13071 Ciudad Real, Spain
E-mail: zhangxiaoxinhrb@gmail.com

RESUMEN

En este trabajo de investigación estudiamos la sensibilidad a la velocidad de solicitación del comportamiento en compresión de ocho tipos de hormigones. Los ensayos de compresión se realizaron con una máquina servo-hidráulica a 3 velocidades de solicitación que abarcan tres órdenes de magnitud, desde 2.1×10^{-7} s^{-1} hasta 2.1×10^{-4} s^{-1}, correspondientes a un tipo de tráfico de cargas. Los resultados experimentales muestran que la resistencia a compresión y el módulo elástico se incrementan con un incremento de la velocidad de deformación. Además las fórmulas empíricas muestran la variación de la resistencia a compresión y del módulo elástico con respecto a la velocidad de deformación para cada uno de los hormigones presentados. Las fórmulas empíricas del Código Modelo, FIB 2010, se adecúan a los resultados experimentales obtenidos para bajas velocidades de solicitación (menores de 30 s^{-1}) y el límite inferior de la velocidad de deformación de dichas fórmulas puede establecerse en 10^{-7} s^{-1}, en lugar de 10^{-5} s^{-1}.

ABSTRACT

This paper deals with the rate sensitivity of eight types of performance-designed high-strength concretes on compressive behaviour. The compressive tests were conducted using a hydraulic servo-controlled testing machine at three strain rates spanning three orders of magnitude, from 2.1×10^{-7} $s^{-1}$to 2.1×10^{-4} s^{-1}, corresponding to a type of traffic loading. The experimental results show that the compressive strength and the elastic modulus increase with an increase in the strain rate. Furthermore, the empirical formulas showing the variation between the compressive strength, the elastic modulus and the strain rate for each type of concrete are presented, respectively. Compared with the empirical formulas of FIB new Model Code 2010, it is clear that at low strain rates less than 30 s^{-1}, the predictions from the Code are in a good agreement with the experimental results, and the lowest limit of the empirical formulas at strain rate can be set 10^{-7} s^{-1} instead of 10^{-5} s^{-1} in the order of magnitude.

PALABRAS CLAVE: Strain rate, High-strength concrete, Compressive behaviour.

1. INTRODUCTION

Nowadays, high-strength concrete (HSC) is very often used in modern complicated structures of considerable height and span, such as skyscrapers, high towers, tunnels and large bridges. It is important to fully understand the mechanical characteristics of HSC to predict the structure response. The compressive strength is the principal property considered in the design of reinforced and pre-stressed concrete elements. For this reason, a number of research activities have provided valuable information regarding the mechanical properties of HSC in compression [1-6]. However, compared with extensive research into the quasi-static compressive behaviour of HSC, much less information is available on its rate-dependent compressive behaviour [7,8]. For instance, Krauthammer et al. [9] have studied the size and strain rate effect on a high-strength concrete using a type of drop-weight impact machine, the strain rate is around 10^{-1} s^{-1} in the order of magnitude. The results show that the size effect was time-dependent in both the tests and the numerical simulations. Wu et al. [10] have used a SHPB (Split Hopkinson Pressure Bar) system to investigate the rate effect on the mechanical properties of copper slag reinforced concrete, the dynamic compressive strength generally improved was observed with substitutional amounts of copper slag up to 20%, the corresponding strain rate during the test is approximately 10^{2} in the order of magnitude. Nevertheless, the experimental data on the rate sensitivity of the compressive behaviour of HSC are very scarce, specially, when the strain rate is lower than

Table 1. Performance of design, type of aggregate used in high strength concretes.

Features	Nomenclature	Coarse aggregate	Category of aggregate	d_{max} (mm)	f_c aggregate (MPa)
Conventional plant	H01	siliceous	quartzite	20	130
Pumpable	H02	andesite	basalt, dense limestone	12	250
Without shrinkage	H03	andesite	basalt, dense limestone	12	250
Very high strength	H05	porphyry	basalt, dense limestone	12	200
High early strength	H06	mylonite	sandstone	6	150
Low heat of hydration	H07	andesite	basalt, dense limestone	12	250
Light	H08	arlite	sandstone	10	10
Heavy	H09	barite	basalt, dense limestone	10	12

10^{-5} s^{-1}, such as 10^{-7} s^{-1}, only some information can be obtained on normal strength concrete (NSC) [7], this is also evidenced by Müller in a recently published state-of-the-art on constitutive modeling of HSC [8].

Thus, in order to get additional insights into the strain rate effect on the mechanical behaviour of HSC, particularly, from very low strain rate (10^{-7} s^{-1}), we performed compressive tests of eight types of HSC with six different types of coarse aggregates, using a hydraulic servo-controlled testing machine at strain rates from 2.1×10^{-7} s^{-1} to 2.1×10^{-4} s^{-1}, corresponding to a type of traffic loading [11]. The results show that both the elastic modulus and the compressive strength increase with increases in the strain rates. In addition, some empirical formulas describing such rate effect were proposed. Finally, the comparison of mechanical properties was conducted between the experimental data and the formulas in the FIB New Model Code (MC 2010) [12].

Regarding the rate effect on the fracture energy of HSC, which is also one of the most important mechanical properties of concrete, it has been studied in the reference [13]. The results show that the fracture energy increases with the loading rate from 0.01 mm/s on, while it almost remains constant when the loading rate is less than 0.01 mm/s. Moreover, the results fit perfectly with an empirical formula based on a cohesive model with a viscous term.

The paper is structured as follows: the experimental procedure is given in section 2, in section 3 the results are presented and discussed in section 4. Finally, some conclusions are drawn in section 5.

2. EXPERIMENTAL PROCEDURE

2.1. High-strength concrete

The concretes studied were designed and manufactured by Composites ID in its factory in Alpedrete (Madrid). The provision of design and nomenclature adopted for each of them are shown in Table 1 (in the nomenclature there is a gap from H03 to H05, this is because H04 was planned but finally not made, nevertheless we respected the initial name of the concrete that Composites ID had agreed to). From a mechanical point of view its composition can be characterized by the type of coarse aggregate used, by its maximum size and compressive strength [14], this information is also included in Table 1.

2.2. Experimental tests

In order to study the strain rate effect on the mechanical properties of HSC, and also the relation among mechanical properties, compressive tests, splitting tests and three-point bending tests were performed.

2.2.1. Compressive tests

To compressive tests, following the recommendations of ASTM C39 (which is analogous to EN 12390-3), 75 × 150 mm cylinders (diameter × height) were used as shown in Fig. 1. Two LVDTs (Linear Variable Differential Transformer) were adopted to measure the displacement between two steel platens, and two clip gauges installed centrally around the specimen were employed to determine the elastic modulus. The span of the clips was 50 mm, thus, the local constriction caused by the friction between the steel platens and the specimen surfaces was not influencing the measurement of the elastic modulus [15].

Right before the tests, the bases of the cylinders were surface-ground with a wet diamond disc to ensure perfectly-plane and parallel surfaces. The tests were performed by controlling the average of the signals coming from the two LVDTs previously described, i.e. the reduction in height of the specimen. Please, note that such record divided by the total height gives the average strain along the cylinder. Thus, we were actually controlling the average strain rate by setting the LVDTs average velocity.

For studying the strain rate effect on the compressive behaviour of HSC, three strain rates were set as, 2.1×10^{-7} s^{-1}, 6.7×10^{-6} s^{-1} and 2.1×10^{-4} s^{-1}, respectively. In general, the middle one 6.7×10^{-6} s^{-1} fits the requirement of ASTM C39 (approximately from 5×10^{-6} s^{-1} to 1.7×10^{-5} s^{-1}). It is worth to note that the test at the lowest strain rate 2.1×10^{-7} s^{-1}takes around 8 hours.

Figure 1. Experimental setup for compressive test.

Four specimens were tested at each strain rate for each type of concrete to obtain the compressive strength and the elastic modulus.

2.2.2. Splitting tests

Quasi-static splitting tests (Brazilian tests) were also carried out using the same dimensional cylinders following the procedures recommended by ASTM C496 (which is analogous to EN 12390-6), the splitting tensile strength (f_{tSP}) can be determined. Furthermore, dynamic splitting tensile behaviour has been analyzed by some researchers, those information can be reached in references [16-21].

2.2.3. Three - point bending tests

The fracture energy, G_F, was measured through three-point bending tests following the procedures devised by Elices, Guinea and Planas. All of the beams were 100 mm in thickness, 100 mm in depth and 400 mm in length, the initial notch-depth ratio was approximately 0.5, the span was 380 mm. The tests (4 specimens from each type of concretes) were performed in position control at five loading rates: 17.4 mm/s, 0.55 mm/s, 1.74×10^{-2} mm/s, 5.5×10^{-4} mm/s and 1.74×10^{-5} mm/s. More detailed information can be seen in the reference [13]. Here, we just adopt the experimental results under 5.5×10^{-4} mm/s for the following analysis.

3. EXPERIMENTAL RESULTS

Fig. 2 shows typical stress-strain curves (σ - ε) of the concrete (H03) at each strain rate. Each curve produces values of the compressive strength (f_c) and the elastic modulus (E_c). It is clear from the curves that the compressive strength increases with an increase in the strain rate, while the strain rate effect on the elastic modulus is far less pronounced than that on the compressive strength. The average values of the compressive strength and the elastic modulus are listed in Table 2, the standard deviation of each measurement is shown in parenthesis.

Different formulas have been proposed for the characterization of the rate-sensitivity of the compressive strength of concretes. Here, a logarithm function as shown in equations 1 and 2 were adopted to represent the rate effect on the compressive strength and the elastic modulus.

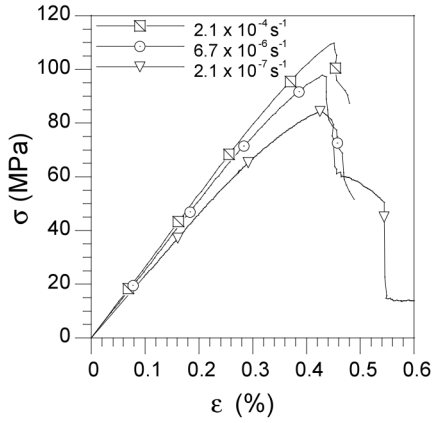


Figure 2. Typical stress-strain curves at different strain rates (Concrete, H03).

$$\frac{f_c}{A} = f_0 + m \log \frac{\dot{\varepsilon}}{B} \quad (1)$$

$$\frac{E_c}{C} = E_0 + n \log \frac{\dot{\varepsilon}}{B} \quad (2)$$

Where f_0, E_0, m, n are adjustment parameters. *A, B* and *C* are set 1 MPa, 1 s^{-1} and 1 GPa, respectively. Thus, those adjustment parameters are unitless values, otherwise, it is very difficult to define the units of them.

Fig. 3 and Fig. 4 represent the strain rate effect on the compressive strength and the elastic modulus, respectively. Table 3 lists the adjustment parameters and also the correlation coefficient for the experimental results using equations 1 and 2. As mentioned before, compared with the pronounced strain rate effect on the compressive strength, the rate effect on the elastic modulus is minor, and for concrete H02, it is almost constant while the strain rate changes 3 orders of magnitude. Nevertheless, taking the results of H02 as an exception, equation 2 can describe the rate effect on the elastic modulus reasonably. Regarding the rate effect on the compressive strength, except H01, the coefficient relation is only 0.64, the fitting curves and the experimental results are in a good agreement.

Table 2. Experimental results on mechanical properties of high-strength concretes.

Concrete type			H01	H02	H03	H05	H06	H07	H08	H09
Fracture energy G_F (N/m)			200 (41)	108 (13)	126 (6)	156 (20)	213 (9)	137 (11)	100 (8)	138 (13)
Splitting tensile strength f_{tSP} (MPa)			6.3 (0.4)	5.8 (0.7)	6.1 (0.5)	6.3 (0.6)	4.9 (0.3)	5.3 (0.7)	3.0 (0.4)	3.7 (0.4)
Different Strain rates	2.1×10^{-7} s^{-1}	E(GPa)	29(3)	32(2)	30(1)	41(1)	31(2)	27(3)	19(1)	32(2)
		f_c(MPa)	84(2)	78(5)	89(4)	104(19)	64(7)	89(6)	44(8)	55(0)
	6.7×10^{-6} s^{-1}	E(GPa)	32(2)	30(2)	34(1)	43(2)	34(1)	29(4)	20(1)	34(1)
		f_c(MPa)	78(4)	88(4)	97(6)	127(11)	71(11)	96(14)	57(5)	60(1)
	2.1×10^{-4} s^{-1}	E(GPa)	35(2)	32(1)	34(3)	43(1)	35(4)	29(3)	20(1)	33(2)
		f_c(MPa)	95(4)	96(6)	110(1)	133(6)	72(11)	96(17)	57(3)	62(6)

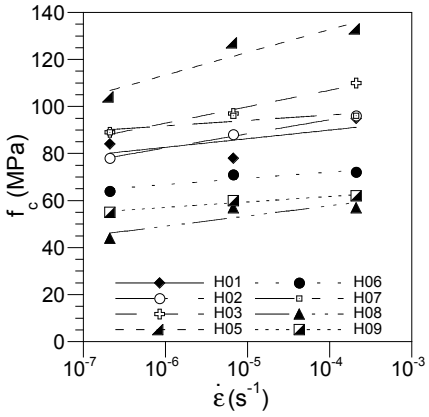


Figure 3. Test data for strain rate dependence of compressive strength.

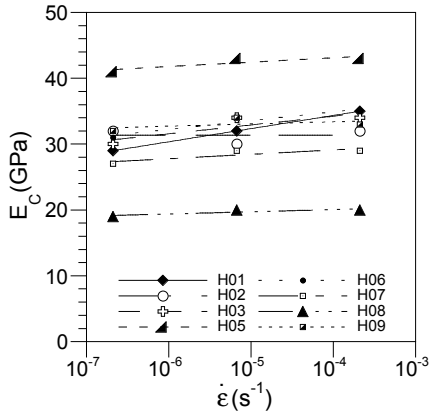


Figure 4. Test data for strain rate dependence of elastic modulus.

Table 3. Adjustment parameters for Equations 1 and 2

	f_0	m	R (f_c)	E_0	n	R (E_c)
H01	104.6	3.7	0.64	42.4	2.0	1
H02	118.4	6.0	1	31.3	0	-
H03	134.9	7.0	0.99	39.6	1.3	0.87
H05	171.4	9.7	0.95	45.8	0.7	0.87
H06	82.8	2.7	0.92	40.2	1.3	0.96
H07	105.7	2.3	0.87	31.8	0.7	0.87
H08	75.1	4.3	0.87	21.4	0.3	0.87
H09	71.1	2.3	0.97	34.7	0.3	0.50

* *R*: correlation coefficient

4. DISCUSIONS

The mechanical properties of NSC were fully investigated in MC90 [22], the relations among mechanical properties are expressed as empirical formulas. Due to the empirical formulas of NSC can not be directly transferred to HSC, some modifications on those formulas were proposed according to MC90 during the past two decades [8], in order to represent the mechanical behaviour of HSC. Recently, a new FIB model code (MC 2010) [12] is processing, this code covers concretes up to a characteristic strength of 120 MPa. In this section, the comparison between the MC 2010 and the experimental results was analyzed.

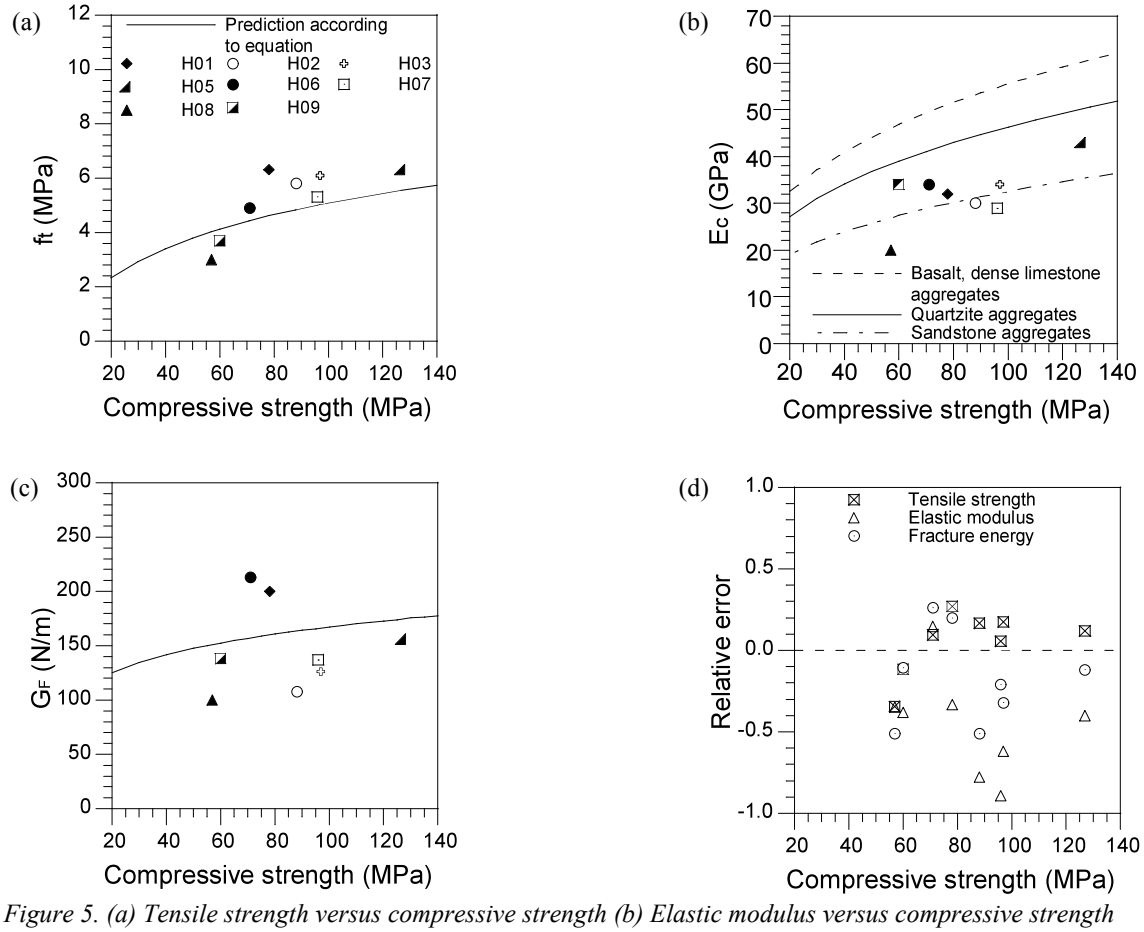


Figure 5. (a) Tensile strength versus compressive strength (b) Elastic modulus versus compressive strength (c) Fracture energy versus compressive strength (d) Relative error of prediction by MC 2010 formulas

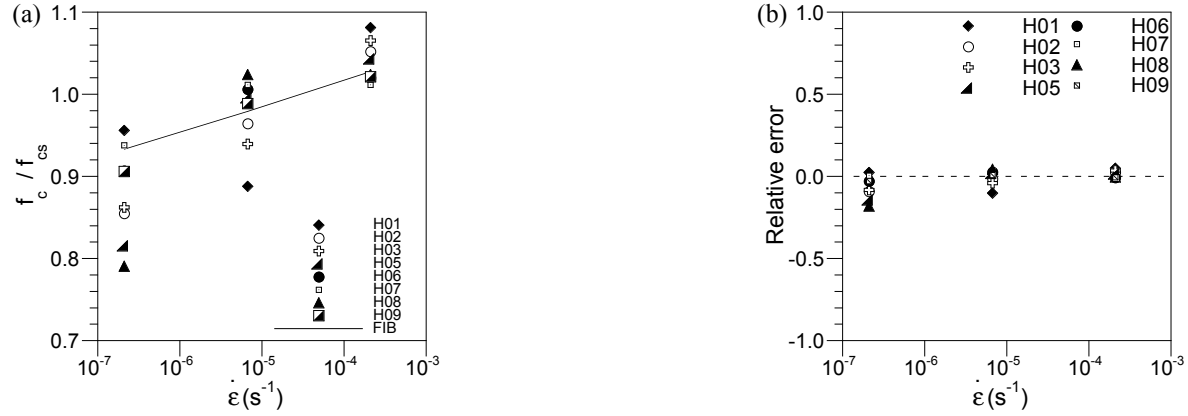


Figure 6. Strain rate dependence of compressive strength: (a) Comparison between experimental results and the formula of MC 2010 (b) Relative error of the formula of MC 2010.

Moreover, in order to obtain the fitness of MC 2010 empirical formulas quantitatively, the relative error of the prediction of those formulas is also shown in Fig. 5(d). The relative error, *RE,* is defined as

$$RE = \frac{V_m - V_C}{V_m} \tag{3}$$

where V_m is the measured value and V_c is the predicted value according to the code.

4.1. Quasi-static mechanical properties

Fig. 5 shows the relation between tensile strength, elastic modulus, fracture energy and compressive strength, and also the comparison between the experimental results and the empirical formulas proposed by MC 2010. The lines in the figures represent those formulas.

In the code, the splitting tensile strength is measured as the tensile strength (uniaxial tensile strength), the rest formulas related with compressive strength are as follows,

$$f_t = 2.12\ln(1+0.1f_c) \quad \text{Concrete grade is greater than C50} \tag{4}$$

$$E_c = E_{c0}\alpha_E(\frac{f_c}{10})^{1/3} \tag{5}$$

$$G_F = 73f_c^{\ 0.18} \tag{6}$$

where, E_{c0} equals 21.5 GPa. α_E is 1.2 (for basalt, dense limestone aggregate), 1.0 (for quartzite aggregate) and 0.7 (for standstone aggregate), respectively, corresponding to the different categories of aggregates.

From Fig. 5, it is clear that the formula proposed by the code always overestimates elastic modulus, the precision is coarse, and the relative error can reach 90%. However, such is not the case for fracture energy and tensile strength, normally, the relative error is less than 50%.

4.2. Strain rate effect on compressive strength and elastic modulus

Similar to the last MC 90, MC 2010 also contains a chapter on stress/strain rate effects, while the formulas of strain rate effect on concrete strength in MC 2010 is simplified compared with that in MC 90.

In the code, within the strain rate range $3\times10^{-5}\text{s}^{-1} < \dot{\varepsilon}_c \le 3\times10^{2}\text{s}^{-1}$, the effect of strain rate on the compressive strength and elastic modulus are shown in equations 7 and 8.

$$f_c / f_{cs} = (\dot{\varepsilon}_c / \dot{\varepsilon}_{c0})^{0.014} \tag{7}$$

$$E_c / E_{cs} = (\dot{\varepsilon}_c / \dot{\varepsilon}_{c0})^{0.026} \tag{8}$$

Where $\dot{\varepsilon}_{c0} = 3\times10^{-5}\text{s}^{-1}$, f_{cs}, E_{cs} are the compressive strength and the elastic modulus corresponding to the strain rate $\dot{\varepsilon}_{c0} = 3\times10^{-5}\text{s}^{-1}$, respectively. In our case, f_{cs}, E_{cs} were determined according to equations 1

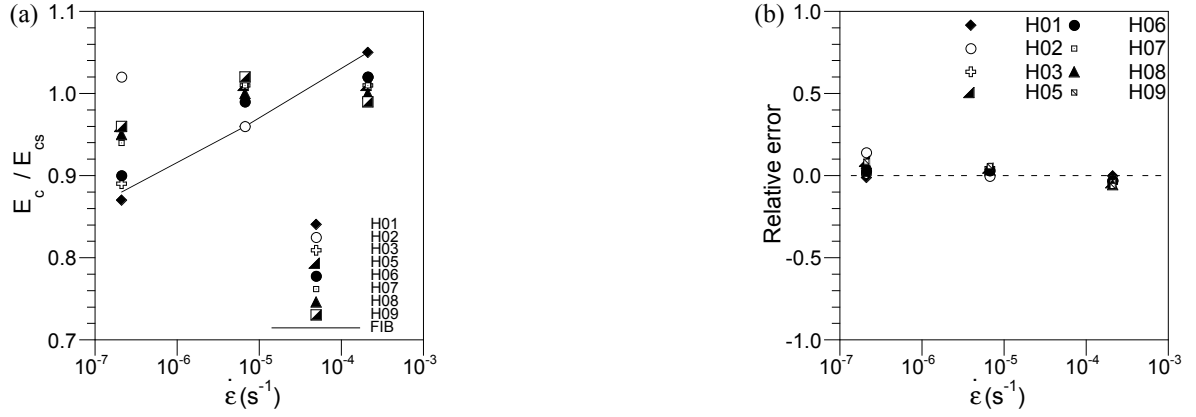


Figure 7. Strain rate dependence of elastic modulus: (a) Comparison between experimental results and the formula of MC 2010 (b) Relative error of the formula of MC 2010

and 2 due to we have not performed compressive tests at this strain rate.

Figs. 6 and 7 represent the strain rate dependence of compressive strength and elastic modulus, also the relative error, respectively. From these figures, it is obvious that the formulas proposed by MC 2010 can display the strain rate effect on compressive strength and elastic modulus appropriately. Moreover, the relative error is less than 20%, which is accurate enough for engineering purposes. Besides, the lowest limit of those formulas at strain rates can be set 10^{-7} s^{-1} instead of 10^{-5} s^{-1} in the order of magnitude.

5. CONCLUSIONS

Compared to most other mechanical properties, testing compressive strength is relatively easy. Other properties of concrete, such as elastic modulus, fracture energy, impermeability, are believed to be dependent compressive strength and may therefore be deduced from the strength data, while the relative error should be paid more attention.

In this research, we have investigated the strain rate effect on the compressive behaviuor of eight types of HSC with six different types of coarse aggregates, at the strain rate range from 2.1×10^{-7} s^{-1} to 2.1×10^{-4} s^{-1} , the conclusions can be drawn as follows,

(1) Under quasi-static loading condition, strain rates approximately from 5×10^{-6} s^{-1} to 1.7×10^{-5} s^{-1} (requirement of the ASTM C39), empirical formulas proposed by MC 2010, for predicting the fracture energy and the tensile strength, the relative error is less than 50% for most concretes. While for the elastic modulus, it can reach 90%.

(2) Compressive strength increases with an increase in strain rates, while the strain rate effect on the elastic modulus is slight. Moreover, the empirical formulas were proposed for describing such rate effects.

(3) MC 2010 can represent the strain rate effect on the compressive behaviour of HSC appropriately, the relative error is less than 20%. Furthermore, the lowest limit of those empirical formulas at strain rates can be set 10^{-7} s^{-1} instead of 10^{-5} s^{-1} in the order of magnitude.

ACKNOWLEDGEMENT

The authors acknowledge the financial support from the INCRECYT.

REFERENCES

[1] Zhou, F. P., Barr, B. I. G., and Lydon, F. D., Fracture properties of high strength concrete with varying silica fume content and aggregates. *Cement and Concrete Research*, 25, pp. 543-552, 1995.

[2] Imam, M., Vandewalle, L., and Mortelmans, F., Are current concrete strength tests suitable for high strength concrete? *Materials and Structures*, 28, pp. 384-391, 1995.

[3] Wu, K. R., Chen, B.,Yao, W., and Zhang, D., Effect of coarse aggregate type on mechanical properties of high-performance concrete. *Cement and Concrete Research*, 31, pp. 1421-1425, 2001.

[4] del Viso, J. R., Cannona, J. R., and Ruiz, G., Shape and size effects on the compressive strength of high-strength concrete. *Cement and Concrete Research*, 38, pp. 386-395, 2008.

[5] Gdoutos, M. S. K., Shah, S. P., and Dattatraya, D. J., Proceedings of the International Symposium - Celebrating Concrete: People and Practice. pp. 37-46, 2003.

[6] Zhang, D., and Wu, K., Fracture properties of high-strength concrete. *Journal of Materials in Civil Engineering*, 127, pp. 86-88, 2001.

[7] Bischoff, P. H., and Perry, S. H., Compressive behaviour of concrete at high strain rates. *Materiaux et constructions*, 24, pp. 425-450, 1991.

[8] Müller, H., *Constitutive modelling of high strength / high performance concrete - state of the art report*, CEB FIP Bulletin 42, 2008.

[9] Krauthammer, T., Elfahal, M. M., et al. Size effect for high-strength concrete cylinders subjected to axial impact. *International Journal of Impact Engineering*, 28, pp. 1001-1016, 2003.

[10]Wu, W., Zhang, W., and Ma, G., Mechanical properties of copper slag reinforced concrete under dynamic compression. *Construction and Building Materials*, 24, pp. 910-917,

[11]Reinhardt, H. W., Simple relations for the strain rate influence of concrete. Annual Journal of Concrete and Concrete Structures, pp. 202-211, 1987.

[12]FIB-Fédération Internationale du Béton, *Fib.2010 new model code, chapter 5, code-type models for concrete behaviour (draft)*, 2010.

[13]Ruiz, G., Zhang, X. X., Yu, R. C., et al. Effect of loading rate on fracture energy of high-strength concrete. *Strain*, 2010.

[14]Alexander, M., and Mindess, S., *Aggregares in concrete*. Taylor & Francis. Madison Ave, New York (USA), 2005.

[15]Carpinteri, A., and Paggi, M., Analytical study of the singularities arising at multi-material interfaces in 2d linear elastic problems. *Engineering Fracture Mechanics*, 74, pp. 59-74, 2007.

[16]Gomez, J. T., Shukla, A., and Sharma, A., Photoelastic evaluation of stress fields and fracture during dynamic splitting experiments. *Journal of Testing and Evaluation*, 30, pp. 186-196, 2002.

[17]Gomez, J. T., Shukla, A., and Sharma, A., Static and dynamic behavior of concrete and granite in tension with damage. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 36, pp. 37-49, 2001.

[18]Zhang, L., Yan, X., Wang, Z., and Ma, H., Experimental study on the dynamic splitting tensile behaviour of concrete. *Key Engineering Materials*, 326-328 II, pp. 1543-1546, 2006.

[19]Hughes, M. L., Tedesco, J. W., and Ross, C. A., Numerical analysis of high strain rate splitting-tensile tests. *Computers and Structures*, 47, pp. 653-671, 1993.

[20]Tedesco, J. W., Ross, C. A., and Kuennen, S. T., Experimental and numerical analysis of high strain rate splitting tensile tests. *ACI Materials Journal*, 90, pp. 162-169, 1993.

[21]Yu, R. C., Ruiz, G., and Pandolfi, A., Numerical investigation on the dynamic behavior of advanced ceramics. *Engineering Fracture Mechanics*, 71, pp. 897-911, 2004.

[22]CEB-Comité Euro-international du Béton, *CEB-FIP model code 1990*. Thomas Telford Ltd. Lausanne, Switzerland, 1993.

EVOLUCIÓN DE LAS PROPIEDADES ELÁSTICAS DE MATERIALES DE TITANATO DE CIRCONIO CON LA TEMPERATURA

E. López-López*, J. P. Erauw, F. Cambier
Belgian Ceramic Research Centre
Avenue Gouverneur Cornez 4, B-7000 Mons, Belgium

R. Moreno, C. Baudín
Instituto de Cerámica y Vidrio, CSIC
Kelsen 5, 28049 Madrid

E-mail: emilioll@icv.csic.es

* Dirección permanente: Instituto de Cerámica y Vidrio, CSIC, Kelsen 5, 28049 Madrid

RESUMEN

El titanato de circonio ($ZrTiO_4$) presenta anisotropía cristalográfica en el coeficiente de expansión térmica por lo que tiene un alto potencial para formar materiales con bajo coeficiente de expansión térmica resistentes a choques térmicos. Sin embargo, no hay datos en la bibliografía acerca de las propiedades mecánicas y elásticas de materiales de titanato de circonio, las cuales determinan su resistencia al choque térmico. En este trabajo se determinan las propiedades elásticas de materiales con $ZrTiO_4$ a temperatura ambiente y alta temperatura. Se han estudiado materiales monofásicos de $ZrTiO_4$ y materiales compuestos de $ZrTiO_4$ con c-ZrO_2 y de $ZrTiO_4$ con t-ZrO_2 y c-ZrO_2. Se ha calculado el módulo de elasticidad y de cizalla de un material monofásico de $ZrTiO_4$ con 0% de porosidad (≈ 160 GPa y ≈ 60 GPa). La evolución del módulo de elasticidad con la temperatura del material compuesto de $ZrTiO_4$, t-ZrO_2 y c-ZrO_2 se ve determinada por la presencia de t-ZrO_2 y c-ZrO_2. La presencia de microgrietas en el material compuesto de $ZrTiO_4$ y c-ZrO_2 es la responsable de un valor del módulo de elasticidad a temperatura ambiente muy bajo en comparación con los valores de los otros dos materiales. A medida que aumenta la temperatura se cierran las microgrietas incrementándose el valor del módulo de elasticidad entre T ≈ 600-1200ºC.

ABSTRACT

Zirconium titanate ($ZrTiO_4$) presents crystallographic anisotropy in thermal expansion. Hence, it can be considered as a constituent for low thermal expansion materials with high thermal shock resistance. Nevertheless, there are no data about mechanical and elastic properties of zirconium titanate materials in the current literature, which determine the thermal shock resistance. In this work, elastic properties of zirconium titanate materials are determined at room and high temperature. Monophasic $ZrTiO_4$ materials and composites formed by $ZrTiO_4$ with c-ZrO_2 and $ZrTiO_4$ with t-ZrO_2 and c-ZrO_2 have been characterized. Young's and shear modulus of monophasic $ZrTiO_4$ material with 0% porosity have been calculated (≈ 160 GPa y ≈ 60 GPa). Young's modulus behaviour with temperature of the composite with $ZrTiO_4$, t-ZrO_2 and c-ZrO_2 depends on the presence of t-ZrO_2 and c-ZrO_2. Microcracks present in the composite formed by $ZrTiO_4$ and c-ZrO_2 are responsible of the low value of Young's modulus at room temperature in comparison with values of the other two materials. Microcracks close progressively when temperature increases, increasing Young's modulus value between T ≈ 600-1200ºC.

PALABRAS CLAVE: Titanato de circonio, módulo de Young, alta temperatura.

1. INTRODUCCIÓN

El titanato de circonio presenta anisotropía cristalográfica en el coeficiente de expansión térmica ($\alpha_{a25\text{-}800ºC} = 6.2 \times 10^{-6}$ ºC^{-1}, $\alpha_{b25\text{-}800ºC} = 10 \times 10^{-6}$ ºC^{-1}, $\alpha_{c25\text{-}800ºC} = 8.0 \times 10^{-6}$ ºC^{-1})[*] [1], por lo que tiene un alto potencial en el ámbito de la cerámica estructural cómo constituyente de materiales con bajo coeficiente de expansión térmica.

Sin embargo, no hay datos en la bibliografía acerca de las propiedades mecánicas y elásticas de materiales de titanato de circonio. Por tanto, antes de plantear los posibles usos estructurales de estos materiales, es precisa su caracterización termomecánica completa.

La fabricación de materiales estructurales requiere de métodos de procesamiento que permitan obtener piezas masivas.

En este trabajo se han caracterizado materiales monofásicos de titanato de circonio de composición estequiométrica, $ZrTiO_4$, obtenidos a partir de compactos en verde de polvos de titanato de circonio

[*] Estructura cristalina: Ortorrómbica. Grupo espacial: Pnab. a=5.03580nm, b=5.48740nm, c=4.80180nm. JCPDS 34-415

conformados por prensado isostático. Además, se han caracterizado materiales compuestos de titanato de circonio con circona cúbica y de titanato de circonio con circona cúbica y tetragonal fabricados mediante sinterización reactiva de compactos en verde obtenidos por colaje de suspensiones acuosas concentradas de polvos de titania y circona tetragonal policristalina estabilizada con 3% mol de Y_2O_3.

2. EXPERIMENTAL

Cómo polvos cerámicos de partida se usaron circona monoclínica (m-ZrO_2) (TZ-0, TOSOH, Japón) circona tetragonal policristalina estabilizada con 3 % mol de itria (Y-TZP) (TZ3YS, TOSOH, Japón) y titania-anatasa (TiO_2) (Merck, 808, Alemania). TiO_2 y m-ZrO_2 presentan un tamaño medio de partícula de 0.3 μm, mientras que Y-TZP presenta un tamaño medio de partícula de 0.4 μm. En cuanto a la superficie específica, m-ZrO_2 presenta un valor de 14.0 m^2/g, Y-TZP 6.7 m^2/g y TiO_2 9.0 m^2/g. En todos los casos la pureza es superior al 99.9%.

El proceso de conformado por colaje de suspensiones acuosas concentradas se describe detalladamente en trabajos previos [2, 3].

El tratamiento térmico de los compactos en verde fue realizado a 1500ºC/2h con velocidades de calentamiento y enfriamiento de 5ºC/min, obteniéndose materiales compuestos de $ZrTiO_4$ y c-ZrO_2 (ZT50) y $ZrTiO_4$, t-ZrO_2 y c-ZrO_2 (ZT70). La relación molar Y-TZP/TiO_2 usada inicialmente para obtener estos materiales fue 50/50 para el material ZT50 y 70/30 para el material ZT70.

El material monofásico de $ZrTiO_4$ obtenido por sinterización reactiva a partir de m-ZrO_2 y TiO_2 con una relación molar 50/50, presentaba un valor muy bajo de densidad relativa (≈ 80%). Con objeto de incrementar la densidad de este material, se procedió a su molienda durante 4h en molino de atrición. Los polvos obtenidos se tamizaron en un tamiz con luz de malla de 37 μm y se compactaron por prensado isostático a 200 MPa. Los compactos se sometieron a un proceso de sinterización convencional a 1500ºC durante 4, 8 y 12h. De esta forma se obtuvieron materiales monofásicos de $ZrTiO_4$ (Z0T50-4h, Z0T50-8h y Z0T50-12h) con distinto grado de porosidad.

Los compactos sinterizados se mecanizaron con discos y muelas de diamante para obtener probetas de dimensiones 3 x 4 x 50 mm^3.

La caracterización microestructural se realizó por microscopía electrónica de barrido de emisión de campo con análisis por dispersión de energías (MEB-EC-EDS, Hitachi S-4700 type I, Japón). Las muestras usadas fueron pulidas con diamante hasta 3μm y posteriormente atacadas térmicamente (1400ºC-1min; velocidades de calentamiento y enfriamiento de 5ºC/min).

El módulo de elasticidad dinámico y el módulo de cizalla se determinaron a temperatura ambiente mediante la técnica de excitación por impulso (RFDA-HT1750, IMCE, Bélgica) a partir de la frecuencia propia de vibración de probetas (3 x 4 x 50 mm^3) sometidas a flexión y torsión, respectivamente.

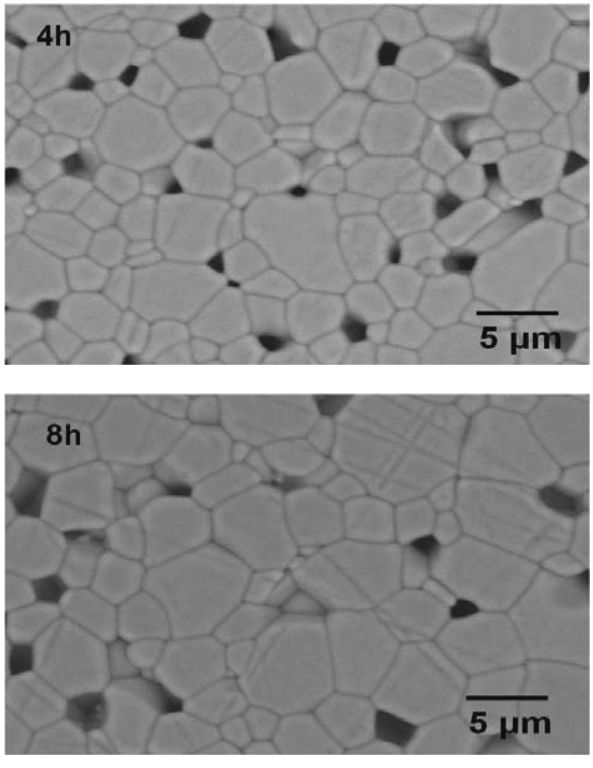
El coeficiente de Poisson (ν) de los materiales se calculó a partir del módulo de elasticidad dinámico (E) y el módulo de cizalla (G) a temperatura ambiente usando la ecuación 1.

$$\nu = \frac{E}{2G} - 1 \qquad (1)$$

La evolución del módulo de elasticidad de los materiales en función de la temperatura se estudió usando la técnica de excitación por impulso. El tratamiento térmico se llevó a cabo a 1400ºC con velocidades de calentamiento y enfriamiento de 5ºC/min. Se realizaron etapas isotermas de 30 minutos de duración durante el calentamiento y el enfriamiento a 500, 1000, 1200 y 1400ºC. La frecuencia de vibración de las probetas sometidas a flexión se midió cada 5 minutos.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

La figura 1 muestra la microestructura de los materiales Z0T50 sinterizados a 1500ºC durante 4, 8 y 12h. Los tres son materiales monofásicos de $ZrTiO_4$. Se puede observar cómo disminuye el grado de porosidad a medida que aumenta el tiempo de sinterización (Fig. 1 y tabla 1).



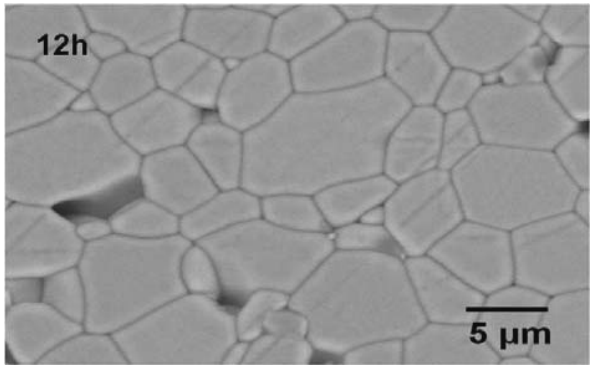


Figura 1. Microestructura de los materiales Z0T50-4h, Z0T50-8h y Z0T50-12h. Materiales monofásicos de $ZrTiO_4$ con distinto grado de porosidad.

La figura 2 muestra la microestructura del material ZT70, el cual es un material compuesto constituido por $ZrTiO_4$, c-ZrO_2 y t-ZrO_2. Se puede observar que el material ZT70 es un material denso (Fig. 2 y tabla 1).

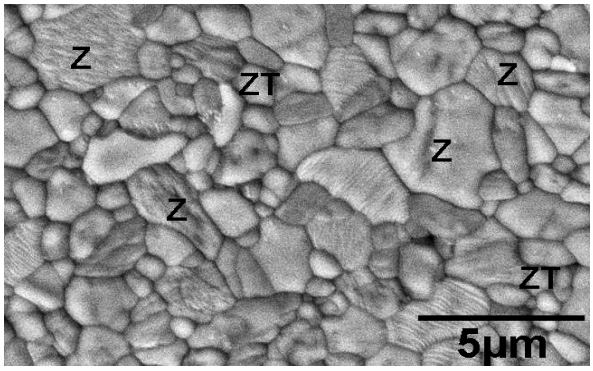


Figura 2. Microestructura del material ZT70. Material constituido por $ZrTiO_4$, c-ZrO_2 y t-ZrO_2. ZT: $ZrTiO_4$. Z: c-ZrO_2 y t-ZrO_2.

La figura 3 muestra la microestructura del material ZT50, el cual es un material compuesto constituido por $ZrTiO_4$, c-ZrO_2 e $Y_2(Zr_xTi_{1-x})_2O_7$ [4]. Se puede observar la ausencia de porosidad y la presencia de microgrietas en la microestructura del material ZT50. El valor de porosidad de este material (tabla 1) es en parte debido a que las microgrietas actúan como si fuera porosidad abierta cuando se utiliza el método de Arquímedes.

La tabla 1 muestra los valores de tanto por ciento de porosidad, módulo de elasticidad dinámico, módulo de cizalla y coeficiente de Poisson a temperatura ambiente de los materiales Z0T50 (4, 8 y 12h), ZT70 y ZT50.

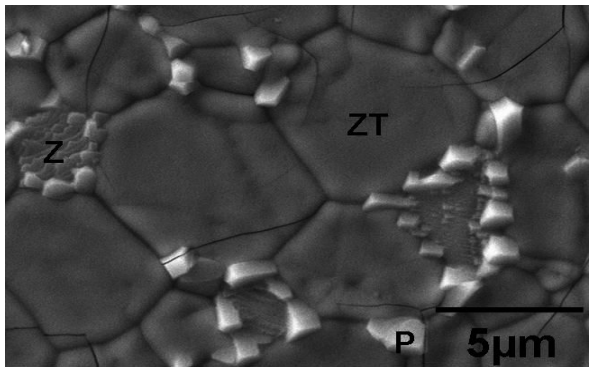


Figura 3. Microestructura del material ZT50. Material constituido por $ZrTiO_4$, c-ZrO_2 y $Y_2(Zr_xTi_{1-x})_2O_7$. ZT: $ZrTiO_4$. Z: c-ZrO_2. P: $Y_2(Zr_xTi_{1-x})_2O_7$.

Tabla 1. Porosidad (P), módulo de elasticidad (E), módulo de cizalla (G) y coeficiente de Poisson de los tres materiales de Z0T50, ZT70 y ZT50.

	% P	E (GPa)	G (GPa)	ν
Z0T50-4h	19 ± 1	88 ± 3	35 ± 1	0.23 ± 0.01
Z0T50-8h	14 ± 1	105 ± 3	41 ± 1	0.27 ± 0.01
Z0T50-12h	9 ± 1	120 ± 5	47 ± 1	0.28 ± 0.01
ZT70	1 ± 1	155 ± 1	59 ± 1	0.31 ± 0.01
ZT50	4 ± 1	58 ± 2	28 ± 1	0.04 ± 0.04*

* Valor muy pequeño que indica la discontinuidad del material ZT50 debido a la presencia de microgrietas.

Se puede observar cómo la porosidad en los materiales Z0T50 disminuye con el tiempo de sinterización. Los valores del módulo de elasticidad y de cizalla dependen de la porosidad por lo que el material Z0T50-12h es el que presenta mayores valores de E y G. A partir de la relación exponencial existente entre las propiedades elásticas de un material y la porosidad que presenta (ecuaciones 2 y 3), se puede calcular el valor de E y G que tendría un material monofásico de $ZrTiO_4$ con 0 % de porosidad.

$$E = E_0 e^{(-bP)} \quad (2)$$

$$G = G_0 e^{(-bP)} \quad (3)$$

E y G son el módulo de elasticidad y de cizalla, respectivamente, de un material con un valor de porosidad P. E_0 y G_0 son los valores del módulo de elasticidad y de cizalla del material con 0 % de porosidad, y b es un parámetro que depende de la morfología de los poros presentes en el material y del coeficiente de Poisson. Por tanto, las ecuaciones 2 y 3 se pueden usar para calcular E_0 y G_0 de un mismo material con distinto grado de porosidad siempre que b sea constante. En el caso de Z0T50 vemos que el coeficiente de Poisson del material sinterizado durante 4h es distinto de los valores de los materiales sinterizados durante 8 y 12h. Por tanto, no se puede asegurar que b sea constante para los tres materiales.

Sin embargo, en general, el efecto que originan pequeñas variaciones en el coeficiente de Poisson en las propiedades de los materiales, suele ser muy pequeño. Con el fin de evaluar si estas diferencias en el coeficiente de Poisson afectan al cálculo de E_0 y G_0, se realizaron ajustes con los valores de los tres materiales Z0T50 y con los valores de los dos materiales Z0T50 más densos (Z0T50-8h y Z0T50-12h) (Tabla 2).

Tabla 2. Valores de E_0 y G_0 calculados usando las ecuaciones 2 y 3 con los datos de los materiales Z0T50.

	E_0 (GPa)	G_0 (GPa)
Ajuste con los valores de los materiales Z0T50-4h, Z0T50-8h y Z0T50-12h	157 ± 7	59 ± 2
Ajuste con los valores de los materiales Z0T50-8h y Z0T50-12h	161 ± 13	61 ± 5

La tabla 2 muestra valores de E_0 y G_0 similares. Por tanto, el valor del módulo de elasticidad y de cizalla de un material monofásico de $ZrTiO_4$ con 0% de porosidad es ≈ 160 GPa y ≈ 60 GPa, respectivamente.

La figura 4 muestra cómo evoluciona el módulo de elasticidad de los materiales Z0T50 sinterizados durante 4, 8 y 12h en función de la temperatura.

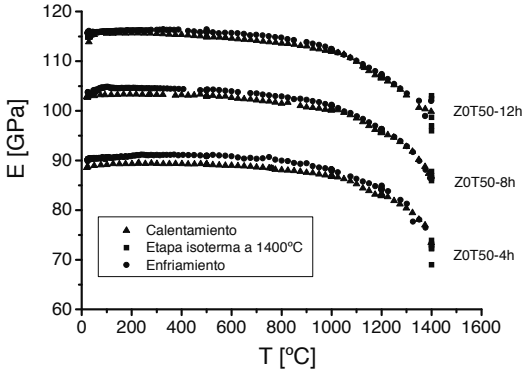


Figura 4. Evolución de E con la temperatura de los materiales Z0T50-4h, Z0T50-8h y Z0T50-12h.

Se puede observar qué la porosidad afecta al valor inicial del módulo de elasticidad, pero no afecta a la forma en que este evoluciona con la temperatura. La evolución del módulo de elasticidad de los tres materiales Z0T50 con la temperatura no sigue la relación exponencial demostrada por Wachtman y col. [5].

La figura 5 muestra la evolución del módulo de elasticidad con la temperatura del material ZT70. Se puede observar que entre temperatura ambiente y T ≈ 400ºC se produce un descenso significativo del módulo de elasticidad (≈ 6%). Este descenso se debe a la presencia de t-ZrO_2 y c-ZrO_2 en este material, ya que la variación que sufre el módulo de elasticidad de materiales de t-ZrO_2 y c-ZrO_2 entre temperatura ambiente y T ≈ 400ºC es ≈ 20% [6]. A partir de T ≈ 400ºC la evolución del módulo de elasticidad para el material ZT70 es igual que la de los materiales de Z0T50. Es decir, a partir de T ≈ 400ºC la evolución del módulo de elasticidad del material ZT70 viene determinada por la presencia de $ZrTiO_4$ en el material, ya que el valor del módulo de elasticidad de materiales de t-ZrO_2 y c-ZrO_2 no sufre una variación significativa (≈ 2%) entre T ≈ 400ºC y T ≈ 1300ºC [6].

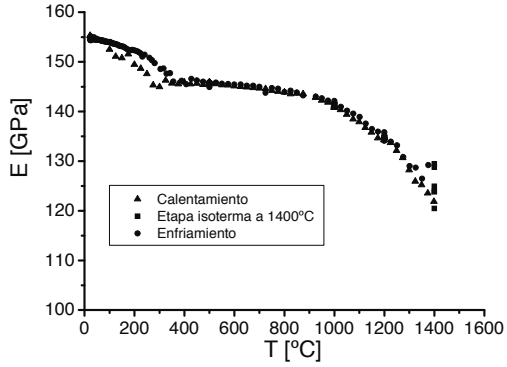


Figura 5 .Evolución de E con la temperatura del material ZT70.

La figura 6 muestra la evolución del módulo de elasticidad con la temperatura del material ZT50. Se puede observar cómo la evolución del módulo de elasticidad en este material es muy diferente de la observada en el resto de materiales debido a la presencia de microgrietas. Durante el calentamiento entre temperatura ambiente y T ≈ 700ºC se van cerrando las microgrietas progresivamente sin que el valor del módulo de elasticidad sufra una variación significativa. A partir de T ≈ 700ºC el valor del módulo de elasticidad comienza a aumentar hasta llegar a un valor máximo a T ≈ 1200ºC. A partir de esa temperatura la evolución del módulo de elasticidad es similar al del resto de materiales, es decir, el valor del módulo de elasticidad desciende hasta T = 1400ºC y durante el enfriamiento el valor del módulo de elasticidad aumenta. Pero en el caso del material ZT50 ese aumento se detiene a T ≈ 600ºC. A partir de T ≈ 600ºC el valor del módulo de elasticidad decrece significativamente hasta el valor inicial a temperatura ambiente. Este descenso tan pronunciado a partir de T ≈ 600ºC se debe a la apertura de las microgrietas cómo consecuencia de las tensiones residuales generadas en el enfriamiento debido a la anisotropía cristalográfica en el coeficiente de expansión térmica que presenta el $ZrTiO_4$.

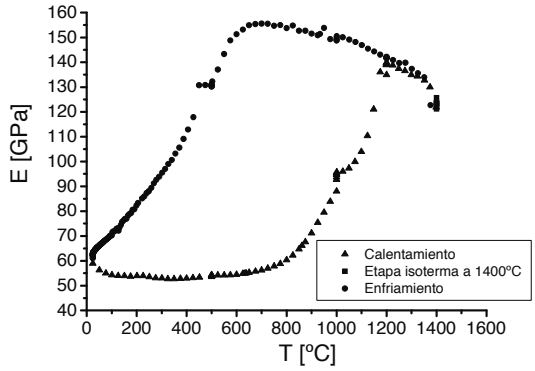


Figura 6. Evolución de E con la temperatura del material ZT50.

La figura 7 muestra la evolución del módulo de elasticidad del material ZT50 cuando es calentado a distintas temperaturas. Se puede observar cómo el valor final del módulo de elasticidad a temperatura ambiente es mayor que el valor inicial cuando la temperatura de calentamiento es inferior a 1200ºC. Si la temperatura de calentamiento es superior a 1200ºC, el valor final del módulo de elasticidad del material ZT50 a temperatura ambiente es igual al valor inicial. Esta evolución tan distinta del módulo de elasticidad se debe a que por debajo de esa temperatura de calentamiento (1200ºC), las microgrietas presentes en el material no se cierran completamente, por lo que en el enfriamiento, las tensiones residuales que se generan pueden ser acómodadas por las microgrietas que quedan sin cerrar y el valor del módulo de elasticidad no desciende hasta el valor original debido a una apertura gradual de microgrietas. Si la temperatura de calentamiento es superior a 1200ºC, las microgrietas presentes en el material ZT50 se cierran por completo y las tensiones residuales que se generan durante el enfriamiento vuelven a abrir todas las microgrietas a lo largo del material disminuyendo el valor del módulo de elasticidad hasta el valor inicial a temperatura ambiente.

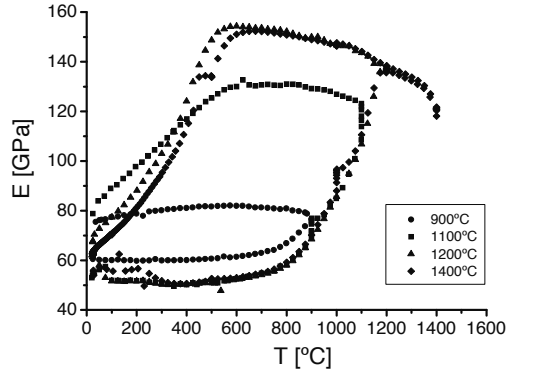


Figura 7. Evolución de E con la temperatura del material ZT50 a distinta temperatura máxima de calentamiento.

La figura 8 muestra la evolución del módulo de elasticidad del material ZT50 que previamente había sido calentado hasta 900ºC (fig. 7). En la figura 8 se puede observar que a partir de T ≈ 1200ºC se cierran todas las microgrietas y en el enfriamiento a T ≈ 600ºC se vuelven a abrir todas las microgrietas cerradas cómo consecuencia de las tensiones residuales creadas y se produce el descenso del valor del módulo de elasticidad. A temperatura ambiente el valor del módulo de elasticidad después de este tratamiento es menor que el inicial, y es igual al valor que tenía el material ZT50 antes del tratamiento térmico previo a 900ºC (fig. 7). Por tanto, se puede observar que este comportamiento es reversible.

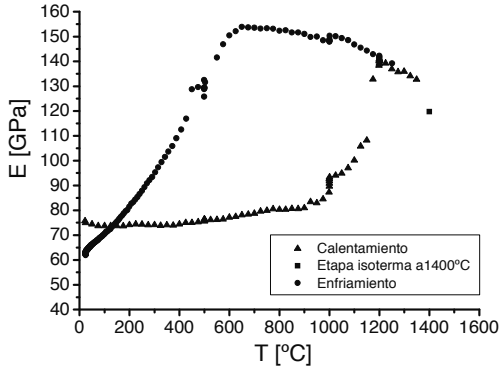


Figura 8. Evolución de E con la temperatura del material ZT50 tratado previamente a T = 900ºC

4. CONCLUSIONES

Es la primera vez que se han determinado propiedades elásticas y se ha estudiado la evolución del módulo de elasticidad con la temperatura de materiales de titanato de circonio.

El módulo de elasticidad y de cizalla de un material monofásico de $ZrTiO_4$ con 0% de porosidad es ≈ 160 GPa y ≈ 60 GPa, respectivamente.

Las propiedades elásticas y la evolución del módulo de elasticidad con la temperatura del material compuesto de titanato de circonio con circona cúbica y tetragonal están determinadas por la presencia de circona cúbica y tetragonal.

La presencia de microgrietas en el material compuesto de titanato de circonio con circona cúbica determina los valores de las propiedades elásticas a temperatura ambiente y la evolución del módulo de elasticidad a alta temperatura.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen al Ministerio de Ciencia e Innovación la financiación económica dada a través del proyecto MAT2009-14369.

E. López-López agradece a la Comunidad de Madrid y al Fondo Social Europeo el contrato de investigación CPI/0552/2007. Además agradece a la fundación JECS

TRUST la financiación económica dada para realizar una estancia de dos meses en el Belgian Ceramic Research Centre.

REFERENCIAS

[1] Ikawa, H., Iwai, A., Iruta, K., Shimojima, H., Urabe, K. and Udagawa, S., *Phase transformation and thermal expansion of zirconium and hafnium titanates and their solid solutions*, J. Am. Ceram. Soc. 71, 120-127, (1988).

[2] López-López, E., Baudín, C. and Moreno, R., *Synthesis of Zirconium Titanate based materials by Colloidal Filtration and Reaction Sintering*, Int. J. Appl. Ceram. Technol., 2008, 5, 394-400 .

[3] López-López, E., Baudín, C. and Moreno, R., *Thermal expansion of zirconia-zirconium titanate materials obtained by slip casting of mixtures of Y-TZP-TiO_2*, J. Eur. Ceram. Soc., 2009, 29, 3219-3225.

[4] López-López, E., SanJuán, M. L., Moreno, R. and Baudín, C. *Phase evolution in reaction sintered zirconium titanate materials*, J. Eur. Ceram. Soc., 2010, 30, 981-991.

[5] Wachtman, J. B., Jr., Tefft, W. E., Lam, D. G., Jr. and Apstein, C. S., *Exponential temperature dependence of Young's modulus for several oxides*, Phys. Rev., 1961, 122, 1754-1759.

[6] Adams, J. W., Ruh, R. and Mazdiyasni, K. S., *Young's modulus, flexural strength, and fracture of yttria-stabilized zirconia versus temperature*, J. Am. Ceram. Soc., 1997, 80, 903-908.

COMPORTAMIENTO MECÁNICO DE CINTAS SUPERCONDUCTORAS DE YBaCuO A 300 K Y 77 K

K. Konstantopoulou[1], J. Y. Pastor[1], J. J. Roa[2], M. Segarra[2]

[1] Departamento de Ciencia de Materiales, E. T. S. de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos. Universidad Politécnica de Madrid, C/Profesor Aranguren s/n, 28040, Madrid, España.
E-mail: konstantina@mater.upm.es

[2] Departamento de Ciencia de Materiales e Ing. Metalúrgica, Universidad de Barcelona. Facultad de Química, C/Martí y Franqués 1, 33204, Barcelona, España.
E-mail: jjrr_cons@hotmail.com

RESUMEN

En el presente trabajo se han analizado las propiedades mecánicas de cintas monofilamento de YBaCuO a temperatura ambiente y a temperatura de funcionamiento, 77 K. Las cintas han sido fabricadas por American Superconductors y están formadas por un núcleo cerámico embebido en una matriz metálica. Para la caracterización mecánica de este material se realizaron ensayos de tracción y ensayos de fatiga, tanto a temperatura ambiente, 300 K, como a baja temperatura, 77 K, utilizando nitrógeno líquido como refrigerante. Por otra parte, se ha realizado un estudio fractográfico con el fin de identificar los parámetros que controlan el proceso de fractura. Los resultados experimentales muestran que las propiedades de las cintas mejoran a temperaturas criogénicas y todas ellas presentan un comportamiento elastoplástico independientemente de la temperatura del ensayo.

ABSTRACT

In the present study, have been researched the mechanical properties of superconductor tapes at room temperature and at service temperature, 77 K. The tapes have been produced by American Superconductors and are composed of a ceramic nucleus that is embedded in a metallic matrix. About the study of their mechanical properties have been carried out mechanical tensile strength tests and mechanical fatigue tests, both at room temperature, 300 K and low temperature, 77 K Moreover, has been studied the fracture surface of the tested tapes in order to investigate the parameters that control the fracture process. The obtained results present that the mechanical properties of the tapes are better at low temperature and all of them present an elastoplastic behaviour regardless of the test temperature.

PALABRAS CLAVE: YBaCuO, comportamiento mecánico, cintas, superconductores, criogenia.

1. INTRODUCCIÓN

Desde el descubrimiento de los materiales superconductores de alta temperatura crítica (SAT), muchas investigaciones se han centrado en la fabricación de imanes superconductores flexibles, asequibles y con alta capacidad de transporte de la corriente eléctrica.

La extraordinaria capacidad de los SAT ha superado con creces los mínimos requeridos para las distintas aplicaciones comerciales [1], pero su aplicación en imanes superconductores, cables de potencia, bobinados para motores etc. [2-3] sólo puede ser viable si alcanzan las propiedades mecánicas necesarias para soportar las tensiones y deformaciones a tracción generadas durante la manipulación, las intensas fuerzas de Lorentz inducidas en presencia de campos magnéticos y corrientes eléctricas.

Para todas estas aplicaciones los SAT deben tolerar una cierta deformación crítica, ε_{Crit}, que se define como la deformación mecánica máxima que pueden soportar sin que se degrade la corriente crítica, I_C, y que es del orden de 0,2%. Además, el límite elástico debería encontrarse en el intervalo de 100 y 300 MPa [4].

En el caso de las cerámicas masivas se cumple esta última condición, pero son muy frágiles y sin apenas deformación a rotura. Por esta razón, es necesario el desarrollo de cintas superconductoras formadas por núcleos o filamentos cerámicos embebidos en una matriz metálica.

El recubrimiento externo metálico de las cintas aporta cierta flexibilidad a la misma, lo que facilita su manipulación y moldeabilidad y protege los SAT de las agresiones externas del medio. Este es un factor muy importante que los SAT son muy sensibles a la degradación por presencia de agua.

Por otro lado, hay muy pocos estudios sobre las propiedades mecánicas de cintas superconductoras y especialmente en las condiciones de servicio, 77 K. En este trabajo se pretende estudiar el comportamiento mecánico y los mecanismos de deformación y rotura de estas cintas tanto a 300 K como a 77 K.

2. EL MATERIAL

Se ha estudiado el comportamiento mecánico en función de la temperatura de cintas monofilamento fabricadas por American Superconductors. Las dimensiones de las cintas estudiadas son 4,18 mm de anchura y 0,13 mm de espesor y fueron embebidas en una matriz metálica de Cu-Zn con Ag como elemento de unión entre las fases (figura 1).

3. TÉCNICAS EXPERIMENTALES

Para la caracterización mecánica de las cintas se realizaron ensayos de tracción y de fatiga a lo largo de la dirección longitudinal de la cinta usando una máquina servo-hidráulica (Instron 850). Ambos ensayos fueron realizados a temperatura ambiente, 300 K y baja temperatura, 77 K, utilizando una cámara criogenica desarrollada para este propósito como se verá más adelante.

La cinta se cortó en pequeños trozos de 90 mm de longitud y se sujetaron mediante mordazas de latón especialmente diseñadas para muestras de espesores del orden de centenares de micras. La longitud libre entre las mordazas fue de 60 mm. Las mordazas estaban conectadas al actuador y a la célula de carga mediante sendas rótulas para asegurar el alineamiento del sistema.

En el caso de los ensayos a baja temperatura, se usó nitrogeno líquido como refrigerante y además un tubo de acero inoxidable (dewar) recubierto de poliuretano, que se colocó desde la parte inferior hasta la altura deseada para que todo el sistema quedara sumergido en el nitrógeno líquido, durante todo el ensayo. La deformación se midió durante el ensayo mediante un extensómetro miniatura de bajo peso (Epsilon Model 3442).

Antes de comenzar el ensayo a baja temperatura se llenó todo el Dewar con nitrógeno líquido. Mientras tanto, se aplicaba una carga constante de tracción de 10 N con el fin de mantener el sistema alineado y evitar sobrecargas o la flexión de la cinta debida al enfriamiento. Se llenó el Dewar con nitrógeno líquido hasta que el actuador de la máquina dejó de moverse para mantener la carga constante y compensar las contracciones térmicas diferenciales. Una vez alcanzada esta condición y sabiendo que se había alcanzado el equilibrio térmico, se inició el ensayo. Por una parte, los ensayos de tracción se realizaron en control de posición y la velocidad del actuador fue de 100 μm/min. Por otra parte, los ensayos de fatiga se realizaron en control de carga, con una onda de carga sinusoidal. La frecuencia del ensayo fue de 40 Hz y la relación de tensiones, R, que se define como el cociente entre la tensión mínima y la tensión máxima fue igual a 0,1.

El estudio fractográfico de las cintas ensayadas se realizó mediante microscopía electrónica de barrido (SEM). Para el estudio microestructural, la sección longitudinal de las cintas, fue embutida en resina epoxi y pulida hasta un acabado de 1 μm, con el fin de eliminar el recubrimiento metálico. La superficie se estudió tanto mediante microscopía electrónica de barrido como mediante microscopía óptica.

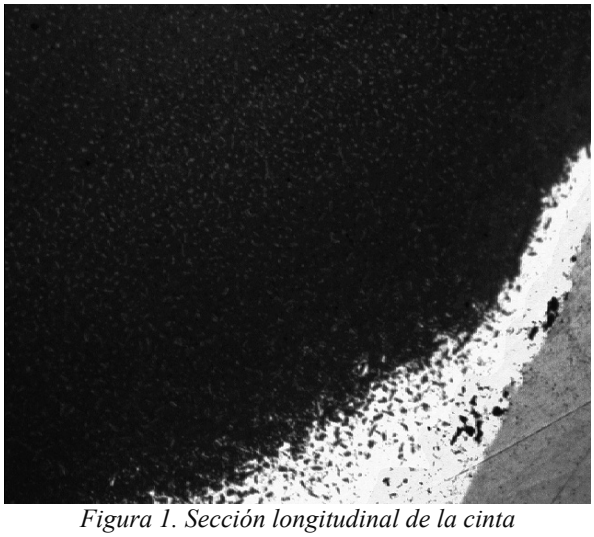


Figura 1. Sección longitudinal de la cinta superconductora. Se puede observar el núcleo cerámico superconductor (negro),el recubrimiento metálico de Ag (blanco) y el recubrimiento exterior de Cu-Zn (gris).

4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

4.1. Microestructura

Se estudió la microestructura de la cinta de YBaCuO y en la figura 1 se muestra la sección longitudinal. El núcleo cerámico es un monofilamento de YBaCuO recubierto por una capa de una aleación Cu-Zn. También se ha detectado mediante análisis de elementos, la presencia de Ag, que ofrece mejor adhesión entre el superconductor y el recubrimiento, no reacciona con el cerámico superconductor durante los largos tratamientos térmicos y es permeable al oxígeno [5]. En el núcleo cerámico como se puede ver en la figura 2, se ha observado la presencia de porosidad y la distribución del elemento Y-211, que contiene el YBaCuO.

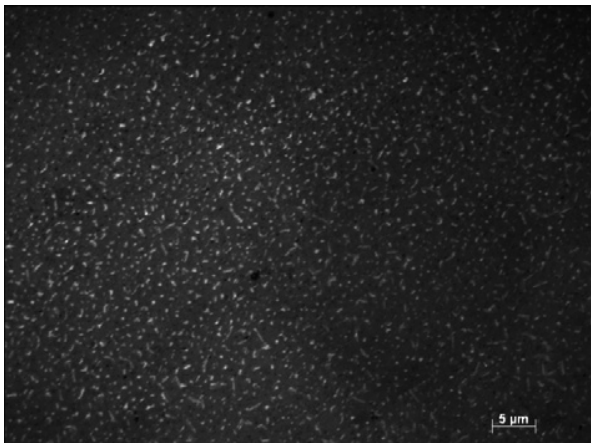


Figura 2. Superficie de la microestructura del núcleo cerámico de YBaCuO. Corte longitudinal de la cinta mostrando la porosidad (puntos negros) observada y la distribución de la Y-211 (puntos blancos).

4.2. Comportamiento a tracción

Se realizaron siete ensayos de tracción a temperatura ambiente (300 K) y cuatro ensayos a temperatura de servicio (77 K). Las propiedades mecánicas medias de la cinta se obtuvieron de las curvas tensión-deformación (límite elástico al 0,2%, σ_y, tensión de rotura, σ_R o UTS, y deformación de rotura, ε_R) y se encuentran recogidas en la tabla 1, junto con sus errores cuadráticos medios correspondientes. En la figura 3, se pueden ver las curvas de tensión deformación de la cinta más representativas a temperatura ambiente y a baja temperatura.

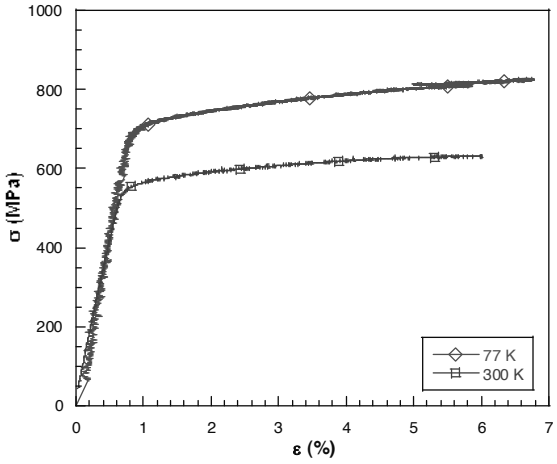


Figura 3. Curvas tensión-deformación de un ensayo uniaxial de tracción a 300 K y 77 K.

T (K)	E (GPa)	σ_y (MPa)	σ_0 (MPa)	σ_R (MPa)	E (%)
300	82,4 ± 4	57,8 ± 3	53,9 ± 3	64,2 ± 3	4,4 ± 0,5
77	88,8	70,9 ± 3	68,4 ± 8	82,8 ± 3	6,3 ± 0,2

Tabla 1. Comportamiento mecánico a tracción de las cintas de YBaCuO a 300 K y 77 K.

Todas las curvas tensión-deformación presentaron una zona elástica lineal seguida de una región plástica bastante amplia. En el inicio de la zona plástica se observó una ligera inestabilidad, caracterizada por un incremento de la deformación sin aumentar la tensión. En el caso de los ensayos criogénicos es más difícil observar esta inestabilidad debido a las fluctuaciones térmicas, que también impidieron la determinación del módulo de elasticidad con precisión ya que en la mayoría de los ensayos se observó una zona inicial de deslizamiento de las patas del extensómetro sobre la superficie del superconductor.

El límite elástico presentó un valor bajo tanto a la temperatura ambiente como a 77 K. Sin embargo, a baja temperatura se observó un significativo aumento del límite elástico, que alcanzó el 20% del valor obtenido a temperatura ambiente. En general, se observó una mejora de las propiedades mecánicas de la cinta a la temperatura del servicio, 77 K.

Adicionalmente, como puede apreciarse en la Figura 3, las cintas presentaron muy poco endurecimiento durante la deformación plástica. Este efecto es particularmente poco intenso en los ensayos realizados a temperatura ambiente. Este fenómeno es el responsable de que a baja temperatura la resistencia y la deformación de rotura de las cintas superconductoras sean mayores (28 y 45 %, respectivamente que a 300 K.

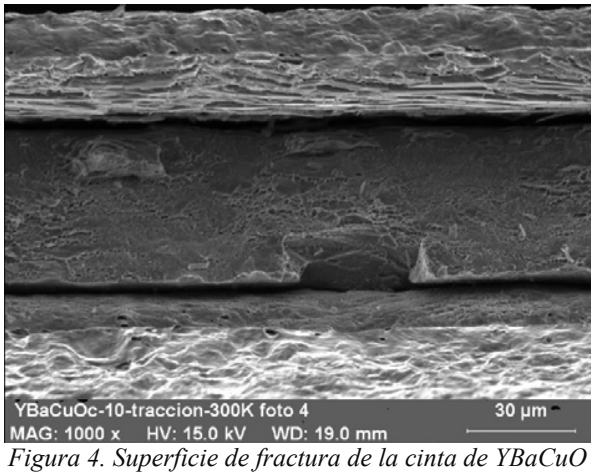


Figura 4. Superficie de fractura de la cinta de YBaCuO ensayada a tracción uniaxial a 300 K. Se muestra una superficie de fractura macroscópicamente plana y el inicio de la rotura del material (defecto).

Como consecuencia de esta mayor deformación a rotura, las superficies de fractura de las probetas ensayadas a baja temperatura presentaron una mayor deformación microestructural, como puede verse en las figuras 4 y 5, dando lugar a una superficie de fractura más rugosa y curvada. Este fenómeno puede explicar el aumento de la resistencia mecánica a baja temperatura [6].

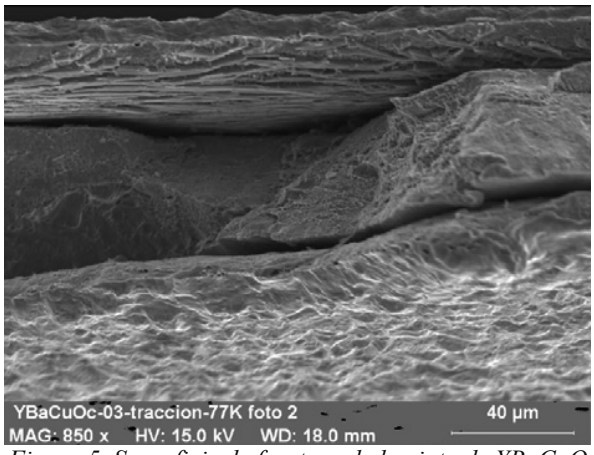


Figura 5. Superficie de fractura de la cinta de YBaCuO ensayada a tracción uniaxial a 77 K. Se muestra una superficie de fractura curvada y rugosa.

Figura 6. Superficie de fractura de la cinta de YBaCuO ensayada a tracción uniaxial a 300 K. Se muestra una superficie de fractura frágil y también se puede ver el defecto crítico entre el superconductor y el metal que produjo la rotura.

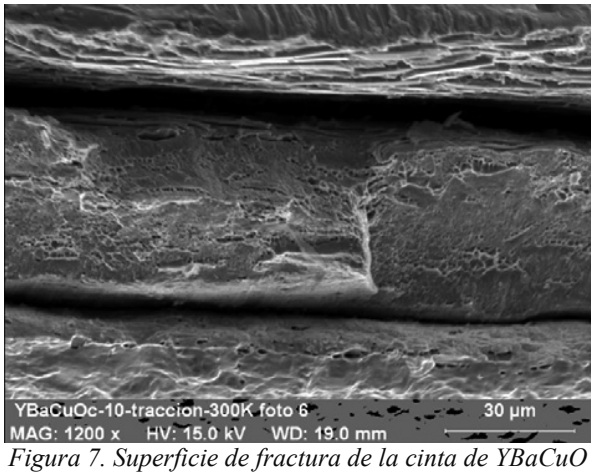


Figura 7. Superficie de fractura de la cinta de YBaCuO ensayada a tracción uniaxial a 300 K. Se muestra la recohesión entre el superconductor y el recubrimiento metálico.

Las superficies de rotura mostraron una fractura típicamente frágil en el núcleo cerámico (Figura 6), en el cual puede encontrarse el defecto crítico que da lugar a la rotura del material. Al progresar esta grieta inicial y encontrarse con la intercara metal-cerámico, también se observó una decohesión entre el superconductor y el recubrimiento, debido a la mala adhesión entre las dos regiones (Figura 7).

4.3. Comportamiento a fatiga

El estudio del efecto de la fatiga mecánica en la cinta de YBaCuO se realizó con tres amplitudes de carga diferentes. Las amplitudes de carga se eligieron de tal manera que la tensión máxima fuera el 35%, el 50% y el 70% del valor medio del límite elástico al 0,2% obtenido en los ensayos estáticos, tanto a 300 K como a 77 K. Para cada amplitud de carga y temperatura se realizaron entre dos y cinco ensayos válidos. En las Figura 8, se representan los ciclos de vida en fatiga en función de la tensión máxima del límite elástico de la cinta, a temperatura ambiente y a baja temperatura, respectivamente.

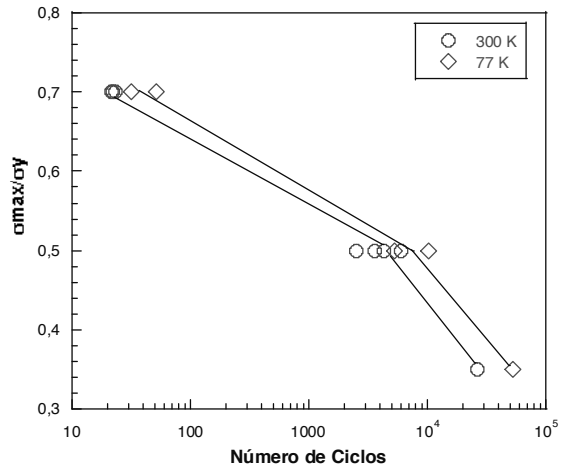


Figura 8. Vida de fatiga de las cintas de YBaCuO a 300 K y 77 K en función de la tensión máxima aplicada respecto al límite elástico al 0,2%..

Los resultados experimentales muestran que la cinta superconductora presenta vida en fatiga más larga a baja temperatura que a temperatura ambiente. Además, se puede apreciar que cuanto menor es la amplitud de carga, mayor es el número de ciclos que puede soportar la cinta, tal y como era de esperar. No obstante, es claro que cuando la tensión máxima aplicada supera el 50% del límite elástico del material, el material se degrada muy rápidamente y la vida en fatiga se reduce a unos pocos ciclos. Por este motivo, estos materiales no deberían ser utilizados en por encima de esta carga si se quiere garantizar su seguridad estructural para tiempos de vida por encima de los dos mil ciclos.

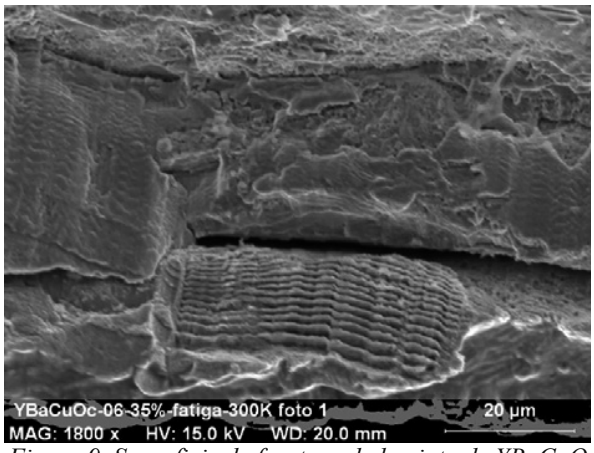


Figura 9. Superficie de fractura de la cinta de YBaCuO ensayada a fatiga a 300 K. La tensión máxima aplicada es el 35% del límite elástico. Se muestra la superficie escalonada tanto en el recubrimiento metálico como en el núcleo cerámico

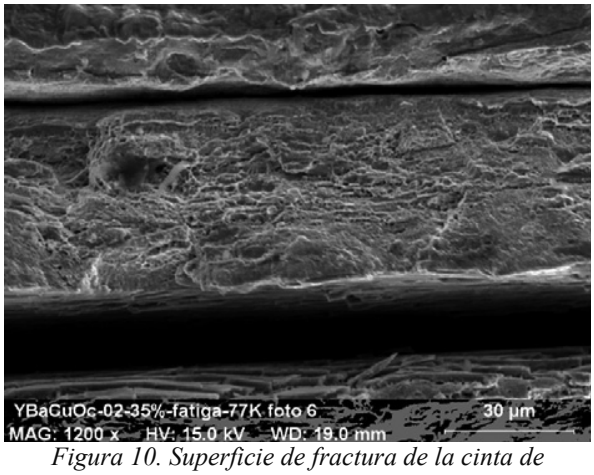


Figura 10. Superficie de fractura de la cinta de YBaCuO ensayada a fatiga a 77 K. La tensión máxima aplicada es el 35% del límite elástico. Se muestran las grietas generadas y su propagación en las zonas de mayor porosidad.

A partir del estudio fractográfico, se observa que la grieta principal que produjo la fractura de la cinta se nucleó a partir de defectos superficiales en la intercara entre el recubrimiento metálico y el superconductor (Figura 9). Estos defectos dieron lugar a la descohesión entre las fases, y la grieta se propagó a través de ambas produciendo, tanto en el metal como en la cerámica, una superficie escalonada típica la de rotura por fatiga.
Adicionalmente, en la superficie de fractura de la fase cerámica se observa como a consecuencia del proceso de fatiga del material, el daño se acumula en las zonas de mayor porosidad dando lugar a la nucleación de grietas que terminan interconectando poros cercanos. De esta forma se generan grietas de mayor tamaño que causan la degradación del comportamiento mecánico del material (Figura 10).

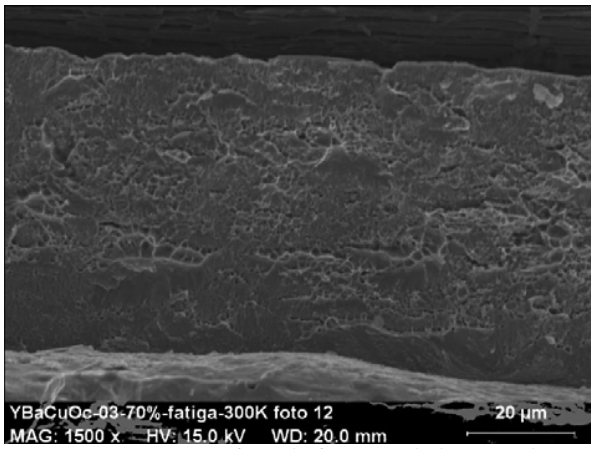


Figura 11. Superficie de fractura de la cinta de YBaCuO ensayada a fatiga a 77 K. La tensión máxima aplicada es el 70% del límite elástico. Se muestra la cantidad de grietas, que se generan en las zonas de mayor porosidad.

Los dos mecanismos referidos anteriormente son tanto más intensos cuanto mayor es la carga de fatiga a la que se somete el material (Figura 11).

Comparando las superfices de fractura de los materiales ensayados en fatiga a temperatura ambiente y a 77 K (Figuras 12 a 14), puede observarse que el aspecto de las superficies en ambas situaciones es similar. Los mecanismos que dan lugar a la degradación son los mismos pero en el caso de 77 K la propagación de las grietas en el material es más lento debido a la mayor resistencia del material, tal y como se ha mostrado anteriormente. Esto da lugar a que la resistencia a fatiga sea mayor a 77 K, aunque el efecto sólo es realmente significativo para cargas bajas. A cargas muy elevadas, dada la baja vida en fatiga del material y la dispersión típica de resultados en fatiga, los valores resultan estar muy cercanos (Figura 8).

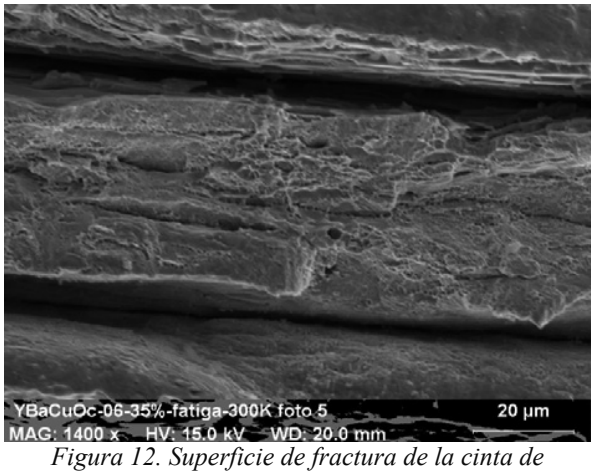


Figura 12. Superficie de fractura de la cinta de YBaCuO ensayada a fatiga a 300 K. La tensión máxima aplicada es el 35% del límite elástico. Superficie de fractura frágil con grietas transversales y perpendiculares.

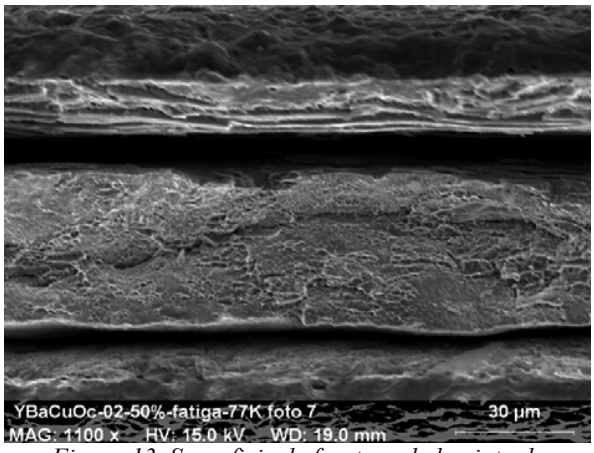


Figura 13. Superficie de fractura de la cinta de YBaCuO ensayada a fatiga a 77 K. La tensión máxima aplicada es el 50% del límite elástico. Se muestra la superficie de fractura frágil del superconductor y la propagación de grietas generadas en su superficie.

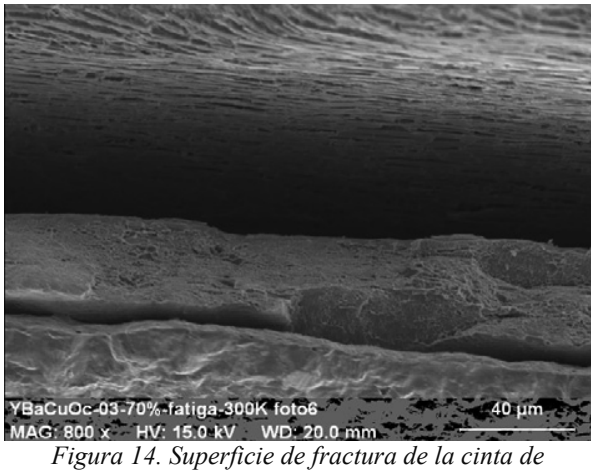


Figura 14. Superficie de fractura de la cinta de YBaCuO ensayada a fatiga a 300 K. La tensión máxima aplicada es el 70% del límite elástico. Se muestra la superficie de fractura frágil del núcleo cerámico y la recohesión significativa entre el superconductor y el recubrimiento.

5. CONCLUSIONES

Las conclusiones más relevantes de este estudio sobre la cinta superconductora de YBaCuO son las siguientes.

- La resistencia mecánica, el módulo de elasticidad y la deformación a rotura de las cintas superconductoras aumentan muy significativamente (por encima del 20%) a temperatura de trabajo, respecto de los valores obtenidos a temperatura ambiente.
- La degradación por fatiga de las cintas superconductoras es muy intensa para cargas máximas por encima del 50% del límite elástico al 0,2%.
- La resistencia a fatiga se incrementa a baja temperatura, aunque este efecto sólo es particularmente intenso cuando la carga máxima está por debajo del 50% del límite elástico al 0,2%
- Los micromecanismos de fractura en condiciones de fatiga parecen ser los mismos a temperatura ambiente y a baja temperatura, la diferencia está en la velocidad de la propagación del daño.
- Para utilizar estos materiales en condiciones de cargas cíclicas durante largos periodos de tiempo habrá que estar en condiciones carga máxima muy baja si se quiere garantizar su integridad estructural a largo plazo.

AGRADECIMIENTOS

Este trabajo ha sido financiado por el Ministerio de Ciencia e Innovación, CSD00C-06-14102, y MAT2009-13979-C03-02, y la Comunidad de Madrid, S-S2009/MAT-1585-ESTRUMAT2.

REFERENCIAS

[1] Tixador, P., "Developmente of superconducting power devices in Europe", *Physica C*, pag. 971-979, 470 (2010).

[2] Obradors, X., "Superconductividad I. Retos Científicos", Revista Española de Física 16 (1), (2002)

[3] Obradors, X., "Superconductividad I. Retos Científicos", Revista Española de Física 16 (2), (2002)

[4] Salazar, A., "Propiedades mecánicas de cerámicos superconductores de BiSrCaCuO y sus compuestos". *Tesis Doctoral*, Madrid 2003.

[5] Svistunov, V. M., Trenkov, V. Yu., D`yachenko, A. I., Chernyak, O. I., Aoki, R., "Contact phenomena in Ag-YBaCuO composites", *Physica C*, pag.177-184, 303 (1998).

[6] Konstantopoulou, K., Pastor, J. Y., Roa, J. J., Segarra, M., "Comportamiento mecánico de materiales masivos superconductores de segunda generación en función de la temperatura", *Ciência & Tecnologia dos Materiais*, pag. 39-46, 22 (2010).

TENACIDAD Y TRABAJO DE FRACTURA DE UN MATERIAL FRÁGIL DE ALÚMINA

A. García-Prieto, C. Baudín[1]

[1] Instituto de Cerámica y Vidrio. Campus de Cantoblanco- CSIC. Kelsen 5, 28049, Madrid, España.
E-mail: cbaudin@icv.csic.es
anag@icv.csic.es

RESUMEN

Los ensayos de fractura estable son necesarios para la determinación precisa de la tenacidad de fractura. Utilizando la apertura de los labios de la grieta como parámetro de control se han alcanzado ensayos de fractura estable en flexión en tres puntos para materiales cerámicos frágiles. En este trabajo se analizan ensayos de fractura de probetas prismáticas de un material de alúmina de grano fino con grietas rectas en forma de "V" (SEVNB). Se comparan los resultados obtenidos en control por CMOD y en control por desplazamiento, utilizando velocidades de deformación similares.

ABSTRACT

Stable fracture tests are required for the accurate determination of the fracture toughness data. Stable fracture tests have been performed for brittle ceramics by using the crack mouth opening displacement (CMOD) as a control parameter. In this work, fracture tests have been analysed for three points bending of Single Edge V-Notch Beams of fine grained alumina ceramics. The CMOD controlled tests are compared to that previously obtained with similar rate of the deformation of the specimens for this material.

PALABRAS CLAVE: Alúmina, CMOD, Fractura estable.

1. INTRODUCCIÓN

En general, la caracterización del comportamiento en fractura de los materiales cerámicos se realiza en términos del factor crítico de intensidad de tensiones en modo I, K_{IC}, determinado a partir de la carga máxima en un ensayo de fractura inestable, realizado usando el desplazamiento como variable de control. Los valores de K_{IC} así obtenidos son superiores a los reales porque el trabajo realizado sobre la probeta no se invierte exclusivamente en la propagación de la grieta (p.ej. para α-SiC denso, K_{IC} ~ 4 y 3 $MPa \cdot m^{1/2}$ para ensayos inestables y estables respectivamente) [1]. Por lo tanto, la determinación precisa de K_{IC} de materiales cerámicos requiere la realización de ensayos de fractura estable, los cuales, además, proporcionan valores del trabajo de fractura.

En los ensayos de tenacidad de fractura la probeta se deforma por desplazamiento del marco de carga. Este desplazamiento se controla por una velocidad constante y creciente de la posición del marco de carga (control por desplazamiento), de la carga aplicada (control por carga) o de cualquier parámetro relacionado con el crecimiento de la grieta tal como la longitud de grieta o la apertura de los labios de la grieta (CMOD, Crack Mouth Opening Displacement).

Desde los trabajos iniciales de Nakayama y col. [2,3] y Tattersall y Tappin [4], se han realizado numerosos esfuerzos para obtener ensayos estables de materiales cerámicos en control por desplazamiento mediante la combinación de geometrías especiales de grieta, máquinas muy rígidas y velocidades muy lentas de desplazamiento del marco de carga. Así se han conseguido ensayos de fractura estable para materiales tan frágiles como el vidrio [2,5] y MgO de grano fino [4] utilizando máquinas de ensayo muy rígidas, pero la geometría de grieta tipo Chevron es difícilmente reproducible en materiales cerámicos.

La fractura estable de probetas en ensayos de flexión en tres puntos (SENB: Single Edge Notch Beams) de materiales frágiles se puede discutir a partir del gráfico de la figura 1, de acuerdo con los estudios realizados por Sigl [6]. La curva corresponde a la fractura estable de un material totalmente frágil, con curva-R plana ("locus" de Griffith, tasa crítica de liberación de energía, G_C = constante). Esta curva representa la fractura que tiene lugar con una tasa de liberación de energía constante, G, igual a G_C. Cuando la línea recta que representa el proceso de carga de la probeta intercepta la curva se satisface la condición de crecimiento de grieta ($G=G_C$). Con el fin de conseguir un crecimiento controlado de grieta o fractura estable, G debe mantenerse en su valor crítico, por lo que son necesarios valores decrecientes del desplazamiento del marco de carga (régimen I) seguidos de valores crecientes de este parámetro (régimen II). La relación carga-desplazamiento del régimen I se conoce normalmente como "snap-back" [7].

La extensión de las regiones correspondientes a los regímenes I y II depende de las propiedades del

material, del tamaño de la probeta, de la distancia entre los apoyos inferiores del sistema de carga, de la profundidad de la grieta y de la rigidez del sistema de carga. Para el mismo material y la misma geometría de ensayo, máquinas rígidas y grietas profundas aumentan la extensión del régimen II. En este caso, la fractura estable puede alcanzarse controlando la velocidad creciente del desplazamiento del marco de carga porque aumentos en el desplazamiento después de alcanzar la carga máxima todavía permiten seguir la condición para crecimiento estable de la grieta, $G=G_C$.

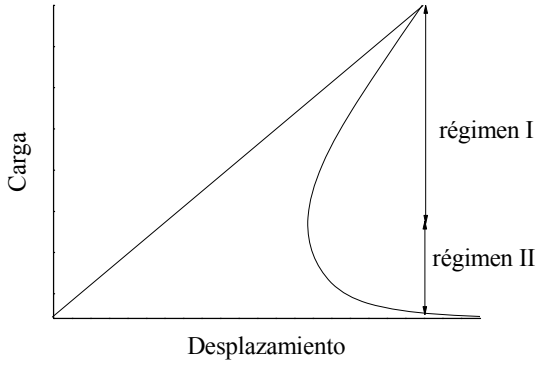


Figura 1. Curva teórica carga-desplazamiento para un ensayo de flexión en tres puntos de probetas prismáticas con grietas rectas.

De la figura 1 está claro que no se pueden conseguir ensayos de fractura estable en control por carga puesto que la carga no es un parámetro que crezca continuamente durante todo el ensayo, una vez que se inicia el crecimiento de grieta al alcanzar el valor de carga máxima, la carga se relaja.

Se han conseguido ensayos de fractura estable usando probetas SENB en flexión en tres puntos para materiales cerámicos con comportamiento de curva-R. Por ejemplo, para materiales refractarios silicoaluminosos y de alta alúmina [3], grafito [5,8], alúmina densa con tamaño de grano relativamente grande (d_{50} ~ 5.5 μm) y para compuestos de alúmina-titanato de aluminio de grano fino (alúmina: d_{50} ~ 3.2–3.9 μm, titanato de aluminio: d_{50} ~ 2.2 μm) [9]. Por el contrario para materiales frágiles, con curva-R plana, solo se conseguirían ensayos estables para grietas muy profundas y máquinas de ensayo muy rígidas, esto en la práctica es difícil de conseguir pues no se pueden mecanizar grietas muy profundas en probetas de materiales cerámicos sin provocar su rotura. En este sentido, curvas carga-desplazamiento mostrando fractura inestable o disminuciones repentinas de carga ("pop-in") seguidas de propagación estable (fractura semiestable) se han registrado para materiales de alúmina de grano fino (d_{50} ~ 3.5 μm) [9] y para nitruro de silicio [10].

Una solución a la dificultad para conseguir ensayos estables para materiales frágiles en control por desplazamiento viene dada por la realización de ensayos en los cuales la variable de control crece de manera monótona durante todo el proceso de fractura en cualquier geometría de ensayo, incluso si el equipo utilizado no es totalmente rígido, por lo que se puede realizar el ensayo utilizando una rampa creciente de esta variable.

De los tres parámetros de control, carga, desplazamiento y apertura de los labios de la grieta (CMOD), esta última crece de manera monótona durante todo el proceso de fractura. Por lo tanto será posible la consecución de ensayos estables utilizando la apertura de los labios de la grieta (CMOD) como parámetro de control. Hasta la fecha solo se han conseguido ensayos estables en control por la apertura de los labios de la grieta en el caso de cementos de alta tensión de fractura [7] y para un material cerámico con comportamiento de curva-R como es la circona tetragonal policristalina estabilizada con ytria (Y-PSZ) [11,12,13], utilizando máquinas de ensayo hidráulicas, en condiciones en las que el ensayo en control por desplazamiento no sería estable.

Con el fin de realizar de forma rutinaria ensayos de fractura estable de materiales cerámicos los autores de este trabajo desarrollaron un nuevo dispositivo experimental que utiliza la señal analógica correspondiente a la apertura de los labios de la grieta (CMOD), medida por un micrómetro óptico de alta precisión, para controlar una máquina de ensayos electromecánica [14,15]. De esta manera se han conseguido alcanzar ensayos de fractura estable para un material cerámico frágil, tal como espinela de magnesio-aluminio de grano fino, obteniéndose un valor de tenacidad de fractura un 65% inferior al valor obtenido en ensayos inestables [14].

Los materiales de alúmina (Al_2O_3) son unos de los materiales cerámicos con mayor número de aplicaciones estructurales, en las que se requieren alta dureza e inercia química. Los materiales de alúmina presentan un comportamiento en fractura fuertemente dependiente de su tamaño de grano. Así, en función de este parámetro, pueden presentar curva R o un comportamiento frágil, caracterizado por una curva R plana. En la literatura existen valores de la tenacidad de fractura y el trabajo de fractura de materiales de alúmina de grano grueso (>5μm) [9], para los cuales es relativamente sencillo realizar ensayos de fractura estable. Sin embargo, no existen datos de ensayos de fractura estable para materiales de alúmina de grano fino, con curva R plana.
En este trabajo se analizan ensayos de fractura de probetas prismáticas de un material de alúmina de grano fino con grietas rectas en forma de "V" (SEVNB) en flexión en tres puntos. Se comparan los resultados obtenidos en control por CMOD y en control por desplazamiento, utilizando velocidades de deformación similares.

2. EXPERIMENTAL

Para la realización de los ensayos de fractura estable usando como parámetro de control la apertura de los labios de la grieta se ha seleccionado una alúmina de grano fino, que es un material cerámico frágil, con un valor de tenacidad de fractura de 2.9 $MPa\cdot m^{1/2}$, determinado en ensayos de fractura semiestable en control por desplazamiento [9].

El material caracterizado ha sido una alúmina de grano fino, con densidad de 3.91 ± 0.01 g/cm^3 y módulo de Young de 379 ± 8 GPa y un tamaño de grano medio de 3.5 ± 0.3 µm. Este material de alúmina fue obtenido por colaje en moldes de escayola de una suspensión estable de alúmina Al_2O_3 y sinterizado en aire con una velocidad de calentamiento y enfriamiento de 2 ºC/min hasta 1450 ºC y un tiempo de permanencia de 2 h. En la rampa de calentamiento se incluye un tratamiento isotermo a 1200ºC durante 4 h [9].

Para la determinación de la tenacidad de fractura se utilizan probetas prismáticas con grietas rectas de longitud conocida y forma en "V" (SEVNB, Single Edge V-Notch Beams) de 4 mm de espesor (B), 6 mm de anchura (W) y 50 mm de longitud. La grieta inicialmente se hace con un disco diamantado de 300 µm de espesor. Usando esta pre-grieta como guía, la parte restante de la grieta se corrige con una cuchilla de 150 µm de espesor, impregnada con pasta de diamante de 1 µm. Se han obtenido radios de fondo de grieta de alrededor de 15 µm (Figura 2). La profundidad relativa de la grieta, α = a/W (a = longitud de la grieta), es de 0.5.

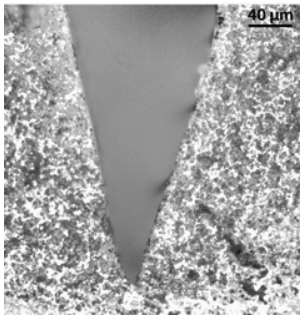


Figura2. Superficie lateral de una probeta del material de alúmina ensayado. Se muestra el fondo de grieta en forma de "V". Microscopia óptica de luz reflejada.

Las probetas prismáticas, SEVNB, del material de alúmina se someten a ensayos de flexión en tres puntos en una máquina de ensayos electromecánica universal (Microtest) [14,15]. Durante la realización de los ensayos se registran los valores de carga, desplazamiento, apertura de los labios de la grieta y tiempo, de forma constante. La apertura de los labios de la grieta se utiliza como parámetro de control durante el ensayo.

Se realizan ensayos a velocidad constante de apertura de los labios de la grieta (CMOD) de 1.8 µm/min. Se ha elegido una velocidad de 1.8 µm/min para caracterizar el material de alúmina de grano fino porque esta velocidad es similar a la utilizada en ensayos previos para este mismo material en control por desplazamiento (0.005 mm/min) [9].

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Crecimiento estable de grieta

La relación entre la carga aplicada y el factor de intensidad de tensiones en modo I para esta geometría de ensayo viene dada por la ecuación (1) [16]:

$$K_I = \frac{3PL}{2BW^{3/2}} K_\beta(\alpha) \tag{1}$$

donde P es la carga aplicada, L es la distancia entre los apoyos inferiores del marco de carga, B y W ya han sido definidas y $K_\beta(\alpha)$ es una función geométrica válida para cualquier valor de longitud de grieta relativa ($0 \le \alpha \le 1$) y relaciones de distancia entre los apoyos-anchura de la probeta ($\beta = L/W$) mayores que 2.5 ($2.5 \le \beta \le 16$) (ecuación 2) [16]:

$$K_\beta(\alpha) = \frac{\sqrt{\alpha}\left\{p_\infty(\alpha) + 4/\beta[p_4(\alpha) - p_\infty(\alpha)]\right\}}{(1-\alpha)^{3/2}(1+3\alpha)}$$

Las funciones $p_4(\alpha)$ y $p_\infty(\alpha)$ definidas en las ecuaciones (3) y (4) son polinomios cúbicos para $\beta = 4$ (equivalente a una probeta de referencia con L/W = 4) y $\beta = \infty$ (formalmente equivalente a flexión pura) [16].

$$p_4(\alpha) = 1.9 + 0.41\alpha + 0.51\alpha^2 - 0.17\alpha^3 \tag{3}$$

$$p_\infty(\alpha) = 1.99 + 0.83\alpha - 0.31\alpha^2 + 0.14\alpha^3 \tag{4}$$

La fractura tendrá lugar para una carga máxima aplicada (P_{max}) tal que el factor de intensidad de tensiones en modo I (K_I) en la punta de la grieta alcance el factor crítico de intensidad de tensiones en modo I (K_{IC}) del material, ecuación (5).

$$K_{IC} = \frac{3P_{\max}L}{2BW^{3/2}} K_\beta(\alpha) \tag{5}$$

Al dividir ambos términos de la ecuación 5 entre $\sigma_u/W^{1/2}$, se obtiene la ecuación (6) [7]:

$$\frac{K_{IC}}{\sigma_u W^{1/2}} = s = \frac{3P_{\max}L}{2\sigma_u BW^2} K_\beta(\alpha) \tag{6}$$

siendo σ_u la resistencia a tracción última y *s* un número adimensional que describe la fragilidad de la muestra.
De esta manera queda descrita la carga de forma adimensional según la ecuación (7) [7]:

$$\frac{P_{\max} L}{\sigma_u B W^2} = \frac{2s}{3K_\beta(\alpha)} \quad (7)$$

La deflexión de la probeta, de forma adimensional, viene dada por la ecuación (8) [7]:

$$\frac{\delta L}{\varepsilon_u W^2} = \frac{PL}{\sigma_u B W^2}\left[\frac{1}{4}\left(\frac{L}{W}\right)^3 + \frac{3}{2}\left(\frac{L}{W}\right)^2 g\left(\frac{a}{W}\right)\right] \quad (8)$$

siendo

$$g\left(\frac{a}{W}\right) = \left(\frac{a/W}{1-(a/W)}\right)^2 (5.58 - 19.578\left(\frac{a}{W}\right) + 36.82\left(\frac{a}{W}\right)^2 - 34.93\left(\frac{a}{W}\right)^3 + 12.77\left(\frac{a}{W}\right)^4 \quad (9)$$

En la figura 3 se representa la carga frente a la deflexión, en forma adimensional, de probetas para ensayos de flexión en tres puntos SENB, con una distancia entre los apoyos inferiores del marco de carga igual a 40 mm y una anchura de la probeta igual a 6 mm. En la figura 3 se muestra como primero la deflexión de la probeta disminuye con la carga (régimen I) y después la deflexión aumenta mientras la carga sigue disminuyendo (régimen II), para distintos valores de fragilidad de la muestra.

Según la Mecánica de Fractura Elástica Lineal (MFEL), para esta geometría de carga, (L = 40 mm y W = 6 mm), se alcanza crecimiento estable de grieta (régimen II) a partir de longitudes de entalla relativas (a/W) superiores a 0.45. La curva P-δ presenta una derivada positiva (snap-back) para a/W < 0.45 y una derivada negativa para a/W ≥ 0.45 para cualquier material con esta geometría de ensayo.

3.2. Alúmina de grano fino

Utilizando para la alúmina caracterizada en este trabajo la tenacidad de fractura (K_{IC}), en materiales frágiles se toma la resistencia a flexión (σ_f) como la resistencia a tracción última (σ_u), el módulo de Young (E) [9], la geometría de las probetas y del dispositivo de flexión (B = 4 mm, W = 6 mm y L = 40 mm) y el análisis de estabilidad de crecimiento de grieta [17], solo se podría obtener crecimiento estable de grieta en control por desplazamiento para longitudes de grieta relativas superiores a a/W=0.45. Pues a partir de este valor la curva carga-deflexión correspondiente a la alúmina presenta una pendiente negativa (Figura 4).

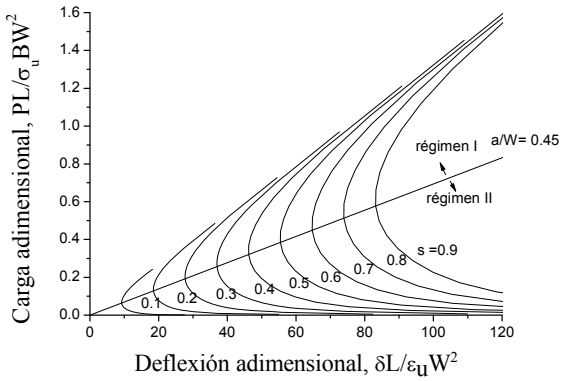


Figura 3.Curva teórica carga-deflexión para probetas SENB en flexión a 3 puntos con L=40 mm y W=6 mm. Se alcanza crecimiento estable de grieta a partir de a/W=0.45.

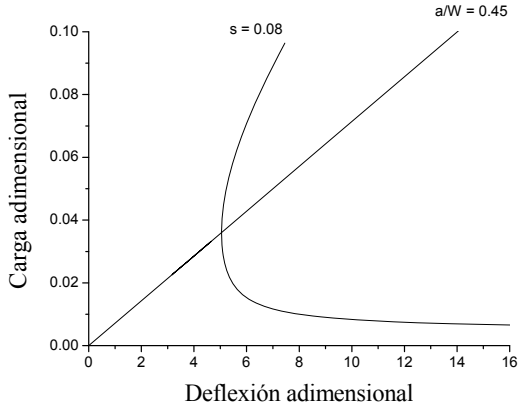


Figura 4. Curva carga-deflexión para el material de alúmina caracterizado en este trabajo, con una flexibilidad igual a 0.08. El crecimiento estable de grieta se alcanza a partir de a/W=0.45.

Según el análisis de Bar-On y col.[10], utilizando el valor de flexibilidad de la máquina de ensayos ($1.5 \cdot 10^{-7}$ m/N) determinado para cargas máximas de hasta 150 N [14,15], el módulo de Young de la alúmina caracterizada en este trabajo, la geometría de las probetas y del dispositivo de flexión, solo se podrían obtener ensayos de fractura estable para longitudes de grieta relativas iniciales superiores a 0.7 en control por desplazamiento [9]. La introducción de grietas tan profundas en materiales cerámicos provoca la rotura de la probeta durante el mecanizado previo al ensayo. Se recurre entonces a grietas de longitud menor, por debajo de las curvas de estabilidad, no pudiéndose alcanzar ensayos de fractura estable en control por desplazamiento.

Por el contrario, en este trabajo ha sido posible realizar ensayos de fractura estable para las probetas de alúmina con una longitud de grieta relativa igual a 0.5, usando la

apertura de los labios de la grieta como parámetro de control a una velocidad de 1.8 μm/min.

En la figura 5 se muestra la apertura de los labios de la grieta (CMOD) en función del tiempo.

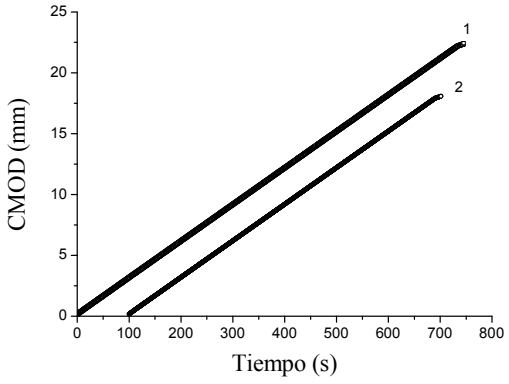


Figura 5. Ensayos de flexión en tres puntos a la velocidad de 1.8 μm/min.

En la figura 6 se aprecia una disminución monótona de la carga con el aumento de tiempo después de alcanzar la carga máxima, como corresponde a los ensayos de fractura estable en control por CMOD. Mientras que para los ensayos previos en control por desplazamiento la fractura es semiestable [9].

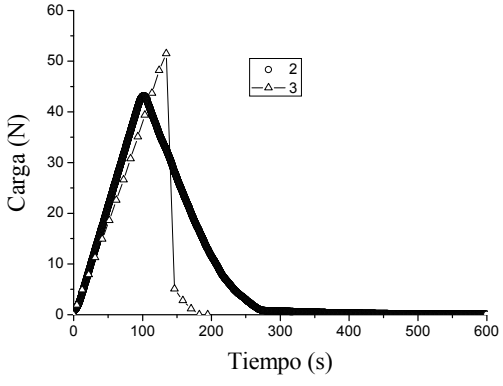


Figura 6. Curvas carga-tiempo para las probetas ensayadas usando diferentes parámetros de control. (2): control por apertura de los labios de la grieta. (3): control por desplazamiento [9].

Para analizar la estabilidad, la deflexión de la probeta se puede igualar al desplazamiento del marco de carga. A pesar de que la longitud de grieta relativa es superior a 0.45, debido a la falta de rigidez de la máquina, se produce una ligera disminución del desplazamiento una vez se alcanza la carga máxima seguida por un aumento del desplazamiento, obteniéndose ensayos de fractura estable en control por CMOD frente a los ensayos de fractura semiestable en control por desplazamiento [9], (figura 7).

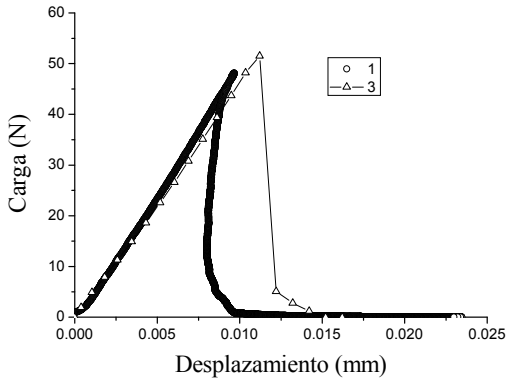


Figura 7. Curvas carga-desplazamiento para las probetas ensayadas usando diferentes parámetros de control.
(1): control por apertura de los labios de la grieta.
(3): control por desplazamiento [9].

En la figura 7 se aprecia como la derivada de la curva carga-desplazamiento para la probeta de alúmina caracterizada en este trabajo en control por CMOD (1) alcanza valores de pendiente positiva (snap-back) desde el valor de carga máxima hasta un desplazamiento del marco de carga igual a 0.009 mm, a partir de dicho valor la derivada de la curva carga-desplazamiento se vuelve negativa produciéndose el crecimiento estable de grieta.

El factor crítico de intensidad de tensiones en modo I, K_{IC}, se ha calculado utilizando la expresión general del factor de intensidad de tensiones y el valor de carga máxima alcanzada durante los ensayos realizados en flexión en tres puntos (ecuación 5). El inicio de propagación de la grieta se considera en el punto máximo de carga (P).

Se ha obtenido un valor de K_{IC} igual a 2.5 ± 0.2 $MPa \cdot m^{1/2}$ que es aproximadamente un 10% inferior al valor determinado en ensayos inestables realizados para este mismo material pero en control por desplazamiento (~ 2.9 $MPa \cdot m^{1/2}$) [9].

A partir del valor de K_{IC} y el módulo de Young se ha calculado la tasa crítica de liberación de energía, de acuerdo con el análisis de Irwin para condiciones de deformación plana. El valor de G_{IC} obtenido es 16 ± 2 $J \cdot m^{-2}$ usando 0.223 como coeficiente de Poisson [18].

El trabajo de fractura, γ_{WOF}, se ha calculado dividiendo el trabajo realizado en la probeta para propagar la grieta entre el área de las nuevas superficies creadas (ecuación 10). Para probetas prismáticas con grietas rectas ensayadas a flexión, esta área es dos veces el área de la sección transversal de la probeta sin grieta. El valor obtenido para γ_{WOF} es 7.0 ± 0.3 $J \cdot m^{-2}$.

$$\gamma_{WOF} = \frac{A}{2B(W-a)} \qquad (10)$$

donde A es el área encerrada bajo la curva carga-desplazamiento y B, W y A ya se han definido antes.

4. CONCLUSIONES

Se han alcanzado ensayos de fractura estable de probetas prismáticas de un material de alúmina de grano fino con grietas rectas en forma de V en ensayos de flexión en tres puntos, utilizando la apertura de los labios de la grieta como parámetro de control.

Los valores de la tenacidad de fractura, K_{IC}, de la tasa crítica de liberación de energía en modo I, G_{IC}, y del trabajo de fractura, γ_{WOF}, obtenidos en los ensayos estables en control por apertura de los labios de la grieta son inferiores (10, 20 y 30% para K_{IC}, G_{IC} y γ_{WOF} respectivamente) a los obtenidos en los ensayos semiestables en control por desplazamiento.

El valor del trabajo de fractura, en los ensayos controlados por apertura de los labios de la grieta, es menor que la mitad de la tasa crítica de liberación de energía en modo I, esto puede deberse a que a este valor habría que sumarle la energía elástica inicial.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al Ministerio de Ciencia e Innovación la ayuda económica otorgada a través de los proyectos MCI-MAT2009-14448-C02 y a Microtest S.A. MCI-PET2008-0113, y al Profesor José Ygnacio Pastor por el análisis de los resultados. Ana García-Prieto desea agradecer a la Agencia Estatal CSIC la beca JAE-Predoc 2010.

REFERENCIAS

[1] Ghosh A, Jenkins MG, White KW, Kobayashi AS, Bradt RC. *Elevated-temperature fracture resistance of a sintered α-silicon carbide*. J Am Ceram Soc 1989;72 (2):242-7.

[2] Nakayama J. *Direct measurement of fracture energies of brittle heterogeneous materials.* J Am Ceram Soc 1965;48(11): 583-7.

[3] Nakayama J, Abe H, Bradt RC. *Crack stability in the work-of-fracture test: refractory applications.* J Am Ceram Soc 1981;64(11):671-5.

[4] Tattersall HG, Tappin G. *The work of fracture and its measurement in metals, ceramics and other materials.* J Mater Sci 1966;1:296-301.

[5] Sakai M, Urashima K, Inagaki M. *Energy principle of elastic-plastic fracture and its application to the fracture mechanics of a polycrystalline graphite.* J Am Ceram Soc 1983;66(12):868-74.

[6] Sigl LS. *On the stability of cracks in flexure specimens.* Int J Fract 1991;51:241-254.

[7] Biolzi L, Cangiano S, Tognon G, Carpinteri A. *Snap-back softening instability in high-strength concrete beams.* Mat Struct 1989;22:429-36.

[8] Davidge RW, Tappin G. *The effective surface energy of brittle materials.* J Mater Sci 1968;3:165-73.

[9] Bueno S, Berger MH, Moreno R, Baudín C. *Fracture behaviour of microcrack free alumina – aluminium titanate ceramics with second phase nanoparticles at alumina grain boundaries.* J Eur Ceram Soc 2008;28:1961-71.

[10] Bar-On I, Baratta FI, Cho K. *Crack stability and its effect on fracture toughness of hot-pressed silicon nitride beam specimens.* J Am Ceram Soc 1996;79(9):2300-8.

[11] Pastor JY, Planas J, Elices M. *Ambient and high-temperature stable fracture tests in ceramics: applications to yttria-partially-stabilized zirconia.* J Am Ceram Soc 1993;76(11):2927-29.

[12] Pastor JY, Planas J, Elices M. *A new technique for fracture characterization of ceramics at room and at high temperature.* J Test Eval 1995;23(3):209-16.

[13] Pastor JY, Planas J, Elices M. *Ensayos de fractura estables en materiales cerámicos.* Bol Soc Esp Ceram V 1992;31(4):322-5.

[14] García-Prieto A, Hernández J, López M, Baudín C. *Controlled fracture test for brittle ceramics.* J Strain Anal Eng Des 2011; 46(1):27-32

[15] García-Prieto A., Baudín C. *Crack mouth opening displacement controlled fracture tests of brittle ceramics.* J Eur Ceram Soc 2010; 30 (16):3297-302.

[16] Guinea GV, Pastor JY, Planas J, Elices M. *Stress intensity factor, compliance and CMOD for a general three-point-bend beam.* Int J Fract 1998;89:103-16.

[17] Baratta FI, William AD. *Crack stability in simply supported four-point and three-point loaded beams of brittle materials*. Mech Mater 1990;10:149-59.

[18] Burgos-Montes O, Moreno R, Baudín C. *Effect of mullite additions on the fracture mode of alumina.* J Eur Ceram Soc 2010;30:857-63.

DAÑO POR FATIGA EN HORMIGONES RECICLADOS

C. Thomas, J. Setién y J. A. Polanco

Departamento de Ciencia e Ingeniería del Terreno y de los Materiales, E.T.S. de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos, Universidad de Cantabria, Avda. Los Castros s/n,
39005 Santander, España.
E-mail: thomasc@unican.es

RESUMEN

El propósito de la presente investigación es valorar la influencia que supone utilizar áridos reciclados en el comportamiento bajo cargas cíclicas de hormigones elaborados con ellos. En este trabajo, se han estudiado reemplazos del 0% (hormigón patrón), 20%, 50% y 100% del árido grueso natural calizo, de un hormigón convencional, por áridos gruesos reciclados. La técnica experimental utilizada se ha desarrollado a partir de la metodología Staircase. En cuanto a los resultados obtenidos, en primer lugar, se ha encontrado una correlación entre el comportamiento mecánico bajo cargas de compresión de los áridos reciclados y los hormigones con distintos grados de sustitución. El comportamiento bajo cargas cíclicas muestra una clara dependencia, en la observación del módulo de elasticidad dinámico, con respecto de la capacidad elástica del esqueleto de áridos. Por su parte, se proponen las bases de una nueva formulación capaz de predecir la durabilidad, bajo cargas cíclicas, de los hormigones reciclados.

ABSTRACT

The purpose of this study is to analyse the influence that supposes the use of recycled aggregates in concrete studying the behaviour under fatigue. In this paper, replacements of 0% (control concrete), 20%, 50% and 100% of the natural limestone coarse aggregate, of the conventional concrete, for recycled coarse aggregate are studied. The experimental technique used is the Staircase methodology. As for the results obtained, in the first place, it has found a correlation between the mechanical behaviour under compressive loads of recycled aggregates and concrete with different degrees of substitution. The behaviour under cyclic loading of the recycled concrete shows a clear dependence on the observation of dynamic modulus with respect to the elastic capacity of the aggregate. Also, it is proposed a new formulation for predicting the accumulation of fatigue damage to predict the durability under cyclic loading of concrete recycled structures.

PALABRAS CLAVE: Hormigón reciclado, fatiga, AR.

ÁREA TEMÁTICA: Fractura de materiales cerámicos y pétreos

1. INTRODUCCIÓN

El hormigón reciclado es aquel en el cual se realiza una sustitución parcial o total de los áridos que conforman su esqueleto pétreo, por otros materiales susceptibles de ser reutilizados.

Se entiende por árido reciclado (AR) el árido obtenido mediante el procesamiento de residuos de construcción y demolición (RCD). En función de la naturaleza de los residuos de origen, los áridos reciclados se pueden clasificar en áridos reciclados procedentes de hormigón, áridos reciclados cerámicos o áridos mixtos, cuando proceden de una mezcla de residuos de distinta naturaleza.

En concreto, en este trabajo, se han estudiado reemplazos del 0% (hormigón patrón), 20%, 50% y 100% del árido grueso natural calizo, de un hormigón convencional, por áridos gruesos reciclados obtenidos, en su mayor parte, por el machaqueo de residuos de hormigón estructural procedentes de derribo [1].

La técnica experimental utilizada ha sido el método Staircase en el que se aplican cargas crecientes a distintas probetas hasta que los parámetros medidos indiquen que se ha superado el Límite a Fatiga. La metodología recoge la realización de un ensayo, sobre una probeta por intervalo, con intervalos de cargas suficientemente pequeños, a fin de desarrollar, en torno al escalón de rotura, una metodología que permita determinar, con mayor rigor, el límite a fatiga correspondiente.

Se han fabricado 56 probetas cilíndricas normalizadas que se dividen en las 4 dosificaciones analizadas. Todas las probetas han sido refrentadas con azufre e instrumentadas, con dos galgas extensométricas a 180º,

a fin de llevar a cabo ensayos de determinación del módulo de elasticidad y resistencia a compresión y determinación de la evolución de la elasticidad bajo cargas de compresión cíclicas según el método Staircase.

2. MATERIAL

Cada dosificación se ha estudiado a edades superiores a los 365 días, es decir, cuando las propiedades mecánicas han dejado, prácticamente, de evolucionar.

2.1. Materiales de amasado

Como primer análisis se ha llevado a cabo la caracterización granulométrica de cada uno de los áridos, todos ellos, salvo el AR, de naturaleza caliza. El AR utilizado procede de la trituración de residuos clasificados de demolición de hormigones estructurales que fueron procesados con trituradoras y eliminadas la mayor parte de impurezas [Figura 1].

La granulometría del AR (entre 2 y 20 mm) es la adecuada para realizar la sustitución de una parte de gravilla (entre 2 y 16 mm) y otra de grava (entre 8 y 20 mm).

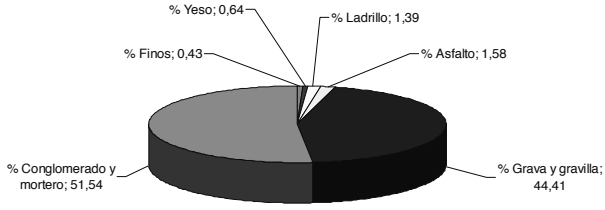


Figura 1. Componentes y proporciones encontradas en los ARs utilizados en la fabricación del hormigón.

Paralelamente, se midieron las densidades, coeficientes de absorción y porosidades de los AR para compararlas con las que presentan los áridos gruesos naturales a los que sustituirán en el hormigón reciclado.

Como puede comprobarse en la Tabla 1, la porosidad del AR es muy superior a la de los áridos naturales. Este hecho tendrá una importancia crucial en las propiedades finales de la pasta de cemento hidratada [2-3].

Tabla 1. Propiedades físicas del AR frente a la grava y la gravilla naturales.

Propiedad	AR	Grava	Gravilla
Densidad [kg/m^3]:	2242	2716	2693
Coef. Absorción [% Peso]:	5.1	1.5	1.5
Porosidad [% Vol.]:	11.1	3.6	3.6

2.2. Dosificaciones

Las diferentes dosificaciones de los hormigones reciclados, con el objetivo de poder comparar los resultados de las prestaciones mecánicas con el hormigón de referencia, se definieron partiendo de una sustitución de grava y gravilla en unas proporciones que mantuvieran la granulometría del conjunto invariante y sustituyeran la misma cantidad en volumen de árido natural por AR [Tabla 2].

Tabla 2. Dosificación por m³ para los distintos grados de sustitución de AR del hormigón.

Sustitución:	0%	20%	50%	100%
Cemento [kg]:	275	275	275	275
Agua [kg]:	180	180	180	180
Arena [kg]:	948	961	978	1010
Grava [kg]:	490	362	199	0
Gravilla [kg]:	513	378	209	0
AR [kg]:	0	185	408	640

2.3. Probetas de ensayo

Como ya se ha indicado se han fabricado 56 probetas de hormigón cilíndricas normalizadas, de 15 cm de diámetro por 30 cm de altura, repartidas en 4 dosificaciones con distintos grados de sustitución de árido grueso por árido reciclado. Sus propiedades físicas se muestran en la Tabla 3.

Tabla 3. Propiedades físicas del hormigón reciclado según el grado de sustitución.

Sustitución:	0%	20%	50%	100%
Densidad [kg/m^3]:	2.29	2.25	2.23	2.19
Coef. Abs. [% Peso]:	4.84	5.55	5.61	5.68
Porosidad [% Vol.]:	11.66	13.25	13.27	13.22

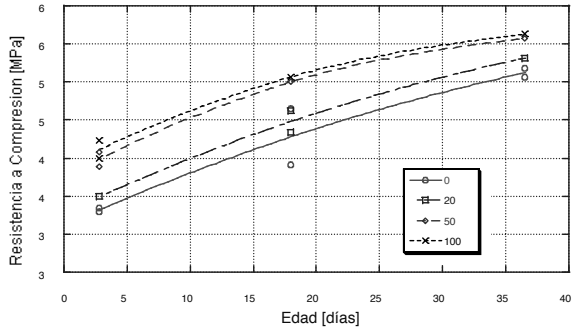


Figura 2. Evolución de la resistencia a compresión de los distintos hormigones objeto de estudio.

Como se observa en la Figura 2, la resistencia a compresión [4-6] del hormigón reciclado obtenido es claramente superior a la resistencia del hormigón de referencia, aumentando proporcionalmente a la cantidad de árido sustituido debido, principalmente, a que la relación agua/cemento efectiva de la matriz cementicia se ve reducida, también proporcionalmente, a causa de la mayor porosidad y absorción que posee el AR [4]. Sin embargo, como se verá, la resistencia a fatiga de los mismos se ve disminuida con la aplicación de cargas cíclicas en intervalos por debajo de la resistencia a compresión.

3. PROGRAMA EXPERIMENTAL

La técnica experimental de caracterización empleada para determinar el límite a fatiga de las probetas fue el método Staircase, que requiere la utilización de varios ensayos para determinar la resistencia a fatiga de un componente estructural proporcionando un valor más preciso del límite a fatiga que otras técnicas [7].

3.1. Arreglo experimental

Se utilizó, en la ejecución de los ensayos, una prensa servohidráulica universal de ± 1000 kN de carga máxima. Las probetas fueron dispuestas sobre un utillaje de acero a fin de garantizar la correcta posición de las mismas bajo el actuador. La cara refrentada se situó en la parte superior y sobre la cara opuesta se dispuso un disco, también de acero, al cual se conectaba una rótula a fin de garantizar la correcta distribución de las cargas en el seno del material. Finalmente, la rótula se vinculaba directamente con el actuador de la máquina.

3.3. Método Staircase

El método Staircase permite determinar estadísticamente el límite a fatiga del material mediante la realización de una serie ensayos, sobre distintas probetas, en torno a un intervalo de cargas entre los cuales se encuentra el límite a fatiga del material.

En primer lugar, con el propósito de determinar la región de cargas, intervalo de cargas, donde se encuentra el límite a fatiga, se llevó a cabo una serie de ensayos Locati. De esta forma, se puede suponer, en primera instancia, que el límite a fatiga del material se encuentra en el intervalo de cargas del ensayo Locati en el cual la probeta ha roto, $\Delta\sigma_j$, y fuera del escalón anterior $\Delta\sigma_{j-1}$.

Así, el ensayo consiste en realizar una fatiga monótona con los parámetros del escalón de rotura $\Delta\sigma_j$ aplicando el número de ciclos N, acordado como representativo de la "vida infinita" del hormigón.

A continuación, se repetirá el ensayo sobre otra probeta y sobre otro intervalo. El segundo intervalo de ensayo estará determinado por el resultado del primero. Si la primera probeta supera los N ciclos sin romper, se pasará a un intervalo superior $\Delta\sigma_{j+1}$ con un aumento δ del valor superior de carga, σ_{j+1}, manteniendo la carga inferior σ_0.

Si la probeta no supera el primer intervalo, es decir, rompe antes de alcanzar los N ciclos, el segundo ensayo se efectuará con el intervalo menor $\Delta\sigma_{j-1}$. Así, $\Delta\sigma_{j-1}$ será la diferencia entre σ_{j-1} ($\sigma_{j-1} = \sigma_j - \delta$) y σ_0.
La secuencia con las siguientes probetas sigue siempre el mismo criterio: cuando se superan los N ciclos sin romper se pasa a un escalón superior. Cuando falla sin alcanzar los N ciclos, se continúa con una nueva probeta sometida a un escalón menor.

Tabla 4. Escalones de carga del ensayo a fatiga Staircase.

Escalón j	Lím. Inf. MPa σ_0 [% σ_r]	Lím. Sup. MPa σ_j [% σ_r]	Punto medio MPa σ_m [% σ_r]
1	5	30	17.5
2	5	35	20
3	5	40	22.5
4	5	45	25
5	5	50	27.5
6	5	55	30

En el caso que nos ocupa se han establecido los niveles tensionales que se indican en la Tabla 4.

4. RESULTADOS

4.1. Comportamiento a fatiga

Por cada una de las 4 dosificaciones se han realizado 10 ensayos bajo cargas cíclicas y se ha registrado la deformación del material en todas ellas.

En las siguientes gráficas se presentan los resultados de variación del módulo de elasticidad del material frente al número de ciclos. Cada gráfica incluye los comportamientos referentes a cada uno de los escalones considerados tal y como se indicó anteriormente.

En todos los casos el hormigón se ha sometido a un máximo de 2 millones de ciclos. Como puede comprobarse, y se analizará más adelante, la vida a fatiga del hormigón (en general, no solamente el reciclado) presenta 3 etapas bien diferenciadas. En la primera de ellas tiene lugar una fuerte disminución de la capacidad elástica que se manifiesta en una brusca caída del valor del módulo de elasticidad. La pendiente de esta caída depende del nivel tensional superior, siendo mayor cuanto mayor es éste último. En una segunda

etapa, la pérdida de elasticidad presenta un comportamiento lineal frente al número de ciclos. De igual forma a lo que sucede en la primera etapa, la pendiente de ese tramo recto es tanto mayor cuanto mayor es el intervalo de cargas. La tercera de las etapas se caracteriza por una nueva bajada en el valor del módulo de elasticidad, en este caso, más suave que en el primer tramo. En la primera de las etapas, la bajada del módulo de elasticidad presenta concavidad siendo, por el contrario, la pérdida en la tercera etapa convexa.

En una primera aproximación, puede afirmarse que los hormigones que a los 2 millones de ciclos se encuentran en la primera etapa o en el tramo lineal, presentan vida infinita para esos niveles de cargas.

La Figura 3 muestra los resultados obtenidos de los distintos ensayos realizados sobre probetas de control. En este caso, el límite a fatiga se encuentra claramente entre los niveles 4 y 5. Para niveles de carga superiores no se alcanza a superar el sexto escalón.

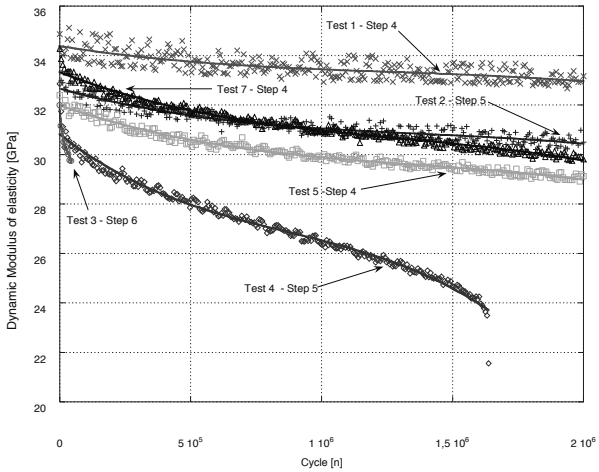


Figura 3. Evolución del módulo de elasticidad dinámico de los distintos ensayos realizados sobre el hormigón de control, 0% de sustitución.

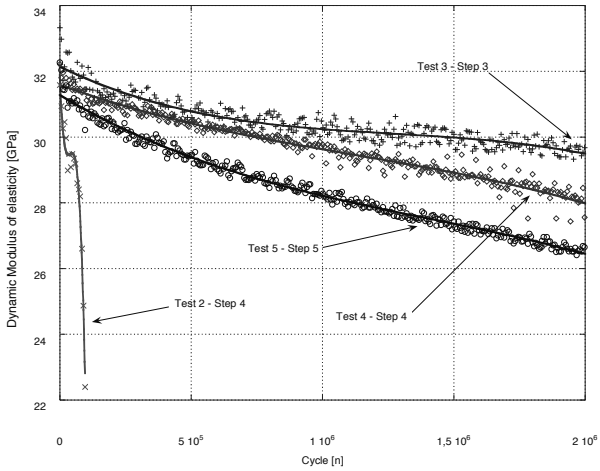


Figura 4. Evolución del módulo de elasticidad dinámico de los distintos ensayos realizados sobre el hormigón con 20% de sustitución.

La Figura 4 muestra los resultados obtenidos de los distintos ensayos realizados sobre probetas de hormigón reciclado con un 20% de sustitución. En este caso, el límite a fatiga se sitúa en el nivel 4.

La Figura 5 muestra los resultados obtenidos de los distintos ensayos realizados sobre probetas de hormigón reciclado con un 50% de sustitución. En este caso, el límite a fatiga se sitúa nuevamente en el nivel 4. No obstante, en este caso se comprueba cómo el módulo de elasticidad, en todos los puntos, se sitúa por debajo de los valores del hormigón reciclado con un 20% de sustitución.

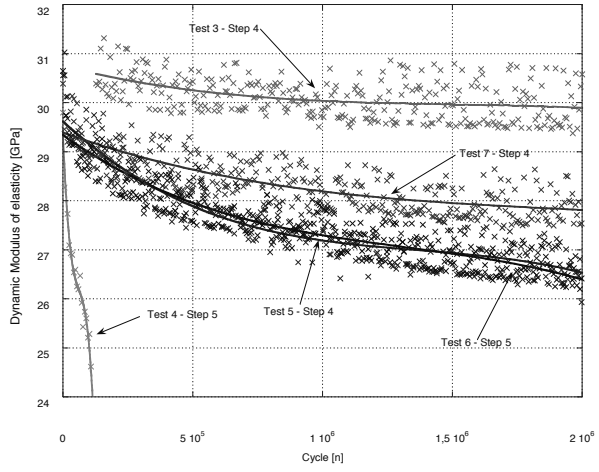


Figura 5. Evolución del módulo de elasticidad dinámico de los distintos ensayos realizados sobre el hormigón con 50% de sustitución.

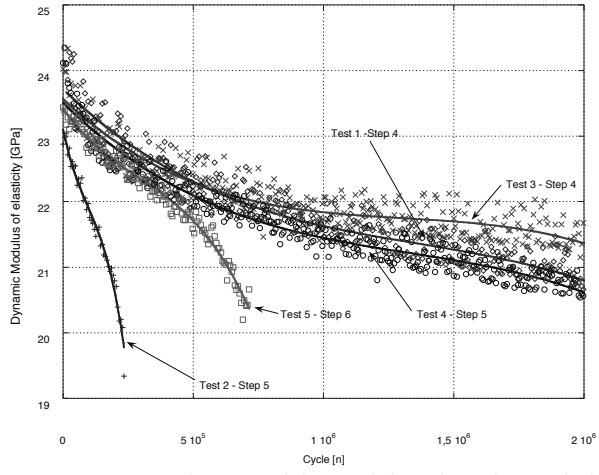


Figura 6. Evolución del módulo de elasticidad dinámico de los distintos ensayos realizados sobre el hormigón con 100% de sustitución.

La Figura 6 muestra los resultados obtenidos de los distintos ensayos realizados sobre probetas de hormigón reciclado con un 100% de sustitución o completamente reciclado. En esta ocasión, el hormigón es incapaz de soportar los niveles de carga correspondientes al nivel 6 y 5. Debido a las roturas en el escalón 4 (que no se presentan en la figura por haber sido tan rápidas que

imposibilitaron el registro de datos) el límite a fatiga deberá situarse entre los escalones 4 y 3.

Nuevamente, la Figura 6 demuestra que los hormigones reciclados presentan módulos de elasticidad menores que los de control. Asimismo, el aumento del grado de sustitución del árido natural por el árido reciclado es inversamente proporcional al módulo de elasticidad y al límite a fatiga del hormigón reciclado.

Como ya se ha indicado cada una de las curvas de comportamiento elástico puede dividirse en 3 etapas claramente diferenciadas. A nivel microestructural cada una de las etapas puede hacerse corresponder con, en primer lugar, la formación de fisuras (primera etapa), en segundo lugar el crecimiento de las mismas (segunda etapa) y, en último lugar (tercera etapa) la propagación por interconexión de ella y colapso final del material.

Además, la capacidad resistente del hormigón frente a esfuerzos de fatiga parece estar íntimamente relacionada con el módulo de elasticidad del hormigón reciclado. Por una parte, el módulo de elasticidad del hormigón reciclado es menor que el del hormigón convencional, puesto que la deformabilidad de los áridos reciclados (debido al mortero adherido) es mayor. Por otro lado, el árido reciclado proveniente de la trituración residuos de hormigones estructurales introduce en el nuevo material un importante número de fisuras que pueden suponer el punto a partir del cual se generen fisuras mayores que lleven el material al colapso.

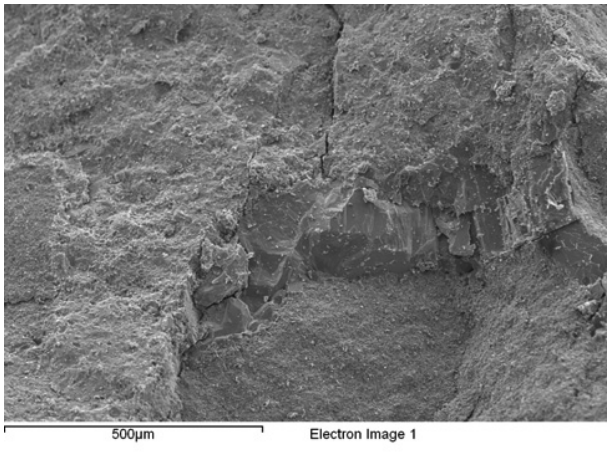


Figura 7. Micrografía del hormigón de referencia, 0% de sustitución en el que puede observarse la propagación de una fisura a través de la interfase pasta de cemento-árido.

Como se ha comentado, la deformación sufrida por los hormigones con alto grado de sustitución, para el mismo intervalo de cargas, es notablemente superior. De ello se deduce que, a pesar de que el hormigón con alto grado de sustitución presentaba una buena resistencia a la compresión simple, en el caso de la fatiga no sucede lo mismo. Este efecto detectado tiene un origen que debe buscarse en la estructura interna del material y por ello se ha procedido, también, a la caracterización microestructural de las muestras ensayadas a fatiga, utilizando para ello un microscopio electrónico de barrido (SEM).

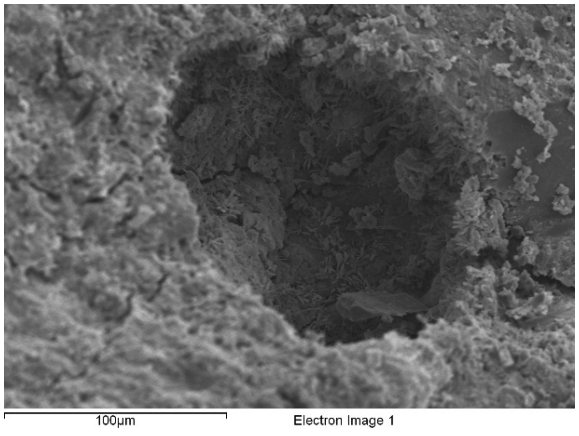


Figura 8. Micrografía del hormigón reciclado, 20% de sustitución, donde se observa la propagación de una microfisura a partir de un poro de aire ocluido.

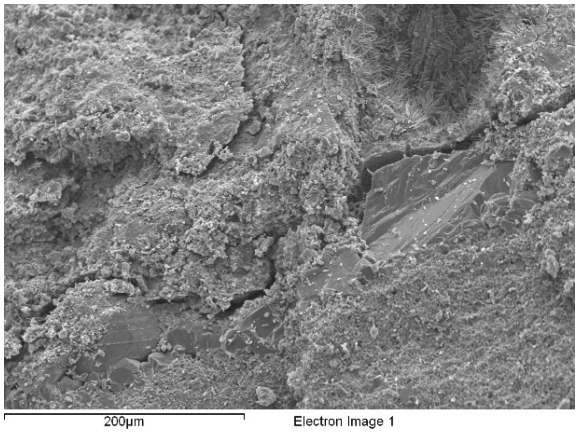


Figura 9. Micrografía del hormigón reciclado, 50% de sustitución mostrando fisuración característica.

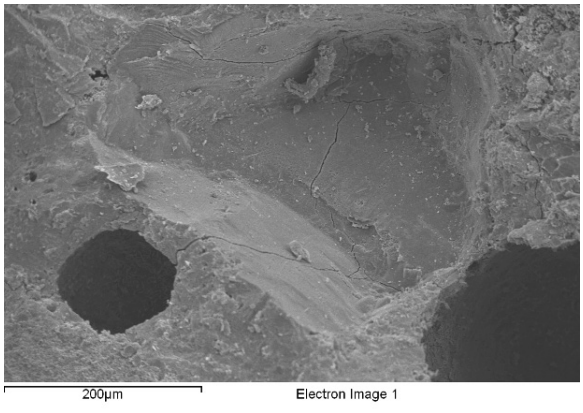


Figura 10. Micrografía del hormigón completamente reciclado, 100% de sustitución, donde se observa la propagación de una microfisura a partir de un poro de aire ocluido.

En cuanto a la microestructura [Figuras 7-10], en hormigones con alto grado de sustitución la pasta de cemento se muestra más compacta, aunque se observa una macroporosidad, también, mayor que en los hormigones con baja proporción de árido reciclado. Esta diferencia en la estructura podría ser el origen de la propagación de las fisuras.

Se debe tener en cuenta, además, que el agregado reciclado, menos denso y más deformable, introduce en la estructura del hormigón reciclado una serie de patologías en forma de microfisuras, sufridas en la demolición de las estructuras o durante la trituración de los AR para producir el árido reciclado proveniente de hormigón, que no tienen un efecto detectable en los ensayos de resistencia a compresión simple y sí son determinantes en cuanto a los ensayos de cargas cíclicas o fatiga, ya que suponen, tales patologías, el origen de las fisuras que ocasionan el colapso del material.

5. CONCLUSIONES

El módulo de elasticidad dinámico presenta 3 etapas. En la primera de ellas, generación de fisuras, se encuentra una fuerte caída, este tramo es mayor (número de ciclos) en el caso de los hormigones de control y más pronunciado en el caso de los hormigones reciclados. El segundo tramo, de crecimiento de fisuras, de menor pendiente que el anterior, presenta una mayor pendiente cuando el grado de sustitución es alto. Finalmente, el tramo de propagación e interconexión de fisuras es tanto más pronunciado cuanto mayor es el porcentaje de árido reciclado.

El límite a fatiga de los hormigones de control se sitúa en torno al 50% de la resistencia a compresión. Éste valor disminuye a medida que aumenta el grado de sustitución hasta un valor de un 30% en el caso del hormigón 100% reciclado. La influencia del árido reciclado en el límite a fatiga del hormigón reciclado es tanto mayor cuanto menos resistente sea la pasta de cemento, es decir, cuanto mayor es la relación agua/cemento.

AGRADECIMIENTOS

Se agradece al Ministerio de Medio Ambiente la financiación, así como la coordinación por parte del CEDEX, del proyecto RECNHOR (Expediente 111/2006/2-3.2).

REFERENCIAS

[1] COMISIÓN 2 DEL GRUPO DE TRABAJO 2/5 “HORMIGÓN RECICLADO” (sept. 2006). Utilización de árido reciclado para la fabricación de hormigón estructural. Monografías M-11, ACHE.

[2] Locati, L. Programed Fatigue test, Variable Amplitude Roat. Metalurgia Italiana, Vol 44, nº 4, pp. 135-144. 1952

[3] Rakesh Kumar, B. Bhattacharjee, “Porosity, pore size distribution and in situ strength of concrete”, Cement and Concrete Research 33 (2003) 155-164.

[4] Thomas, C., Setién, J., Polanco, J.A., “Comparación de las prestaciones mecánicas entre hormigones reciclados con residuos de construcción y demolición (ARs) y hormigones convencionales” Materiales Compuestos 07 AEMAC, (2007) 221-228.

[5] UNE-EN 1936:1999. Cálculo de las densidades y porosidades para hormigones endurecidos.

[6] UNE-EN 12390-3:2003. Resistencia a compresión de probetas cilíndricas de hormigón.

[7] prEN 14587-1. Railway applicatios – Track – Flash butt welding of rails – Part 1: New 220 and 260 Grade Rails in afixed plant. 2002

MECHANICAL PROPERTIES OF EPITAXIAL WAFER EQUIVALENTS

E.M. Tejado Garrido[1], J.Y. Pastor Caño[1], T. Orellana Pérez[2], V.C. Funke[3], W. Fütterer[3]

[1]Department of Materials Science-CISDEM, Polytechnic University Madrid,
E.T.S. de Ingenieros de Caminos, 28040 Madrid, Spain,
E-mail: elena.tejado@mater.upm.es

[2]Fraunhofer Institute for Solar Energy Systems, Heidenhofstrasse 2, 79110 Freiburg, Alemania

[3]Institute for Experimental Physics, TU Bergakademie Freiberg Leipziger Strasse 23, D-09599 Freiberg, Germany

RESUMEN

El objetivo del presente estudio es evaluar las propiedades mecánicas de obleas de silicio obtenidas desde distintas posiciones de un bloque de silicio policristalino (mc-Si) de grado solar. La microestructura y las superficies de fractura de las obleas se estudiaron mediante microscopía óptica y electrónica de barrido. La caracterización mecánica consistió en la determinación del módulo de Young, la dureza, la tensión y la tenacidad mediante los métodos de ensayo de tres puntos (TPB) y el método de los anillos concéntricos (ROR). Adicionalmente, se determinó su nanodureza realizando indentaciones en probetas pulidas y atacadas químicamente. Los valores obtenidos exhiben una clara dependencia con la posición de la oblea en el lingote. Las obleas obtenidas de posiciones medias del bloque presentaron las mejores propiedades mecánicas (mayores valore de dureza y nanodureza, Módulo de Young y tenacidad), mientras que las cortadas de posiciones superiores presentaban peores propiedades debido la elevada segregación de dopantes e impurezas en esta zona del lingote. Como estudio adicional, los datos obtenidos de los distintos ensayos de flexión fueron comparados, obteniéndose valores muy similares a los recogidos en la bibliografía.

ABSTRACT

The aim of the present study was to evaluate the mechanical properties of silicon wafers collected from different positions of an a solar grade multi-crystalline (mc) silicon block. The microstructure and the fracture surface on the wafers were studied by using optical microscope and scanning electron microscope. Mechanical characterization was performed by determining the Young's modulus, hardness, flexure strength and fracture toughness with the three-point and the ring on ring bending test. Additionally, nanocharacterization was determinated by performing nanoindentation on polished and SECCO etched probes. The values obtained were found to exhibit a close relationship with the position of the wafer in the ingot. The wafers extracted from the middle part of the block had the best mechanical properties (higher hardness and nanohardness, Young's modulus and fracture toughness), while those collected from the top had the worst properties due to the high density dopant segregation and impurities. In addition, data obtained from the different bending tests performed was compared.

PALABRAS CLAVE: Mechanical properties, thin film, mc-Si

1. INTRODUCTION

Contamination due to certain types of impurities in solar grade Silicon can be detrimental to the performance of Silicon solar cells. The way these impurities affect the solar efficiency has been faced by different approaches [1] first of all, surface imperfections contribute in the perfection in epitaxial films. These can take the form of residual damage of crystallographic defects in the substrate which again are not normally visible and show up before deposition. Besides the crystalline perfection of the layer, there is another important aspect to be taken into account. Namely, during the epitaxial deposition of silicon, impurities present in the substrates are redistributed in the epitaxial layer. Redistribution of dopant atoms is a well studied phenomenon [2].

Secondly, impurities contribution comes from the area of industry operations, including the area of reactor procedures (not only growth parameters but also cleanliness and particulate contamination in and around the reactor), processing of the wafers and transporting them, as the impurities make them weaker. This fact is extremely important as most of the crystalline Silicon material merely acts as a mechanical support for the solar cell device with most of the optical absorption taking place in the upper 30 μm [3]. Therefore, the tendency is towards reducing material costs by using

thinner wafers for increasing the saving field and the solar cell energy and by using cheaper and lower performance starting material [4, 5]. This is due to the fact that since approximately two thirds of solar module cost is silicon material cost, usage of more inexpensive feedstock is currently discussed used for the crystallization of more economical mc-Si blocks. Besides, using silicon as a substrate reduces problems arising from differences in thermal expansion coefficients and misfit of lattice parameters between the substrate and the thin epitaxial layer.

2. EXPERIMENTAL PROCEDURE

2.1 Epi-WE manufacturing processes

The silicon wafers tested in the present work was provided from a solar grade multi-crystalline silicon (mc-Si) block casted in the crystallization furnace of the Fraunhofer Institute for Solar Energy Systems. The crystallization variant performed was the Vertical Gradient Freeze method as described by Orellana *et al.* [6].

Mc-Si ingots were cut from the block and sliced with the multi-wire slurry saw into 270 μm and 2 mm thick wafers. Wafers from the middle and the bottom part of the ingots were collected for mechanical characterization to analyze the influence on the mechanical properties of the microstructure and impurities.

2.2. Nanohardness and Young Modulus measurements

The nanoindentation tests were performed using an MTS Nanoindenter XP (Nanoinstruments Innovation Center, MTS systems, TN, USA) with a standard Berkovich diamond tip of a nominal radius of curvature equal to ~100 nm. The maximum load was 75 mN.

All the indentations were made on polished surfaces of the coatings. The samples were polished using an identical procedure to eliminate the effects of surface roughness. Additionally, all the specimens were fine polished with diamond paste of 6 and 3 μm grain size and finished with a silicon carbide of 1 mm grain size.

Both top and middle wafers were subjected to two kinds of nanoindentation test. To determine the correct maximum load and to check the existence of indentation size effect (ISE) [7], the first type of tests were performed. In these tests run, the indenter was driven into the specimen surface (loading half-cycle) under a load gradually increased to the predetermined peak value, unloaded gradually to 10% of the peak load (unloading half-cycle) after being held at peak load for 15 s, and then driven again into the specimen surface to a higher value of the peak load. Such a procedure repeated for seven times with increasing peak loads and resulted in a load–displacement curve containing seven loading/unloading cycles.

The second one consisted in five matrixes of indentations on different parts of each sample working with an indentation force of 500 mN to obtain average values of the Young's modulus and hardness.

The distance between indentations was always 100 μm in order to avoid the effect of stress fields near indentations. During the experiments, the temperature was controlled at ~25 ºC.

The load-displacement curves were analyzed by the method proposed by Oliver and Pharr [8]. The data were adjusted by subtracting the two largest and two smallest readings to discriminate against results that would be atypical of the overall material properties. The results were the average of 190 indentations.
In addition, the macroscopic dynamic elastic modulus of the substrates in the longitudinal direction was determined by the flexural vibration resonance method (Grindosonic MK4i, J.W. Lemmens, Belgium).

2.3. Ring on ring test

One of the methods used to determine mechanical strength of the silicon wafers is the ring on ring test configurations. The material testing machine DO-FB0.5TS (Zwick/Roell Company) was used in the present work with a ring on ring test configuration manufactured under the specifications of the ASTM C 1499 standard [9].

In order to calculate the principle stresses at which the wafers broke, the TU Bergakademie Freiberg used the Finite Element program Ansysrom [10].

2.4. Three-point bend test

The three-point bending test remains a simple method which does not require a specific sample preparation, other than well defined dimensions. The specimen's dimensions were measured with a digital caliper (Mitutoyo Co., Kawasaki, Japan) after testing. The three-point bending (TPB) tests were performed on Instron 5866 (Instron Limited, USA) by following the international standard ISO 14704 with 20 mm span. A low loading rate of 50 μm/min was particularly chosen in order to control easily the test process and obtain the accurate recording data.

Five specimens of each type of samples (top and middle part of the ingot), with 2 mm depth and 10 mm width, were tested. Additionally, 250 μm depth and 10 mm width rectangular probes were also tested to compare the effect of specimen's thickness in the results.

Data obtained from the flexural tests were submitted to Weibull statistics analysis in order to obtain the shape (m) and scale (σ_0) parameters of the different materials.

2.5. Fracture toughness

The fracture toughness was measured by the conventional single-edge-notched beam (SENB) method. Three-point tests, with 10 mm span, were conducted for the accurate determination of fracture toughness. To determine this mechanical property, a straight notch of around 180 µm was cut with a very thin diamond wire. The notch root radius was measured using a profile projector with an enlargement of 50×. The nominal notch depth was approximately 35% the specimen depth.

Finally, the fracture toughness was computed from the failure load and the rod section using the stress intensity factor supplied by Guinea *et al*. [11].

2.6. Fracture surface analysis

Additional information was obtained by examining the fracture surfaces by scanning electron microscopy (SEM) in a JEOL-JSM-6300 microscope equipped with energy dispersive X-ray (EDX) detector. Prior to the fragmentation study, the samples were cleaned using ultrasonic waves in acetone. Local chemical analysis of the material was made by X-ray microanalysis, using the EDX spectrometer. Finally, the surfaces were coated with a thin layer of Au, to avoid electrical charge on the surface specimen.

3. RESULTS

3.1. H y E

Nanoindentation on the material did not revealed significant differences between the part of the ingot analyzed, as the results were closed to 11,0±0,5 GPa, excluding areas were high density of SiC was found. Around these areas, the material was hardened as the results found were about 13±1 GPa

On the other hand, the elastic modulus analyzed by the flexural vibration resonance method for both parts of the ingot did not revealed significant differences as the results were always about 175±8 GPa.

These results fit in with data obtained from nanohardness test were the Young modulus of the silicon wafers, either top or the middle ones, were always about 185±5 MPa which could be due to the fact that hardness and elastic modulus are not sensible to the part of the ingot analyzed, neither to the impurities concentration. This entails that these techniques are not able to make a complete mechanical characterization of our wafers, just of the ingot.

3.1. Weibull analysis

The Weibull modulus, ***m***, describes the variability of strength data. The higher the value of the Weibull modulus, the smaller the scattering of the measured strengths. By plotting In (−In(1−F)) versus In(σ), a linear fit will allow the characteristic strength and the Weibull modulus to be determined.

The experimental data can be fitted well using a Weibull plot. Weibull parameters obtained and the number of samples measured are summarized in table 1. The relative positions in the ingot "middle" and "top" are designated with the numbers "03" and "06" respectively. This nomenclature is valid for all graphs in this paper. A number of samples have been tested from the two positions of the mc-Si ingot. The results of the Weibull parameters are shown in table 1.

Table1. Statistical breakage rate of mc-Si wafers after TPB and ROR tests.

Test / Wafer Position	Thickness (mm)	Characteristic strength, θ (MPa)	Weibull flexural modulus, F
ROR - Si03	0,25	380	0,632
3PBT - Si03	0,25	108	0,632
3PBT - Si03	2	183	0,632
ROR - Si06	0,25	314	0.632
3PBT - Si06	2	195	0,632

Differences in mechanical strength measured with the ring on ring bending test on 250 µm thick round chips and with the three-point-bending test on 2 mm and 250 µm thick rectangular probes are shown in figure 1.

The resulting probability of failure vs. the failure load is presented in figure 1, analyzing the graph we can observe that as long as specimen's thickness increases, the characteristic strength of the wafer increases too for the TPB test which corroborate the existing literature referred to the volume of the specimen that is effectively under stress and its probability of failure. For biaxial tests, as the area subjected to stress is higher, fracture probability curves present a broad distribution, with extended length of the Weibull distribution.

There were also significant differences between the two parts of the ingot evaluated, either for the TPB or the ring-on-ring test configuration. However, a significantly higher flexural strength with the ROR was observed for both parts of the ingot. In fact, while flexural strength of the specimen was higher for middle wafers than for the top ones (due to the concentration of impurities), TPB shows the opposite behavior.

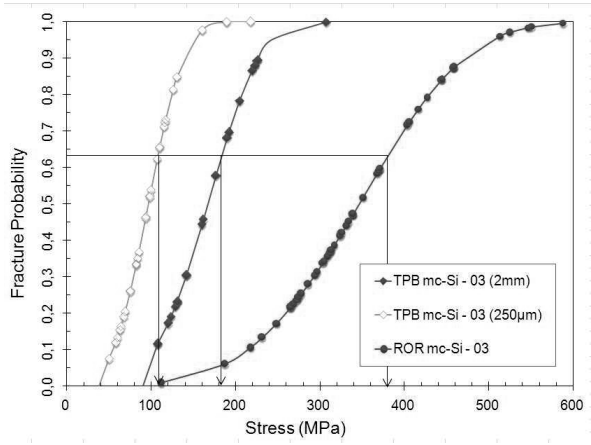


Figure 1.Weibull graph plotting fracture probability against applied stress with both techniques for mc-Si wafers collected from the middle of the ingot

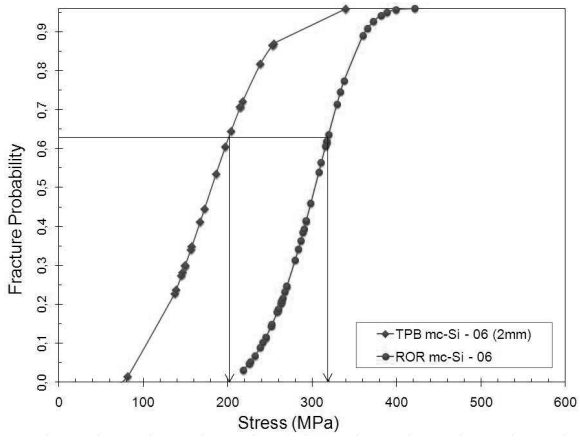


Figure 2.Weibull graph plotting fracture probability against applied stress with both techniques for mc-Si wafers collected from the top of the ingot

3.2. Fracture toughness

The fracture toughness (mean value and standard error) of the wafer from the middle and the top part of the ingot was about 1.36±0.05 MPa.m$^{1/2}$ and 1.46±0.07 MPa.m$^{1/2}$, respectively. So that, both values were relatively similar, although the slightly difference could be due to the precipitates on the top wafers, which are too small to act as a toughening agent.

3.3. Fractographical analysis

For all specimens, fractured surfaces fit perfectly with no signs of macroscopic plastic deformation, which agrees with the fact that macroscopically all the fracture and strength tests were brittle. Also in all cases, the fractographical analysis revealed that fracture origin was located on the surface opposed to the central loading point, it means, on the on the tensile side of the specimens as it can be observed in figure 3.

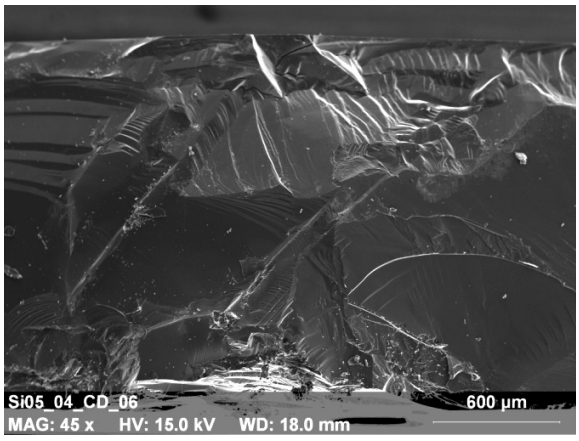


Figure 3. SEM photographs of the fracture surfaces of the middle part of the ingot obtained by the bending tests.

Surface defects were the fracture initiation sites in all the analyzed specimens. The critical defects resulted from processing (inclusions and inhomogeneous distribution of the phases in the material). The precipitates therefore presumably consist of aluminum and small particles silicon carbide (SiC) dissolved all over the specimen. This fact was also corroborated by EDX analysis of these defects as seen in figure 4.

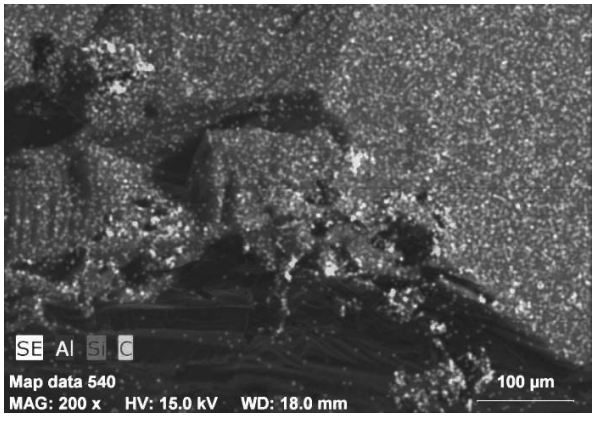


Figure 4. EDX analysis of the surface defects that originated fracture initiation.

4. DISCUSSION

Nanoindentation on precipitates revealed mainly the presence of silicon carbide (SiC) according to its characteristic hardness modulus (measured about 280±7 MPa). This information was also corroborated by EDX analysis of the wafer's surface.

Studies comparing biaxial and uniaxial flexural strength tests in ceramics [12] showed higher strength values for biaxial tests, in accordance with the present results. Two aspects might explain this finding. First, the presence of processing flaws facilitates crack initiation in uniaxial

tests, reducing specimen strength [13,14y15]. In biaxial specimens, the presence of edge flaws does not have such an influence, since the disk edges are located in a low stress area [15].

The second aspect refers to the volume of the specimen that is effectively under stress and its probability of failure [16]. According to Weibull equation, there is a direct relationship between the effective volume under stress and the probability of failure of the specimen.

The three-point bending test generates higher tensile stress in the middle of the surface as well as at the edge of the sample while the biaxial specimen presents a smaller volume subjected to high tensile stresses As a result, these low values of fracture strengths indicate that the strengths of as-sawn silicon wafers are to a large extent determined by surface and edge damage introduced during the processing of the wafer and the ingot. Consequently, for a given σ, the probability of failure for biaxial specimens is lower [17].

The second hypothesis was accepted for TPB test where the characteristic strength of the wafer increased with the increasing of wafer's thickness. A higher Weibull modulus indicates a narrower flaw distribution and, consequently, a higher material reliability [18]. Indeed, the lower values obtained by uniaxial test can be associated to a more diverse flaw population that initiated specimen failure.

Moreover, because in the uniaxial test specimen's effective volume under tensile stress is higher, the probability of finding a critical size flaw in an area under relatively high stress also increases.

The analysis of the fractured surface under SEM allowed for the observation of fractographic features commonly found in brittle specimens. The fractographic analysis has evidenced the following three distinct areas: (i) an outer layer which shows a characteristic brittle fracture, hence the crack was initiated, (ii) an inner layer, where the fracture progress quickly and cause and the plastic deformation of a small surface, prior to fracture and (iii) a central zone subjected to a violent fracture (figure 5).

The characteristic strength of the top wafers seems to be a little smaller than the middle wafer's for both testing configurations, also shown in figures 1 and 2. This should be attributed to a change in microstructure of the substrate, mostly due to the increase of small aluminum precipitates that were also very commonly found in fracture origins (figure 4).

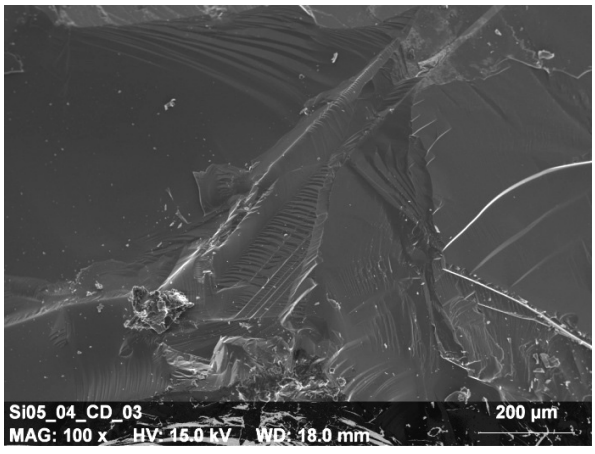


Figure 5. SEM photographs magnified of the fracture surfaces of the middle part of the ingot obtained by the bending tests.

5. CONCLUSIONS

Fractography revealed very often impurities of aluminum as origin of fracture. It can be observed how fracture occurs in the weakest areas of the material. These areas are the surroundings of the Al phase.

There were also found areas with high density of SiC, which may be hardened by the entangled residual stress fields of the SiC particles. These areas exhibit different micromechanical properties as shown after nanoindentation than the silicon matrix and can induce stress intensification.

Summarizing the information collected, we could state that three-point and Ring-on-Ring bending tests showed similar differences to the expected from the literature, since the mean strength of a specimen made of brittle materials depends on its volume, its surface, its loading conditions and the flaw distribution. Although the fact that all the wafers presented similar Weibull modulus on both tests regardless of differences in flaw distribution is difficult to explain. On the other hand, biaxial test is more accurate to detect the presence of impurities,

Finally, nanohardness, Young Modulus and Fracture toughness have been determined in a reproducible way, what is very interesting since there are very few data in the literature for these materials. It was observed that these parameters don't depend on the wafer selected, just on the silicon ingot chosen, as these are less sensible factors to the concentration of impurities.

ACKNOWLEDGEMENTS

The authors gratefully acknowledge the financial support from the *Spanish Ministry of Science and Innovation* (Projects CSD00C-06-14102 and MAT2009-13979-C03-02), the *Community of Madrid* (S2009/MAT-1585-ESTRUMAT2) and the Fraunhofer Society (Project Si-Beacon).

REFERENCES

[1] Petroff R. M., Katz L. E. and Savage. A., in "*Semiconductor Silicon 1977*" (Edited by H. R. Huff and E. Sirtl) Electrochemical Socieity, Pennington, NJ (1977) p. 761.

[2] Rossi J. A., Dyson W., Hellwig L. G. and Hanley T. M., J. Appl. Phys. 58, 1798 (1975).

[3] J. Poortmans and V. Arkhipov. *Thin Film Solar Cel* ls. John Wiley & Sons, 2007.

[4] D. Majumdar; S. Chatterjee; U. Gangopadhyay and, H. Saha. *Modified technique of using conventional slider boat for liquid phase epitaxy of silicon for solar cell application.* Bull. Mater. Sci, 26:643–654, 2003.

[5] G. Beaucarne; F. Duerinckx; I. Kuzma; K. Van, Nieuwenhuysen, H.J. Kim and J. Poortmans. *Epitaxial thin-film Si solar cells*. Thin Solid Films, 511–512:533– 542, 2006.

[6] T. Orellana Pérez, C. Funke, W. Fütterer, T. Wagner, S. Riepe, S. Reber, H. J. Möller, *Mechanical characterization of epitaxial wafer equivalents from block Casting to thin film deposition,* 2010.

[7] D.J. Clinton and R. Morrell, *Hardness testing of ceramic materials*. Mater. Chem. Phys. 17 (1987), pp. 461–473.

[8] W.C. Oliver, G.M. Pharr, *An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments*, J. Mater. Res. 7 (6) (1992) 1564–1583.

[9] ASTM C 1499, *Standard Test Method for Monotonic Equibiaxial Flexural Strength of Advanced Ceramics at Ambient Temperature*, 2008.

[10] www.ansys.com

[11] G.V. Guinea, J.Y. Pastor, J. Planas and M. Elices. *Stress Intensity factor, compliance and CMOD for a general three-point-bend beam*. International Journal of Fracture 83: 103-116, 1998.

[12] Jin J, Takahashi H, Iwasaki N. *Effect of test method on flexural strength of recent dental ceramics*. Dent Mater J 2004; 23:490–6.

[13] Higgs WAJ, Lucksanasombool P, Higgs RJED, Swain MV. *Evaluating acrylic and glass-ionomer cement strength using the biaxial flexure test.* Biomaterials 2001; 22:1583–90.

[14] Zeng K, Oden A, Rowcliffe D. *Flexure tests on dental ceramics*. Int J Prosthodont 1996;9:434–9.

[15] Hsueh CH, Luttrell CR, Becher PF. *Analyses of multilayered dental ceramics subjected to biaxial flexure tests*. Dent Mater 2006; 22:460–9.

[16] B. Picka, J.B.C. Meiraa, L. Driemeierb, R.R. Bragaa. *A critical view on biaxial and short-beam uniaxial flexural strength tests applied to resin composites using Weibull, fractographic and finite element analyses*. Dental materials 26 (2010) 83–90

[17] M. Tanaka, K. Higashida, H. Nakashima, H. Takagi and M. Fujiwara, *Orientation dependence of fracture toughness measured by indentation methods and its relation to surface energy in single crystal silicon*.

[18] Palin WM, Fleming GJ, Burke FJ, Marquis PM, Randall RC. *The reliability in flexural strength testing of a novel dental composite*. J Dent 2003; 31:549–57.

INFLUENCIA DE LA ADICIÓN DE FIBRAS DE POLIPROPILENO SOBRE EL COMPORTAMIENTO EN FRACTURA DE ELEMENTOS DE HORMIGÓN DE ANCHO VARIABLE

H. Cifuentes[1], M. Alcalde[1], F. Medina[1]

[1] Grupo de Estructuras, Escuela Técnica Superior de Ingeniería, Universidad de Sevilla. Camino de los Descubrimientos s/n, 41092, Sevilla, España.
E-mail: bulte@us.es

RESUMEN

En este trabajo se presenta el estudio realizado sobre la influencia del refuerzo del hormigón con fibras de polipropileno en el comportamiento en fractura y efecto de borde de elementos con sección transversal de ancho variable. Se dispone de resultados experimentales previos sobre la influencia de la variación del ancho de la sección en el comportamiento en fractura del hormigón, para distintos tipos de sección transversal. Se observa un comportamiento más dúctil para secciones trapezoidales de ancho creciente y para secciones en T invertida, analizándose la influencia de la adición de las fibras sobre el comportamiento en fractura de este tipo de secciones. Se analizan secciones con variación gradual del ancho y con variación brusca del mismo. Los resultados obtenidos permiten cuantificar el aumento de ductilidad y la mejora del comportamiento en fractura producido por la adición de fibras de polipropileno al hormigón, en elementos con sección de ancho variable.

ABSTRACT

This paper presents a study of the influence of polypropylene fiber reinforcement of concrete on the fracture behavior and edge effect in elements of variable width. Experimental results of fracture behavior of specimens with different cross sections are available. It has obtained more ductile behavior for specimens with trapezoidal sections (with increasing width) and inverted T-sections. Therefore, we analyze the influence of the fibers addition on the fracture behavior of these sections. Sections with gradual variation of wide and sudden change of width were analyzed. Results allow us to quantify the increase of ductility and fracture performance improvements produced by polypropylene fiber addition to concrete in these sections.

PALABRAS CLAVE: Ancho variable, Hormigón reforzado, Fibras de polipropileno.

1. INTRODUCCIÓN

Se ha demostrado que las dimensiones de la sección transversal de las probetas empleadas para la determinación de la energía de fractura RILEM [1] tienen una influencia considerable sobre los valores obtenidos [2, 3]. Esta influencia es considerada como el efecto tamaño del hormigón en el valor de la energía de fractura [4].

Así, diversos investigadores han analizado esta dependencia de los valores de la energía de fractura con las dimensiones de la zona de ligamento [5, 6], llegando a introducir el concepto de efecto de borde en las estructuras de hormigón. Dicho efecto de borde, se debe a la imposibilidad del completo desarrollo de la zona de proceso de fractura (ZPF) del material al aproximarse a alguno de los bordes físicos de la sección [6]. Por lo tanto, no solo las dimensiones, sino la forma de la sección deben influir en los valores de la energía de fractura RILEM obtenidos. Los autores han llevado a cabo un estudio experimental de la influencia de la forma de la sección en los valores de la energía de fractura RILEM obtenidos [7].

Por otro lado, la adición de fibras de polipropileno al hormigón produce un aumento de las propiedades de fractura del material. El efecto favorable de las fibras se produce, fundamentalmente, cuando el frente de grieta se aproxima al borde superior de la probeta (en secciones rectangulares). Por este motivo, es de esperar una influencia notable de la adición de fibras de polipropileno en el efecto de borde del hormigón [8].

En este trabajo se presenta un análisis experimental sobre la influencia de la adición de fibras de polipropileno en el comportamiento en fractura en secciones de ancho variable. Estas secciones se han elegido, convenientemente, en función de los resultados experimentales disponibles sobre el comportamiento en fractura de distintas secciones analizadas por los autores [7]. Así, se analiza la adición de fibras de polipropileno al hormigón en secciones trapezoidales de ancho creciente y en secciones en T invertida. Estas secciones son las que presentan un comportamiento más dúctil y

por lo tanto, permitirán desarrollar más completamente los mecanismos de fallo de las fibras de polipropileno.

Con los resultados obtenidos, se analiza la influencia de las fibras de polipropileno sobre el comportamiento en fractura y el efecto de borde en las secciones comentadas.

2. RESULTADOS PREVIOS DISPONIBLES

Se dispone de resultados experimentales de ensayos a flexión en tres puntos sobre probetas entalladas con sección transversal de ancho variable. Esta campaña experimental ha sido empleada por los autores para el estudio de la influencia de la forma de la sección en la determinación de la energía de fractura RILEM del hormigón [7]. Así, se ha realizado un estudio del efecto de borde mediante la aplicación del modelo de energía de fractura local [8].

2.1. Tipos de probetas analizadas

Las secciones transversales de las distintas probetas analizadas son las mostradas en la figura 1. Como se aprecia, las secciones transversales muestran un ancho variable en la zona de ligamento del material.

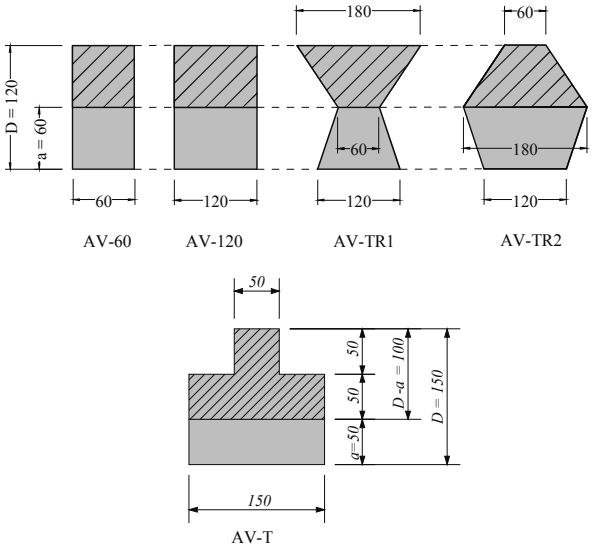


Figura 1. Sección transversal de las probetas analizadas.

Donde *a* es la profundidad inicial de entalla. La longitud de las probetas es en todos los casos $L = 4.5\ D$ y la separación entre apoyos $S = 4\ D$.

Como se observa en la figura 3, las secciones AV-60 y AV-120 son rectangulares de ancho constante. Mediante estas secciones se analiza el efecto del aumento del ancho en secciones rectangulares, ya que el ancho de la sección AV-120 es doble que el de la sección AV-60.

La sección AV-TR1 presenta una sección trapezoidal en el área de ligamento, con aumento lineal del ancho en dirección hacia el borde libre superior de la sección. Análogamente, la sección AV-TR2 presenta una disminución lineal del ancho en la zona de ligamento. Con estas probetas, se analiza el efecto de una variación gradual del ancho dentro de la zona de ligamento del material.

La sección AV-T es una sección en T invertida, con una variación brusca del ancho del ala inferior respecto al alma. Así, se analiza el efecto de un cambio repentino del ancho en la zona de ligamento.

2.2. Materiales

Todas las probetas se han fabricado con la misma amasada de hormigón. El hormigón ha sido fabricado con un cemento Portland CEM-I/52.2, áridos siliceos de tamaño máximo 6mm, ajustados según la parábola de Fuller, y una dosificación (AR/C/A) de 4.6/1/0.5, con contenido en cemento de 400 kg/m^3.

La resistencia del hormigón ha sido determinada mediante probetas cilíndricas de 15x30 cm para la resistencia a compresión y a tracción indirecta (ensayo brasileño), y probetas prismáticas de 15x15x60 cm para la resistencia a flexotracción. En la tabla 1 se muestran las propiedades mecánicas del hormigón.

Tabla 1. Propiedades mecánicas del hormigón

Resistencia a compresión simple, f_c	*56.5 MPa*
Resistencia a tracción indirecta, f_{cti}	4.7 MPa
Resistencia a flexotracción, f_{ctf}	6.5 MPa
Módulo de def. longitudinal, E_c	34.1 GPa

2.3. Resultados

Los ensayos han consistido en ensayos a flexión en tres puntos sobre probetas entalladas de distinta sección transversal. Estos ensayos se han realizado en una máquina dinámica servo-hidráulica de ±25kN de capacidad de carga y control en CMOD.

En la tabla 2 se muestran los resultados de energía de fractura RILEM obtenidos por el método de trabajo de fractura [1]. Asimismo, y en función de las propiedades del material y los valores de la energía de fractura RILEM, se han obtenido los valores de la longitud característica ($l_{ch} = E_c G_f / f_{cti}^2$) asociada a cada tipo de sección.

Con el objetivo de analizar la ductilidad de las secciones y teniendo en cuenta que no todas poseen el mismo tamaño, se ha obtenido la inversa del número de fragilidad de Hillerborg (β_H) [9] como parámetro de la medida de la ductilidad de la sección. Dicho parámetro viene dado por la siguiente expresión:

$$\frac{1}{\beta_H} = \frac{l_{ch}}{D} \quad (1)$$

Tabla 2. Valores de fractura obtenidos para cada tipo de probeta

Probeta	G_f (N/m)	l_{ch} (mm)	$1/\beta_H$
AV-60	101.4 ±4%	148.7 ±4%	1.24
AV-120	110.3 ±15%	161.8 ±15%	1.35
AV-TR1	149.0 ±20%	218.5 ±20%	1.82
AV-TR2	97.8 ±19%	143.4 ±19%	1.20
AV-T	169.6 ±6%	248.7 ±6%	1.66

Como se observa en los resultados mostrados en la tabla 2, las secciones AV-TR1 y AV-T presentan el comportamiento más dúctil. Este efecto ha sido analizado por los autores, considerando el efecto de borde de las distintas secciones analizadas [7, 8].

3. INFLUENCIA DE LA ADICIÓN DE FIBRAS DE POLIPROPILENO

Para analizar la influencia de las fibras de polipropileno sobre el efecto de borde en las secciones de ancho variable analizadas anteriormente, se realizarán ensayos a flexión en tres puntos sobre las probetas AV-TR1 y AV-T de mayor ductilidad, en un hormigón de idéntica dosificación y con adición de fibras de polipropileno.

Es sabido que la adición de fibras de polipropileno aumenta las propiedades de fractura y la ductilidad del hormigón [10]. Esta ductilidad del hormigón aumenta debido al efecto de cosido de las fibras de polipropileno en el frente de grieta. Por este motivo y con el objetivo de que se pueda desarrollar de la forma más completa posible los mecanismos de fallo de las fibras, se ensayarán las secciones que anteriormente han presentado una mayor ductilidad intrínseca.

3.1. Materiales

El hormigón empleado en la fabricación de estas probetas tiene idéntica composición que el hormigón descrito en el apartado 2.2., con la salvedad de que se han añadido fibras de polipropileno con una dosificación de 1200 g/m^3. En la tabla 3 se muestran las propiedades geométricas y mecánicas de las fibras de polipropileno empleadas. Estas fibras se designan comercialmente como G2C y así se considerará para la designación del hormigón reforzado. Las propiedades que definen las fibras son su espesor *e*, expresado en dtex, su tenacidad *Ten*. en µm, su elongación *El*. en % y su longitud *L* en mm.

Tabla 3. Propiedades de las fibras de polipropileno

Fibra	*e*	*Ten.*	*El.*	*L*
G2C	8.9	50	75	24

Durante el proceso de fabricación del hormigón se ha procurado que las fibras quedasen lo más homogéneamente distribuidas que sea posible. El control de la distribución de las fibras en la matriz del hormigón ha sido visual. En la figura 2 se muestra una fotografía de la distribución de las fibras en la matriz del hormigón.

Figura 2. Distribución de las fibras de polipropileno en la matriz de hormigón.

La resistencia del hormigón reforzado ha sido determinada mediante probetas cilíndricas de 15x30 cm para la resistencia a compresión y a tracción indirecta (ensayo brasileño), y probetas prismáticas de 15x15x60 cm para la resistencia a flexotracción. En la tabla 4 se muestran las propiedades mecánicas del hormigón.

Tabla 4. Propiedades mecánicas del hormigón

Resistencia a compresión simple, f_c	57.8 ±2% MPa
Resistencia a tracción indirecta, f_{cti}	4.9 ±9% MPa
Resistencia a flexotracción, f_{ctf}	6.1 ±3 MPa
Módulo de def. longitudinal, E_c	34.3 ±15 GPa

3.2. Ensayos

Las probetas han sido sometidas a ensayos de flexión en tres puntos (figuras 3 y 4), siguiendo las recomendaciones de la asociación RILEM [1].

Estos ensayos se han realizado en una máquina dinámica servo-hidráulica de ±25kN de capacidad de carga, con instrumentación del desplazamiento vertical de la sección central de la probeta y la apertura de la boca de la entalla (CMOD). El control del ensayo se ha realizado a través de la medida del CMOD y el ensayo se ha completado hasta la rotura total de las probetas.

Se han fabricado y ensayado al menos tres especímenes para cada tipo de probeta analizada.

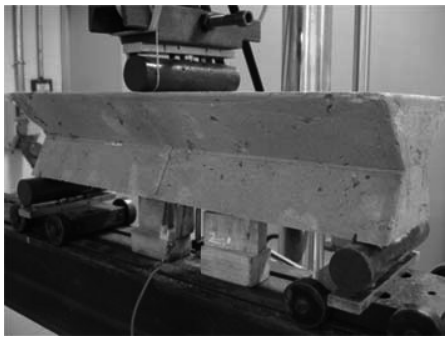


Figura 3. Ensayo a flexión en tres puntos con control en CMOD de probetas de sección AV-TR1-G2C.

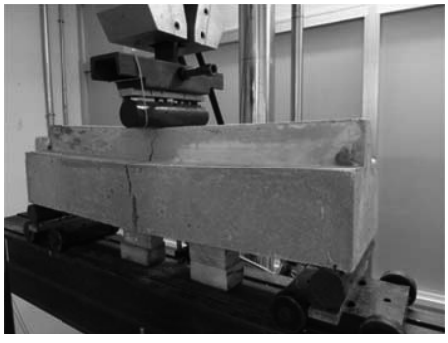


Figura 4. Ensayo a flexión en tres puntos con control en CMOD de probetas de sección AV-T-G2C.

3.3. Resultados

En la tabla 5 se muestran los resultados del trabajo de fractura por integración de la curva *P-δ* (W_f), el peso propio del espécimen (*mg*), el desplazamiento máximo de finalización del ensayo (δ_{max}), el trabajo de fractura total teniendo en cuenta la corrección de peso propio (W_{fT}), la energía de fractura RILEM (G_f), la longitud característica asociada (l_{ch}) y la inversa del número de fragilidad de Hillerborg ($1/\beta_H$) para el análisis de la ductilidad.

Tabla 5. Valores de fractura obtenidos para probetas AV-TR1-G2C y AV-T-G2C

Probeta	AV-TR1-G2C	AV-T-G2C
W_f *(Nmm)*	1295.1 ±29%	2777.3 ±16%
mg (N)	154 ±2%	237 ±1%
δ_{max} *(mm)*	6.3 ±19%	6.4 ±15%
W_{fT} *(Nmm)*	2273.3 ±19%	4292.4 ±20%
A_{lig} *(mm²)*	7200	10000
G_f *(N/m)*	315.7 ±18%	429.2 ±21%
l_{ch} *(mm)*	451.2 ±16%	613.4 ±19%
$1/\beta_H$	3.8	4.1

Como se desprende de los resultados mostrados en la tabla 5, se produce un incremento considerable de la energía de fractura RILEM con la adición de fibras de polipropileno al hormigón. Comparando estos resultados con los correspondientes a las probetas AV-TR1 y AV-T sin refuerzo de fibras (tabla 2), se obtiene que la energía de fractura RILEM sufre un aumento de un 112% para las probetas AV-TR1 y un 153% para el caso de las probetas de sección AV-T. El efecto de la adición de fibras al hormigón es más notable en el caso de las secciones en T invertida analizadas. En cuanto a la ductilidad, las secciones AV-TR1 experimentan un aumento del 109% y las secciones AV-T del 147%.

Este aumento de los valores de la energía de fractura RILEM obtenidos y de la ductilidad del material en la sección considerada, se debe al efecto de cosido de las fibras de polipropileno en el frente de grieta (figura 5). Como se muestra en los resultados obtenidos (tabla 5) el efecto de cosido es más notable en las secciones en T invertida AV-T-G2C, donde las fibras cosen el ala inferior de la sección. Por lo tanto, la adición de fibras interacciona, en mayor medida, con el efecto de borde de la sección en las probetas con sección transversal en T.

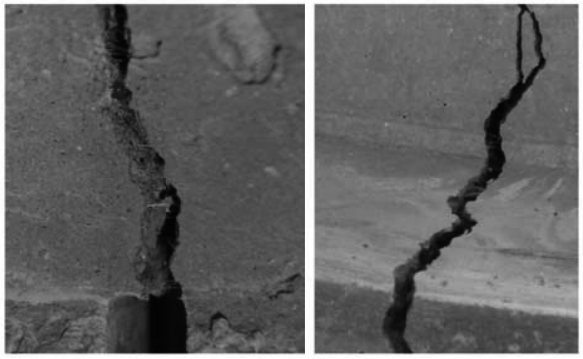


Figura 5. Efecto de cosido de las fibras de polipropileno en el crecimiento de grieta para las probetas AV-TR1-G2C (izq.) y AV-T-G2C (dcha.)

Este efecto cosido se evidencia también en las curvas de comportamiento de las probetas ensayadas. En la figura 6-sup. se muestran las curvas *P-CMOD* correspondientes a las probetas AV-TR1 y AV-TR1-G2C donde se nota la influencia de la adición de fibras de polipropileno en las probetas de sección trapezoidal. Análogamente, en la figura 6-inf. se muestran las curvas de las probetas AV-T y AV-T-G2C, donde se aprecia la adición de fibras de polipropileno correspondientes a las probetas de sección en T.

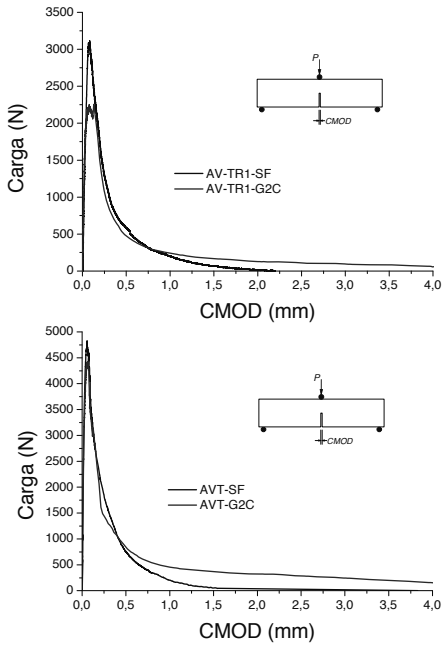


Figura 6. Curvas P-CMOD correspondientes a las probetas AV-TR1 (sup.) y AV-T (inf.) con y sin refuerzo mediante fibras de polipropileno

Como se observa en la figura 6, la adición de fibras de polipropileno se manifiesta a través de las curvas de comportamiento *P-CMOD*. En las curvas correspondientes a las probetas de sección AV-T la influencia de las fibras es más notables con respecto al comportamiento de las probetas sin refuerzo, debido al efecto de cosido del ala inferior originado por la adición de fibras de polipropileno.

4. CONCLUSIONES

Se ha llevado a cabo un análisis experimental de la adición de fibras de polipropileno como refuerzo del hormigón, en probetas entalladas con secciones de ancho variable. Los ensayos se han llevado a cabo en el Laboratorio de Estructuras de la Escuela Técnica Superior de Ingeniería de la Universidad de Sevilla.

En función de los resultados presentados en este trabajo se establecen las siguientes conclusiones:

- La influencia de la adición de fibras de polipropileno al hormigón es más notable en las secciones en T analizadas.
- El aumento de energía de fractura en las secciones trapezoidales analizadas (AV-TR1) con la adición de fibras de polipropileno es del 112%. El aumento de la ductilidad en estas secciones se ha cuantificado en un 109%.
- Análogamente, se ha obtenido un aumento de los 153% en la energía de fractura, para el caso de las probetas con sección en T analizadas. Asimismo, el aumento de ductilidad cuantificado, en este caso, es del 147%
- Las fibras de polipropileno empleadas como refuerzo en las probetas analizadas, presentan un mayor efecto de cosido para las secciones en T (AV-T) debido al cosido del ala inferior de la sección.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al Ministerio de Educación y Ciencia la financiación para la realización del presente trabajo, a través del proyecto BIA2010-21399-C02-02.

REFERENCIAS

[1] RILEM TC-50 FMC, "Determination of the Fracture Energy of Mortar and Concrete by Means of Three-Point Bend Tests on Notched Beams", *Materials and Structures*, Vol.18, 1995, pp.285-290.

[2] Bazant Z.P. and Kazemi M.T., "Size dependence of concrete fracture energy determined by RILEM work-of-fracture method", *International Journal of Fracture,* Vol. 51*,* pp. 121-138, 1991.

[3] Hu X. and Wittmann F., "Size effect on toughness induced by crack close to free surface", *Engineering Fracture Mechanics,* Vol. 65*,* pp. 209-221, 2000.

[4] Karihaloo, B.L. *Fracture Mechanics and Structural Concrete*. Longman Scientific & Technical. 1995.

[5] Hu, X. y Duan, K., "Size effect: Influence of proximity of fracture process zone to specimen boundary", *Engineering Fracture Mechanics*, V. 74, pag. 1093-1100, 2007.

[6] Abdalla H.M. y Karihaloo B.L., "Determination of size-independent specific fracture energy of concrete from three-point bend and wedge splitting tests", *Magazine of Concrete Research*, V. 55, pp. 133-141, 2003.

[7] Cifuentes H. y Medina F., "Comparación del valor de la energía de fractura real del hormigón obtenido por distintos procedimientos", *Anales de Mecánica de la Fractura, 26,* Vol. 1, Sigüenza, España, pag. 51-56, 2009.

[8] Cifuentes H., *Análisis del comportamiento en fractura y del efecto de borde en hormigones de altas prestaciones reforzados con fibras de polipropileno*, Tesis Doctoral, Sevilla, España, 2010.

[9] Ruiz G., Elices M. and Planas J., "Experimental study of fracture of lightly reinforced concrete beams", *Materials and Structures*, V. 31, pp. 683-691, 1998.

[10]Medina F., Cifuentes H. y Alcalde M., "Efecto tamaño y ductilidad en hormigones de baja y alta resistencia reforzados con fibras de polipropileno", *Cemento – Hormigón*, Nº. 930, pp. 32-42, Agosto 2009.

[11]Bazant, Z.P. *Scaling of Structural Strength*. Elsevier. Great Britain, 2002.

[12]Duan K., Hu X. y Wittmann F., "Thickness effect on fracture energy of cementitious materials", *Cement and Concrete Research*, V. 33, pag. 499-507, 2003.

[13]Zhao, Z.; Kwon, S.H. y Shah, S.P., "Effect of specimen size on fracture energy and softening curve of concrete. Part I. Experiments and fracture energy", *Cement and Concrete Research*, V. 38, pp. 1049-1060, 2008.

EVALUACIÓN ESTRUCTURAL MEDIANTE ULTRASONIDOS DEL EFECTO DEL ESPESOR DE LA JUNTA DE MORTERO EN MUROS DE FÁBRICA DE LADRILLO CERÁMICO SOMETIDOS A ESFUERZOS DE COMPRESIÓN HASTA SU ROTURA

S. M. Monteagudo[1], M. J. Casati[2], J. C. Gálvez[1], J. Kratochvil[1], G. Al-Assadi[1]

[1] Departamento de Ingeniería Civil: Construcción, E.T.S de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos, Universidad Politécnica de Madrid. c/ Profesor Aranguren s/n, 28040 Madrid, España.
E-mail: sm.monteagudo@alumnos.upm.es
E-mail: jaime.galvez@upm.es
E-mail: ghaida@caminos.upm.es

[2] Departamento de Vehículos Aeroespaciales, E.U.I.T Aeronáutica, Universidad Politécnica de Madrid. Plaza Cardenal Cisneros nº 3, 28040 Madrid, España.
E-mail: mariajesus.casati@upm.es

RESUMEN

En este trabajo se analiza la influencia del espesor de la junta de mortero en el comportamiento estructural de probetas de fábrica de ladrillo cerámico bajo esfuerzos de compresión uniaxial. El ensayo de compresión reproduce la forma habitual de trabajo de estas estructuras. Se han ensayado nueve muros y nueve pilares, combinando tres espesores de junta de mortero, sometidos a carga de compresión hasta rotura. Con el fin de evaluar el progresivo agrietamiento del material durante el proceso de carga, se han realizado medidas con ultrasonidos. Además se han realizado medidas con extensómetros y esclerómetro para contrastar la validez de las medidas de ultrasonidos. Los resultados obtenidos muestran que existe una correlación entre los valores de la fuerza de compresión que soportan las probetas y el tamaño del espesor de la junta: a menor espesor de junta mayor carga de rotura. Del estudio también se desprende que esta relación es más clara en los muros que en los pilares, ya que la esbeltez de los muros es mayor y aparecen efectos de pandeo. La medida con ultrasonidos muestra una buena correlación con las medidas extensométricas y permite una eficaz detección del agrietamiento interior del material durante el proceso de rotura.

ABSTRACT

The aim of this paper is to analyze the influence of the mortar joint thickness on the structural behavior of brick-masonry specimens under compressive stress. The compression test reproduces the usual working way of these structures. Nine walls and nine columns were tested, combining three mortar joint thicknesses subjected to compressive load until failure. To evaluate the progressive cracking of the material during the loading process, ultrasound measurements have been performed. In addition, measurements with extensometers and sclerometer have been made in order to check the reliability of ultrasound measurements. Results show that a correlation exists between compressive strength values supported by specimens and the mortar joint thickness: the thinner the mortar joint, the greater the breaking loads. The research also shows that this relationship is more evident in walls than in pillars, as the thinness of the walls is higher and buckling effects occur. Ultrasound measurement shows a good correlation with the extensometer measures and allows an accurate detection of cracking inside the material during the breaking process.

PALABRAS CLAVE: Fábrica, ladrillo cerámico, compresión uniaxial, ultrasonidos.

1. INTRODUCCIÓN

La fábrica de ladrillo cerámico se ha empleado desde la antigüedad y tiene una gran tradición en nuestro país. Aún así, el estudio de su comportamiento estructural y resistencia sigue centrando el interés de los investigadores [1-3]. Parte de este interés responde a la necesidad de evaluar la capacidad portante de estructuras históricas como puentes y edificios.

La recuperación de edificios históricos que llevan años cerrados, así como el cambio de uso de otros bien conservados, requiere evaluar su resistencia para establecer el posible refuerzo o reparación en función de las solicitaciones de uso.

La fábrica de ladrillo es un material heterogéneo y anisótropo constituido por ladrillos y mortero. Su comportamiento hasta rotura es no-lineal y depende

fundamentalmente de sus componentes (ladrillo, mortero y junta ladrillo-mortero), así como de la disposición constructiva (aparejo y espesor de la junta) [4]. Los modelos de cálculo de la resistencia de la fábrica disponibles conducen a valores muy diferentes y no contemplan aspectos importantes como el espesor de junta [4].

La intervención sobre el Patrimonio Cultural Inmueble debe ser lo menos agresiva posible [5], siendo el uso de ensayos no destructivos una vía muy adecuada para conocer las propiedades de la fábrica. La medida de la velocidad de los pulsos ultrasónicos (VPU) se ha empleado con éxito en ladrillos [6], en fábrica de piedra [7] y combinada con termografía [8]. Sin embargo no hay resultados acerca de cómo afecta el distinto espesor de las juntas de mortero en la fábrica de ladrillo.

En este trabajo se analiza la influencia del espesor de la junta de mortero en el comportamiento estructural de probetas de fábrica de ladrillo cerámico bajo esfuerzos de compresión uniaxial. Se han ensayado nueve muros y nueve pilares, combinando tres espesores de junta de mortero, sometidos a carga de compresión hasta rotura. Con el fin de evaluar el progresivo agrietamiento del material durante el proceso de carga, se han realizado medidas con ultrasonidos. Además se han realizado medidas con extensómetros y esclerómetro para contrastar la validez de las medidas de ultrasonidos.

2. CAMPAÑA EXPERIMENTAL

Se han ensayado pilares y muros de fábrica de ladrillo, con tres espesores de junta, de 5, 10 y 15 mm, respectivamente. Se han ensayado tres probetas de cada espesor. La dimensión de los pilares fue 235x235x800mm^3. Los muros tenían una planta de 750x115 mm^2 y altura entre 650-830mm. La nomenclatura utilizada para designar a las probetas se muestra en la Tabla 1. La Figura 1 muestra un esquema de los pilares y muros con sus dimensiones.

2.1. Ladrillos

Para la fabricación de las probetas se han empleado ladrillos comerciales cerámicos macizos de dimensiones 235x108x37mm^3. Su resistencia a compresión uniaxial, medida según UNE-EN 772-1 [9], sobre tres probetas con dimensiones 40x40x40mm^3, fue de 60 MPa.

Tabla 1: Nomenclatura y dimensiones de las probetas ensayadas.

Espesor de la junta	Nombre de la probeta		
Pilares			
5 mm	P 1.05	P 2.05	P 3.05
10 mm	P 1.10	P 2.10	P 3.10
15 mm	P 1.15	P 2.15	P 3.15
Muros			
5 mm	M 1.05	M 2.05	M 3.05
10 mm	M 1.10	M 2.10	M 3.10
15 mm	M 1.15	M 2.15	M 3.15

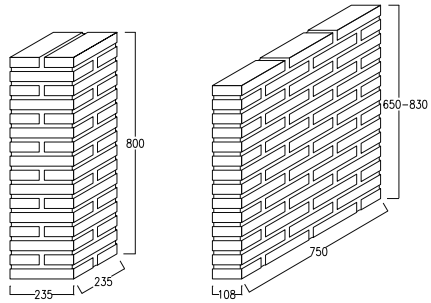


Figura 1. Esquema de pilar y muro (cotas en mm).

Figura 2. Fabricación de un muro.

2.2. Mortero

El mortero empleado estaba compuesto por cemento Portland CEM I 42,5 N y arena silícea normalizada con un tamaño máximo de árido de 1,5 mm. La relación agua/cemento fue 0,5. La relación cemento:arena 1:6. La resistencia a compresión del mortero, según la norma UNE-EN 1015-11 [10], sobre tres probetas con dimensiones 35x35x35mm^3, fue de 22,9 MPa.

2.3. Construcción de los pilares y muros

Los ladrillos se sumergieron en agua una hora antes de emplearlos con el fin de evitar la absorción del agua del mortero por parte del ladrillo, lo que podría causar una mala adhesión en la interfaz ladrillo-mortero. Los muros y los pilares se confeccionaron con tres espesores de junta 5, 10 y 15 mm. La Figura 2 muestra la fabricación de uno de los muros. Las caras superior e inferior de las probetas estaban rematadas con una capa de mortero de 20 mm de espesor. La superficie de apoyo se rectificó con una capa de azufre.

2.4. Procedimiento de ensayo de las probetas

Los muros y los pilares se ensayaron a compresión uniaxial de acuerdo a la norma UNE-EN 1052-1 [11]. El ensayo se realizó con una máquina servohidráulica de 2000 kN de capacidad, con control de desplazamiento. En los pilares la carga se aplicó intercalando un tablero de aglomerado de 1cm de espesor entre el plato de la

máquina y la probeta. En el caso de los muros se empleó una viga metálica de reparto HEB250 con rigidizadores para distribuir la carga uniformemente. La carga se aplicó en escalones de 150 kN, con estabilización de la deformación en cada escalón. La Figura 3 muestra un esquema de la aplicación de la carga.

El acortamiento de las probetas durante el ensayo se midió con extensómetros inductivos (tipo LVDT) de 40 mm de recorrido. En los pilares se emplearon dos adosados en caras opuestas, mientras que en los muros fueron cuatro, dos en cada cara (véase Figura 4).

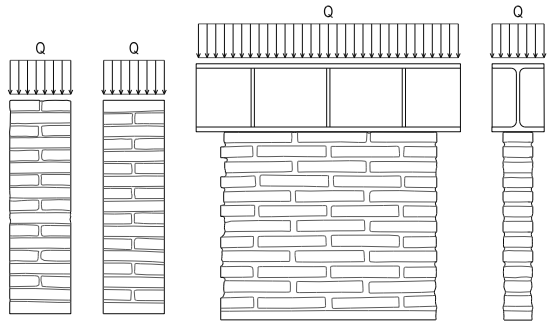


Figura 3. Esquema de carga en pilares y muros.

Figura 4. Ensayo de compresión de un muro.

La medida de la VPU se hizo con un equipo PUNDIT con transductores de alta frecuencia (50-100 kH). En el caso de los pilares la VPU se midió de forma directa en dos direcciones (véase Figura 5). En la *posición 1* el tren de ondas atraviesa ladrillo y mortero (L+M), y en la *posición 2* solo ladrillo (L). Estas medidas se realizaron en las dos direcciones *x* e *y* del plano de medida.

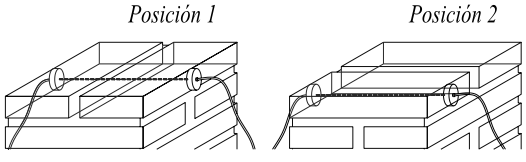


Figura 5. Esquema de posición de transductores en la medida de velocidad de pulso ultrasónico en pilares.

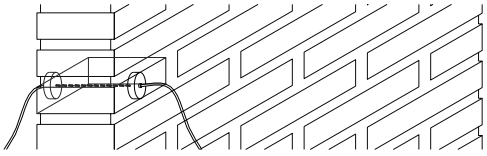


Figura 6. Esquema de posición de transductores en la medida de velocidad de pulso ultrasónico en muros.

En los muros, la medida se realizó a través del ladrillo sin atravesar el mortero (Figura 6). Las medidas se realizaron en tres alturas diferentes.

Además, se empleó un esclerómetro para determinar la variación de la dureza superficial del ladrillo y del mortero durante la carga de los pilares, se tomaron seis medidas a diferentes alturas. En el caso de los muros se midió el alargamiento horizontal de sus caras en cada escalón de carga con un deformímetro.

3. RESULTADOS

La Figura 7 muestra la VPU en los pilares en función de la carga aplicada para las dos posiciones de medida.

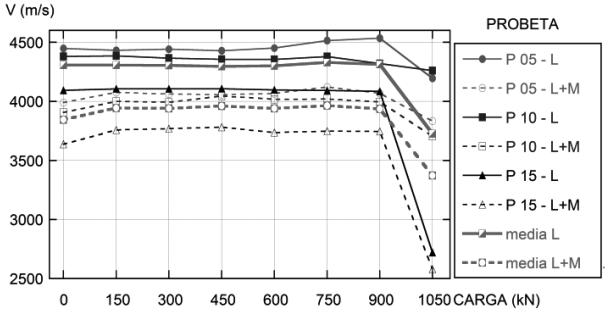


Figura 7. Velocidad de pulso ultrasónico en pilares en función de la carga.

El promedio de VPU obtenida en la *posición 1* (L+M) fue de 3.863,2m/s, mientras que en la *posición 2* (L) fue de 4.236,5m/s.

La Figura 8 muestra la VPU en los muros en función de la carga aplicada.

La Figura 9 compara en cada escalón de carga la VPU para cada espesor de junta de mortero en los pilares. La Figura 10 muestra análogos resultados para los muros.

Tabla 2: Tensión de rotura de las probetas ensayadas.

Tipo de probeta	Espesor de la junta	Tensión de rotura (MPa)	
		Individual	Media
Pilares	5 mm	20,5	19,5
	10 mm	19,1	
	15 mm	19,0	
Muros	5 mm	10,4	7,8
	10 mm	7,7	
	15 mm	5,3	

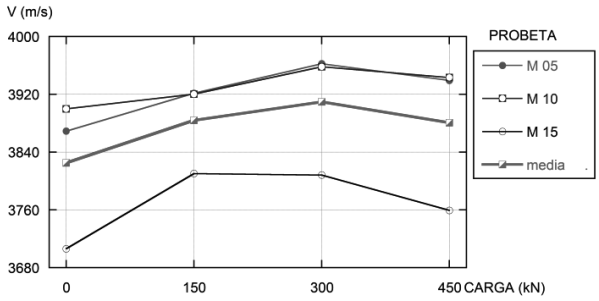


Figura 8. Velocidad de pulso ultrasónico en muros en función de la carga.

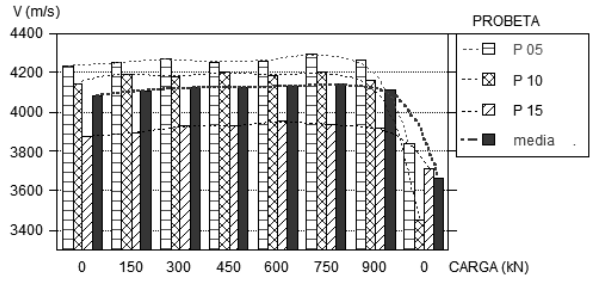


Figura 9. Velocidad de pulso ultrasónico en pilares para cada espesor de junta en función de la carga.

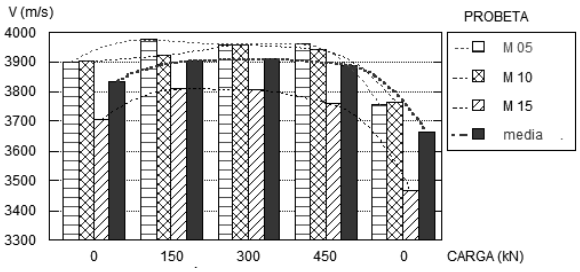


Figura 10. Velocidad de pulso ultrasónico en muros para cada espesor de junta en función de la carga.

La Tabla 2 muestra las tensiones de rotura para los pilares y los muros. Los valores individuales para cada espesor de junta corresponden al valor medio de las tres probetas ensayadas.

Las Figuras 11 y 12 muestran la VPU medida en los pilares y los muros, en función de la altura, antes, durante y después del ensayo.

La Figura 13 muestra el índice de rebote medido en los ladrillos y el mortero de los pilares en los distintos escalones de carga.

Las Figuras 14 y 15 muestran las curvas tensión deformación, medida con los extensómetros, en los pilares y los muros respectivamente.

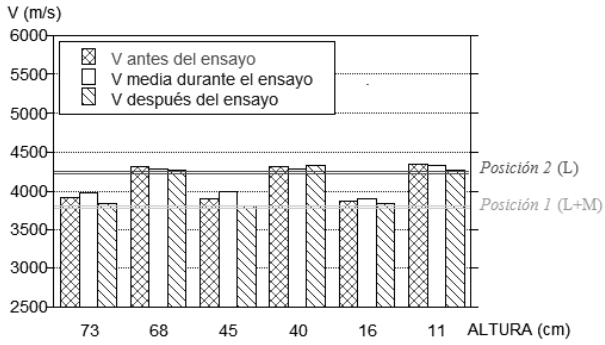


Figura 11. Velocidad de la onda en función de la altura - Pilar P 05 – Dirección del eje X.

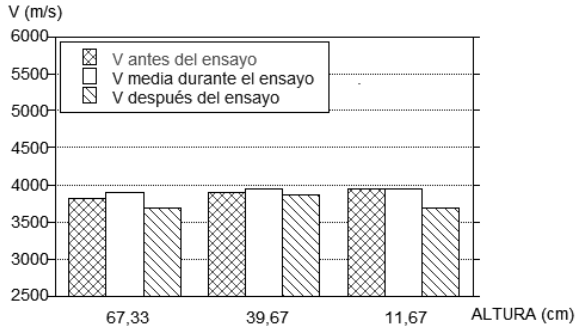


Figura 12. Velocidad de la onda en función de la altura - Muro M 05.

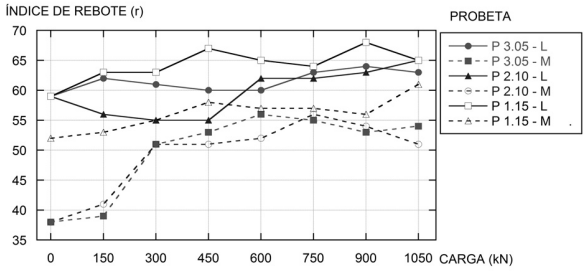


Figura 13. Índice de rebote medido en los ladrillos y el mortero de los pilares.

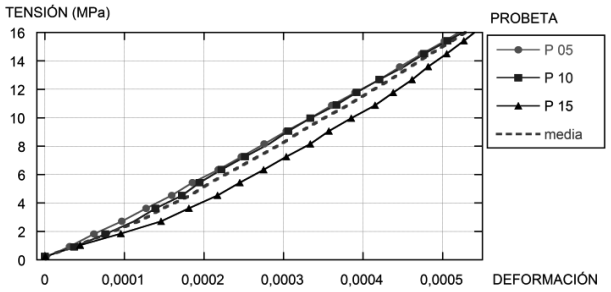


Figura 14. Curvas tensión-deformación en pilares.

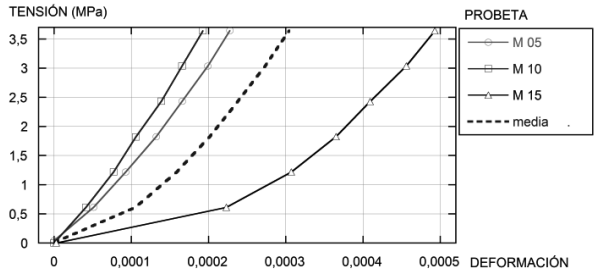


Figura 15.Curvas tensión-deformación en muros.

Tabla 3: Valores promedio de la tensión característica obtenidos mediante expresiones analíticas

Norma	Resistencia característica a compresión (MPa)	
EC-6	$f_k = K\, f_b^{0,65}\, f_m^{0,25}$ $K = 0{,}60$ $f_m < 20\ MPa$ $f_m < 2 \cdot f_b$	$f_k = \mathbf{18,16\ MPa}$
CTE		
NBE FL-90	$f_k = f - 1{,}64\delta$ $\delta = \sqrt{\frac{\Sigma(f_j - f)^2}{n-1}}$	$f_{k\,\text{PILARES}} = \mathbf{18,7\ MPa}$ $f_{k\,\text{MUROS}} = \mathbf{5,15\ MPa}$

4. DISCUSIÓN DE RESULTADOS

La VPU es claramente inferior siempre que el pulso atraviesa ladrillo y mortero, es el caso de los pilares con medida de VPU en *posición 1* (véase Figura 7). La razón se debe a la menor rigidez del mortero y a la presencia de la discontinuidad ladrillo-mortero. Este fenómeno ha sido observado por otros autores [6 y12].

En los pilares y en los muros se observa una relación clara entre la VPU y el espesor de la junta de mortero en todos los escalones de carga (véanse Figuras 7 y 8). La VPU es mayor en los pilares con una junta de mortero de menor espesor. Este efecto se debe a que el mortero es más deformable que el ladrillo.

Tanto los pilares como los muros muestran un ligero aumento en la VPU antes de alcanzar la carga de rotura. Este aumento se debe a la mayor compactación del material que reduce el volumen de los huecos. Tras superar la carga máxima, la aparición de grietas se evidencia por una fuerte disminución de la VPU (Figuras 7 a 10). Meglis et al. [13], entre otros, también observaron la disminución de la VPU a medida que las grietas se propagaban.

La medida de VPU a distintas alturas (Figuras 11 y 12) muestra variaciones muy pequeñas, aspecto que confirma una distribución uniforme de la carga en el elemento.

El índice de rebote es mayor en el ladrillo que en el mortero, lo que era de esperar, ya que la rigidez del ladrillo es mayor que la del mortero, propiedad que se manifiesta en la dureza superficial. Se observa una tendencia a aumentar el índice de rebote a medida que aumenta la carga debido a que el material gana compacidad. Este aumento es más pronunciado en el mortero que en el ladrillo por ser el mortero un material más deformable. Los resultados de la evaluación de la dureza superficial confirman las conclusiones obtenidas al medir la VPU.

Las curvas tensión-deformación de los pilares (Figura 14) muestran una baja dispersión experimental y confirman una mayor deformabilidad en los pilares con mayor espesor de junta de mortero. En el caso de los muros (Figura 15) el resultado es análogo, si bien hay una mayor dispersión experimental achacable a la mayor esbeltez de los muros [14].

Respecto a la resistencia de las probetas se observa, especialmente en los muros, un incremento de la resistencia a medida que disminuye el espesor de la junta de mortero. Este aspecto ha sido observado por otros autores en probetas a escala [9, 10 y 11].

La Tabla 3 compara los resultados obtenidos con la resistencia propuesta por Euro Código 6 (EN-1996-1-1), el Código Técnico de la Edificación (CTE) y la Norma Básica de la Edificación de Fábricas de Ladrillo (NBE FL-90) para los pilares. Para los tres espesores de junta de mortero el resultado queda del lado de la seguridad. La NBE FL-90 está derogada, pero se incluye en la comparación porque muchos de los elementos de fábrica actualmente en servicio se han calculado de acuerdo a sus prescripciones.

La menor capacidad portante de los muros respecto a los pilares se debe a la mayor esbeltez, que a pesar de las precauciones tomadas, puede inducir excentricidad en la carga. Carpinteri et al. [14] han comprobado con probetas a escala que la tensión de rotura es una función decreciente de la esbeltez.

5. CONCLUSIONES

Desde un punto de vista metodológico, los métodos de evaluación no destructiva utilizados durante la campaña experimental ofrecen resultados fiables sobre las propiedades de la fábrica, su deterioro y su estado de carga. La medida de la VPU, complementada con el martillo Schmidt (esclerómetro), es un método útil para estimar el estado de la fábrica, sin necesidad de dañar el material existente. Con la adecuada calibración, el método ultrasónico puede ser muy útil en la evaluación estructural, especialmente para detectar las zonas más dañadas que a veces no son detectables en una inspección visual.

Los resultados obtenidos muestran que existe una relación directa entre el espesor de la junta de mortero y la capacidad portante de la fábrica durante el ensayo de compresión uniaxial. Además, cuanto menor es el espesor de la junta, mayor es la VPU registrada.

La resistencia a compresión de los materiales constituyentes de la fábrica condicionan la resistencia de la fábrica, sin embargo, por sí mismos no permiten establecer conclusiones definitivas sobre la resistencia a compresión de la fábrica. Los modelos de la normativa vigente establecen la tensión de rotura en función de la resistencia de los materiales constitutivos, sin embargo aspectos como el espesor de la junta de mortero, son cruciales en el comportamiento no lineal del conjunto de la fábrica.

6. AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al Ministerio de Ciencia e Innovación la concesión de los proyecto BIA-2008-03523 e IPT-42000-2010-3.

7. RERERENCIAS

[1] MOHAMMED, A. et al., *The effect of scale on the structural behavior of masonry under compression*, Construction and Building Materials, (on line), 2010.

[2] REYES, E. et al., *Cohesive crack model for mixed mode fracture of brick masonry*, Int. J. of Fracture 151: 29-55, 2008.

[3] REYES, E. et al., *An embedded cohesive crack model for finite element analysis of brickwork masonry*, Eng. Fract. Mech. 76: 1930-1944, 2009.

[4] MONTEAGUDO, S., *Análisis estructural de muros de fábrica mediante ensayos no destructivos*, Proyecto Fin Máster, E.T.S. Ingenieros Caminos, Canales y Puertos, Universidad Politécnica Madrid, 2010.

[5] LOMBILLO, I. et al., *Evaluación no destructiva del patrimonio construido*, 3er Congreso Nacional de Construcción de la Universidad de Coimbra, Portugal, 2007.

[6] KOROTH, S. R. et al., *Evaluation of clay brick durability using ultrasonic pulse velocity*, Journal of architectural engineering, pp. 142-147, December 1998.

[7] VASCONCELOS, G. et al., *Ultrasonic evaluation of the physical and mechanical properties of granite*, Elsevier, Ultrasonics, Vol. 48, pp. 453–466, 2008.

[8] MEOLA, C. et al., *Application of infrared thermography and geophysical methods for defect detection in architectural structures*, Elsevier, Engineering Failure Analysis Vol. 12, pp. 875–892, 2005.

[9] UNE-EN 772-1 Métodos de ensayo para piezas de fábrica. Parte 1: Determinación de la resistencia a compresión.

[10] UNE-EN 1015-11. Métodos de ensayo de los morteros para albañilería. Parte 11: Determinación de la resistencia a flexión y a compresión del mortero endurecido.

[11] UNE-EN 1052-1. Métodos de ensayo para albañilería. Parte 1: Determinación de la resistencia a compresión.

[12] SCHULLER, M. et al., *Acoustic tomography for evaluation of unreinforced masonry*, Elsevier, Construction and Building Materials, Vol. 11, No. 3, pp. 199-204, 1997.

[13] MEGLIS, I.L. et al., *Assessing in situ microcrack damage using ultrasonic velocity tomography*, International Journal of Rock Mechanics and Mining Sciences, No. 42, Vol. 1, pp. 25–34, 2005.

[14] CARPINTERI, A. et al., *Damage evaluation of three masonry towers by acoustic emission*, Elsevier, Engineering Structures Vol. 29, pp. 1569–1579, 2007.

[15] MOHAMMED, A. et al., *The effect of scale on the structural behavior of masonry under compression*, Elsevier, Construction and Building Materials, 2010.

[16] HUGHES, T.G. et al., *Small scale testing of masonry*, 12th int. brick/block masonry conf. proc., Vol. 2, pp. 893-902, Madrid 2000.

[17] PORTO, F. et al., *Failure modes for in plane loaded masonry walls made with thin layer mortar*, 10th Canadian Masonry Symposium, Banff, Canada 2005.

[18] ROLANDO, A., *Resistencia característica a compresión de una fábrica de ladrillo en función de la resistencia de sus componentes - Comprobación experimental de expresiones analíticas de la normativa europea*, Escuela Técnica Superior de Arquitectura de la U.P.M., Vol. 56, No. 283, pp. 91-98, 2006.

ENSAYOS DE COMPRESIÓN DIAMETRAL DE ANILLOS DE VIDRIO: ANÁLISIS ESTADÍSTICO DE LA FRACTURA

F. Capel, C. Baudín, José Jiménez y Antonio Rodríguez

Instituto de Cerámica y Vidrio, CSIC, Kelsen 5
28049, Madrid, España

RESUMEN

Los vidrios, por debajo de su temperatura de relajación, se caracterizan por presentar únicamente un intervalo de deformación elástica lineal y una fractura frágil que se produce espontáneamente cuando se sobrepasa su límite de elasticidad.
Generalmente la resistencia mecánica del vidrio disminuye con el grado de deterioro de su superficie. Según GRIFFITH-INGLIS la resistencia mecánica es inversamente proporcional a la raíz cuadrada de la profundidad de grieta, de ahí la baja resistencia mecánica que presentan los vidrios abrasionados. Los vidrios atacados al ácido o pulidos al fuego presentan las resistencias mecánicas más altas, aunque no se acercan a su resistencia teórica.
En este trabajo se presenta un estudio comparativo de la fractura que presentan varios tipos de muestras de vidrio en forma de anillos y cuyos bordes se han sometido a distintos acabados como son, corte con disco de diamante y pulidos al fuego. El ensayo utilizado ha sido el de compresión diametral. Y para evaluar la tensión que se genera sobre el anillo, se ha usado el análisis teórico de *Frocht*.
Posteriormente se ha realizado un estudio estadístico de los resultados de fractura de donde se puede concluir la influencia que tiene el estado del borde del vidrio en sus propiedades mecánicas.

Palabras clave: Análisis de fractura; Fractura; Compresión diametral; Análisis de Weibull; Vidrio.

ABSTRACT

The glasses, below the temperature of relaxation, are characterized by only a range of linear elastic deformation and brittle fracture that occurs spontaneously when it exceeds its elastic limit. Generally the mechanical strength of glass decreases with the degree of deterioration of its surface. According to GRIFFITH-INGLIS, the mechanical strength is inversely proportional to the square root of the depth of crack, which explains the low mechanical strength of abraded glass. Etched or thermally polished glasses have higher mechanical strength, but do not approach their theoretical strength. This paper presents a comparative study of the fracture characteristics of several types of glass samples in the form of rings and whose edges are subjected to different finishes, such as diamond cutting disc and thermal polishing. The test used was diametrical compression. To evaluate the strain generated on the ring, has the *Frocht* theoretical analysis has been employed.
Subsequently , a statistical study of the results of fracture has been carried out from which the influence of the state of the edge of the glass on the mechanical properties can be determined.

Keywords: Failure analysis; Fracture; Diametric compression; Weibull analysis; Glass.

1.-INTRODUCCIÓN

Las propiedades mecánicas del vidrio se han convertido últimamente en una de las áreas más importantes de investigación con objeto de superar la ya tradicional **fragilidad** de este material y conseguir valores de resistencia mecánica cada vez más elevados. La fragilidad del vidrio se debe a la escasa velocidad con que se relajan en él las tensiones mecánicas que se generan cuando se aplica un esfuerzo determinado.

Aunque el término **fragilidad** no admite una definición precisa, sin embargo, tiene algún significado práctico. La fragilidad se considera como la negación de la plasticidad, pero el concepto es algo más complejo.

Una simple grieta puede ser capaz de producir fisuras radiales cuando la grieta original se traslada con violencia explosiva.

La fragilidad se puede considerar como *la susceptibilidad de la estructura de un material a la destrucción sin deformación plástica.*

Se definen como materiales *frágiles puros aquellos en los cuales basta la propagación de una única grieta para que el material se fracture catastróficamente.*

Generalmente la resistencia mecánica del vidrio disminuye con el grado de deterioro de su superficie. Según GRIFFITH-INGLIS [1,2] la resistencia mecánica es inversamente proporcional a la raíz cuadrada de la profundidad de la grieta, de ahí la baja resistencia mecánica que presentan los vidrios abrasionados. Los vidrios atacados al ácido o pulidos al fuego presentan las resistencias mecánicas más altas, aunque no se acercan a la resistencia teórica del mismo.

La resistencia mecánica teórica del vidrio pone de manifiesto que sus propiedades no son suficientemente conocidas. Sus valores están comprendidos entre 6000 y 9000 MPa (10.000 MPa para la sílice), frente a los 50-70 MPa de los valores reales.

La resistencia teórica está calculada sobre la base de la energía necesaria para romper los enlaces Si-O. En la mayoría de los materiales existe una discrepancia entre la resistencia mecánica teórica y la práctica, pero rara vez supera un orden de magnitud, cosa que no sucede con el vidrio.

Se han postulado varias teorías que explican dicho comportamiento, siendo la más aceptada la de GRIFFITH [3], que supone la *existencia de microgrietas en la superficie que actúan como centros de concentración de tensiones.* Otros autores como FISHER, PONCELET y COX consideran que las fisuras o microgrietas aparecen como consecuencia de la aplicación de la tensión.

En el proceso de fractura hay que tener en cuenta que cuando son materiales eminentemente frágiles, la deformación plástica a temperatura ambiente no está asociada al movimiento de dislocaciones de forma que las grietas pueden considerarse *afiladas a nivel atómico* [4].

Los fenómenos de fatiga están asociados al efecto que sobre la resistencia mecánica tiene el tiempo de aplicación de la carga.

Los fenómenos de fatiga son el resultado de una aceleración en la velocidad de corrosión de la superficie del vidrio por el vapor de agua cuando el vidrio es sometido a una tensión y que causan un crecimiento de las grietas subcríticas existentes hasta un tamaño crítico en el cual se produce la rotura instantánea. El modelo de CHARLES y HILLING [5] constituye la teoría más completa sobre fatiga estática al describir mejor que cualquier otra los resultados experimentales. *Su teoría considera que la fractura está determinada por un mecanismo de corrosión química provocada por el agua en el extremo de la microfisura, y que la energía de activación del proceso de corrosión es una función de la tensión a tracción que actúa sobre la superficie. La incorporación del agua al vidrio se efectúa por un mecanismo de rotura hidrolítica de los enlaces Si-O-Si y fijación de los grupos –OH* [6].

En este trabajo se ha realizado un análisis estadístico de la resistencia mecánica a la fractura de de tres series de muestras con objeto de estudiar la influencia que tiene el borde en la propiedades mecánicas. El comportamiento a la fractura se ha caracterizado en términos tensión de rotura de los anillos bajo compresión diametral (Brittle Ring Test [7]. Se ha aplicado el análisis estadístico de Weibull [8] para caracterizar el comportamiento a la fractura de las muestras. Según el autor la fractura ocurre a partir de las fisuras críticas, es decir, el material rompe por el lado más débil.

1.1. Ensayo de compresión diametral

Cuando un anillo se somete a compresión diametral [7] las tensiones máximas a tracción se desarrollan en la periferia interior del mismo en el plano de carga Fig.1. También se desarrolla, en menor medida, tensiones a tracción en el diámetro transversal de la periferia exterior. Las tensiones a compresión se desarrollan en los lados opuestos de los ejes neutros de estos mismos puntos, sin embargo, estas tensiones pueden ser

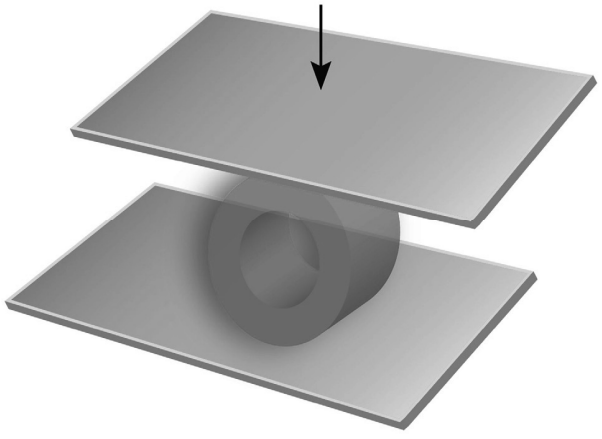


Fig.1. Ensayo de compresión diametral de los anillos

despreciables donde la fractura se produce por tensiones máximas a tracción. [9]

Para evaluar estas tensiones se ha propuesto la ecuación de Frocht [7]. La tensión de fractura, σ del anillo debido a la acción de las tensiones máximas a tracción viene dada por:

$$\sigma = P.\ K_f/(D_o - D_i).t \qquad (1)$$

donde P es la carga de fractura, D_o y D_i son los diámetros exterior e interior, t es ancho del anillo y K_4 es una constante de tensión que es función de la relación D_i/D_o.

La función de distribución de Weibull viene dada por la siguiente expresión:

$$P_f(\sigma) = 1 - exp\,[-(\sigma - \sigma_t)m / \sigma_o^m] \qquad (2)$$

donde $P_f(\sigma)$ es la probabilidad de fractura a la tensión σ, σ_o, es la constante de escala, σ_t es la tensión umbral por debajo de la cual no ocurre la rotura en el material y m es el módulo de Weibull. La constante de escala, σ_o, llamada normalmente *resistencia característica*, corresponde a la tensión a la cual la probabilidad de fractura es del 63.2 % [10]. Los valores altos del módulo de Weibull indican que los materiales son más reproducibles desde el punto de vista de su resistencia mecánica.

Para evaluar P_f se utiliza la siguiente ecuación:

$$P_f = n/N+1 \qquad (3)$$

siendo N el número total de muestras, n, es la posición, en orden ascendente, de la tensión de rotura. Se recomienda utilizar un mínimo de 20-30 muestras para realizar este estudio [10-12].

2. Método experimental

A partir de tubo de vidrio de borosilicato calibrado se han obtenido distintos tipos de muestras para su caracterización mecánica mediante el ensayo de compresión diametral.

Un primer grupo de muestras se ha obtenido mediante corte con disco de diamante y posteriormente se han eliminado, mediante abrasión, los defectos gruesos del corte. Un segundo grupo está formado por muestras semejantes a las del primer grupo pero uno de sus extremos se ha pulido al fuego. Y un tercer grupo está formado por muestras cuyos dos extremos se han pulido al fuego para eliminar totalmente cualquier defecto o microfisura. Las dimensiones de las muestras son diámetro exterior 8.60 mm, diámetro interior 6.70 mm y las longitudes de los anillos era del orden de 6 ± 0.2 mm.

Las muestras, previamente al ensayo, se han preparado colocándole un papel adhesivo alrededor de su perímetro exterior con objeto de conocer el lugar por donde se produce la fractura y el tipo de la misma. El ensayo de compresión diametral se ha llevado a cabo en una máquina universal de ensayos mecánicos tipo Instrong con velocidades de carga de 2 m/min.

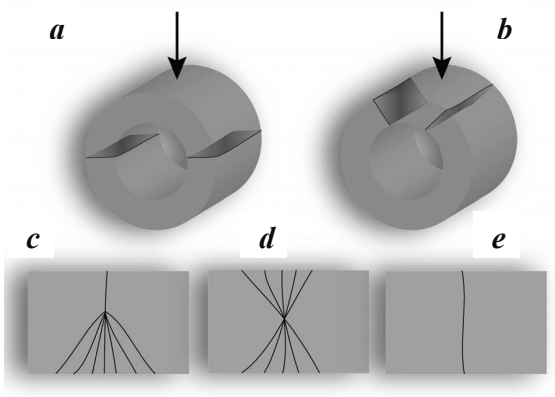


Fig.2. Distintos tipos de fractura que presentan las muestras: a) rotura diametral; b) rotura superior; c) rotura en el borde; d) rotura en superficie; e)rotura por un macrodefecto.

En la mayoría de los casos las muestras rompen en dos generatrices paralelas al plano de carga Fig.2a. En algunos casos la fractura ocurre en la zona por debajo del plano de carga Fig.2b. Las líneas de fractura que se han producido en las generatrices de los anillos se muestran en la Figs.2c-e.

Como se puede observar en algunos casos la fractura se inicia en el borde, que es en la mayoría de los caos en donde los anillos han sido cortados con disco de diamante y deja microfisuras en sus extremos y, en otros, en el centro de su superficie, que son, generalmente, aquellos que han sido pulidos al fuego por ambos extremos. A partir de los datos de carga de rotura se han calculado la tensión de fractura usando la ecuación (1), y de estos valores se han calculado los parámetros de la distribución de Weibull que aparecen en la Tabla I.

El tratamiento estadístico se ha hecho de acuerdo con la norma UNE-ENV 834-5 (1997) y el ajuste de la ecuación (2), con Pf de la ecuación (3) por el método de la probabilidad máxima. Como este método da un valor del módulo de Weibull sobrevalorado, se han calculado los límites superior e inferior de los parámetros para 90% de nivel de confianza

Se observan diferencias significativas en los valores de m para los distintos tipos de muestras. Entre los valores de la resistencia característica de las muestras con los dos extremos cortados con disco de diamante y las cortadas solamente en uno de sus extremos, no hay diferencias significativas en su resistencia característica.

En la Fig.3 se ha representado la probabilidad de fractura en función de las tensiones, calculadas a partir de los parámetros de Weibull (Tabla I), comparando con los valores experimentales y la correspondiente probabilidad de fractura calculada usando la ecuación (3).

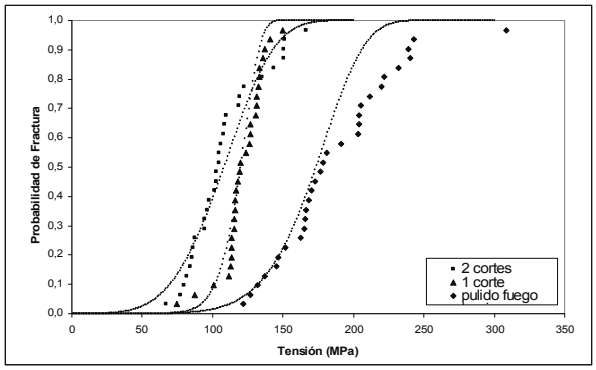


Fig.3. Probabilidad de fractura en función de la tensión para los tres tipos de muestras: a) a partir de los datos experimentales (símbolos) y calculada según la ecuación (3).

En la Fig. 4 se representan las micrografías de las superficies de fractura observadas por microscopía electrónica de barrido.

3.-CONSIDERACIONES FINALES

Se ha determinado el comportamiento mecánico de tres tipos de anillos de vidrios con diferentes acabados de sus bordes, corte con disco de diamante y pulidos al fuego.

Apenas hay diferencias significativas en la resistencia característica entre las muestras con uno o los dos extremos cortados con disco de diamante, sin embargo si son muy inferiores a las muestras con los dos extremos pulidos al fuego.

Se observa una gran diferencia en los módulos de Weibull entre los tres tipos de muestras. Las muestras con uno de los extremos pulidos al fuego presentan

valores más elevados que las muestras con ambos extremos cortados con disco de diamante, aspecto este bastante lógico ya que en aquellas se eliminan parte de fisuras en uno de sus bordes, sin embargo, el módulo es superior también a las muestras que tienen ambos extremos pulidos al fuego, es decir, las que tienen un número menor de fisuras. Dicho efecto sea debido a que dichas muestras presenten un comportamiento bimodal y de ahí que los valores experimentales y los calculados no presentan un buen ajuste tal y como se observa en la Fig. 3.

REFERENCIAS

[1] A.A.Griffith, "Phil. Trans. Roy. Soc, Vol. A221, p. 163-197. London (1921).
[2] G.R.Irwin, "Analysis of stresses and strains near the end of a craack traversing a plate. J. Appl.Mech. Vol. 24, nº 3, p. 361-364, 1957.
[3] A.A.Griffith, "Phil. Trans. Roy. Soc, Vol. A221, p. 163-197. London (1921).
[4] B.R. Law, "Fracture of brittle solids". Ed. Cambridge University Press, U.K.(1993).
[5] Charles, R.J., J.Appl. Phys. 29 (1958) p.1657.
[6] Fernández, J.M., El Vidrio. Ed. C.S.I.C. Madrid 1985
[7] Bortz, S.A. and Lund, H.H., The brittle ring test. In The proceedings of a conference conducted by the Scholl of Engineering and the College Extension Divison, North Carlonina State College in cooperation with the Office and Ordnance Research, ed. Interscience Publishers, New York-London, 1961, pp. 383-406.
[8] Weibull, W., A statistical distribution function of wide applicability. J. Am. Mech., 1951, 293-297.
[9] J.M. Villora, P. Callejas, M.F. Barba and C. Baudin. Journal of the European Ceramic Society 24 (2004) 589-594.
[10] Osborne, B.K., Reliability of a Find Clay Hollow Sphere as Determined by Weibull Statistical Analysis of Failure Loads. MS thesis, University of Missoury, Rolla, 1991.
[11] Bergman, B., On the estimation of the Weibull modulus. J. Mater. Sci. Lett., 1984, **689-690**.
[12] Sullivan, J. D. and Lauzon, P.H., Experimental probability estimators for Weibull plots. J. Mater. Sci. Letters, 1986, **5,** 1245-1247.

Tabla I. Parámetros de las distribuciones de Weibull.

	Módulo de Weibull m	Resistencia Característica σ_0	Módulo de Weibull corregido, m	Lím superior de m	Lím inferior de m	Lim superior de σ_0	Lím inferior de σ_0
Corte disco 2 extremos	4.5	118	4.3	5.3	3.2	127	109
Corte disco 1 extremo	12.0	124	11.5	14.0	8.6	127	120
Pulido al fuego	6.7	183	6.7	8.3	5.1	192	174

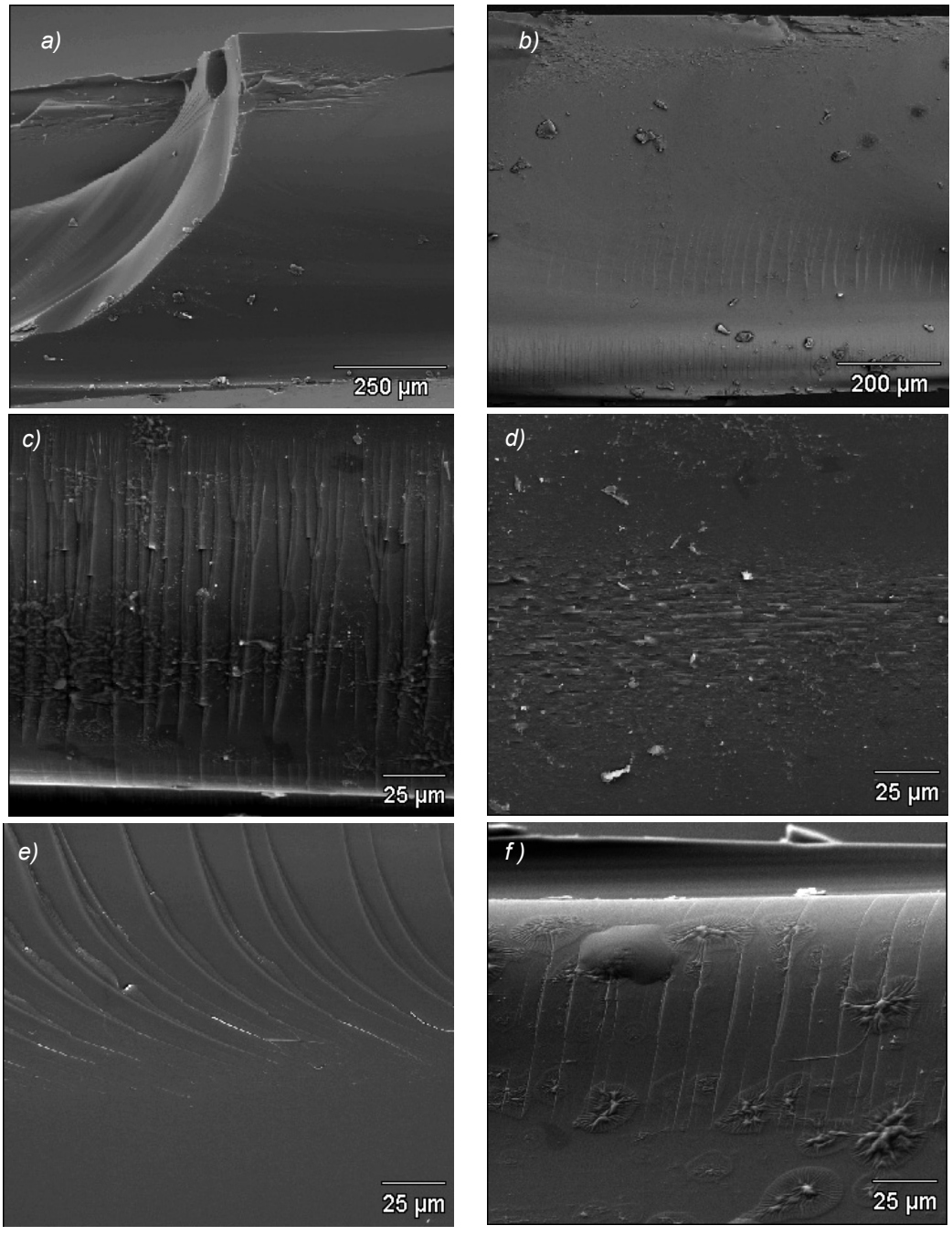


Fig. 4 Superficies de fractura de los anillos sometidos al ensayo de presión diametral. La dirección de propagación de la fractura es perpendicular al esfuerzo de tracción que la produjo: a) anillo con uno de sus bordes pulidos al fuego; b) anillo con un macrodefecto; c) anillo con rotura por debajo del plano de carga; d) anillo con inicio de rotura en superficie; e) anillo con inicio de rotura en borde; f) anillo con sus dos extremos pulidos al fuego.

COMPORTAMIENTO MECANICO DE ARIDOS RECICLADOS PARA HORMIGON

I. Sosa C. Thomas, J. A. Polanco

Departamento de Ciencia e Ingeniería del Terreno y los Materiales, E. T. S. de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos, Universidad de Cantabria, Av. Los Castros s/n, 39005, Santander, España.
E-mail: sosai@unican.es

RESUMEN

En este trabajo presenta la relación existente entre las propiedades de los áridos reciclados procedentes de la trituración y procesado de residuos de hormigón estructural, con las propiedades de los hormigones reciclados fabricados con ellos. Se ha realizado un ambicioso programa de ensayos con el propósito de caracterizar por completo las propiedades físicas, químicas y de estabilidad de los áridos reciclados, haciendo hincapié en su comportamiento frente al desgaste y a los esfuerzos de compresión. En relación a los hormigones reciclados se estudiaron dosificaciones con relacion de agua cemento de 0.65, estos a su vez con grados de sustitución del 0% (como hormigón de control), 20%, 50% y 100% del árido grueso natural calizo por áridos gruesos reciclado, procedentes de la trituración de hormigones de demolición, caracterizando sus propiedades físicas y mecánicas de esta manera se ha podido establecer una relación existente entre el comportamiento frente a esfuerzos de compresión de los componentes y el hormigón.

ABSTRACT

In this paper is shown the relationship between the properties of recycled aggregates obtained from crushing and processing wastes of structural concrete versus the properties of recycled concrete made with them. It has been made an ambitious test program in order to characterize completely the physical, chemical and the recycled aggregate stability, making emphasis on its behavior to compressive strength. Regarding to the recycled concrete it has been studied mixtures with 0.65 water cement ratio, as well as substitution degrees of 0% (as control concrete), 20%, 50% and 100% of the aggregate natural coarse limestone by recycled aggregates from crushed concrete obtained from demolition, characterizing their physical and mechanical properties in order to establish the relationship between the behavior to compressive strength of its components and the concrete itself.

PALABRAS CLAVE:, Árido reciclado, hormigón reciclado, compresión, índice de machacabilidad.

ÁREA TEMÁTICA: Fractura de materiales cerámicos y pétreos

1. INTRODUCCIÓN

El material sobre el cual se plantea el trabajo es el árido reciclado procedente de la trituración y procesamiento de residuos de hormigón estructural de demoliciones y de los hormigones fabricados con ellos. Existen numerosos trabajos que tratan la oportunidad que ofrece la utilización de áridos reciclados (AR) para la fabricación de hormigón y, en particular, la utilización de áridos reciclados provenientes de hormigón (ARH) [1-9]. Los ARH son, de entre todos los AR, los que mejor se adaptan a las exigencias necesarias para la fabricación de hormigón reciclado (HR). Las características que éstos presentan son idóneas para estos fines [10]. En este trabajo se profundiza en el análisis de las características de estos áridos para, finalmente, relacionar éstas con las características de los hormigones reciclados fabricados con ellos (HR).

Necesariamente, las características mecánicas del HR han de estar relacionadas con las de los AR. En esta investigación se ha considerado el hormigón reciclado como un material compuesto, por un lado, de árido grueso, por otro lado, de una matriz aglutinante (MX) (cemento hidratado y arena) y, finalmente, su interfase (IN).

Mediante un completo programa de ensayos, se ha caracterizado completamente los AR y los HR obtenidos con ellos. Entre los ensayos realizados, se han determinado las propiedades físicas y químicas y de estabilidad de los AR haciendo especial hincapié en las propiedades mecánicas y, en particular, su comportamiento frente a cargas de compresión. Por su parte, los HR se han caracterizado en cuanto a sus características físicas y mecánicas, para finalmente analizar en profundidad la relación existente entre los componentes y el hormigón.

Se han estudiado reemplazos del 0% (hormigón de control), 20%, 50% y 100% del árido grueso natural calizo, de un hormigón estructural, por áridos gruesos

reciclados procedentes de la trituración de hormigones de demolición. Por su parte, se han analizado 2 relaciones agua/cemento (w/c) 0.65, para un total de 8 dosificaciones.

2. MATERIALES

2.1. Áridos Naturales y Reciclados

Los áridos naturales (AN) utilizados en la investigación son todos ellos de naturaleza caliza y procedentes de machaqueo. Se han utilizado 3 tamaños bien diferenciados: 0/4, 2/8 y 8/20. La tabla 1 recoge los resultados obtenidos de la caracterización dimensional y física de cada una de las fracciones de AN y AR..

Tabla 1. Propiedades de los Áridos Naturales

Árido	Arena	Gravilla	Grava	AR
d/D [mm]	0/4	4/8	8/20	4/20
Categoría	GF85	Gc85/20	Gc90/15	G_c90/15
F [%]	7.53	0.12	0.97	0.38
PP [%]	100.00	71.54	1.78	25.01
D_R [g/cm^3]	2.65	2.62	2.53	2.53
D_a [g/cm^3]	-	2.47	2.46	2.28
D_r [g/cm^3]	-	2.58	2.53	2.51
D_{sss} [g/cm^3]	-	2.51	2.49	2.37
A [% peso]	-	1.86	1.20	4.02
P [% vol.]	-	4.58	2.95	9.16

Donde:
- F Contenido en finos.
- PP Porcentaje de partículas menores de 4 mm.
- D_R Densidad real. Para fracciones entre 2 y 4 mm.
- D_a Densidad aparente.
- D_r Densidad relativa.
- D_{sss} Densidad del árido en condiciones de saturación con superficie seca.
- A Absorción.
- P Porosidad accesible.

Los AR utilizados en la investigación han sido obtenidos a partir de la clasificación y procesado de residuos de construcción y demolición (RCD).

En primer lugar, se ha realizado una separación visual de acuerdo con el "*ensayo de clasificación de los componentes de los áridos gruesos reciclados"* de la que se obtuvo que los porcentajes en peso de componentes cuya procedencia es el hormigón triturado (árido natural, mortero y árido natural con mortero adherido) era de 95.55%. El resto componentes bituminosos (1.58%), cerámicos (1.39%), yeso (0.64%) y material fino (0.43%).

Por otra parte, la Figura 1 muestra la distribución granulométrica tanto del AN como del AR utilizado como sustituto de los áridos naturales en los HR realizado de acuerdo con la norma UNE – EN 933.

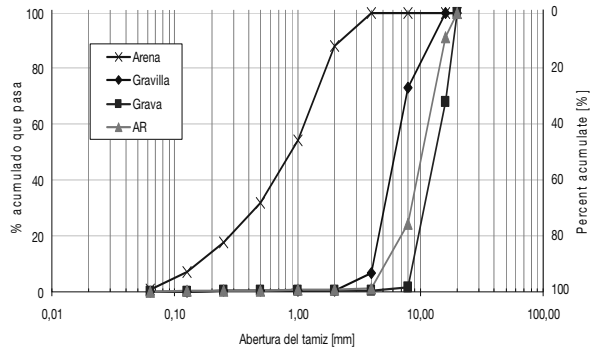


Figura 1. Distribución granulométrica de las distintas fracciones de árido natural y reciclado

2.3. Hormigones Reciclados

Para la realización de los trabajos de caracterización previstos sobre los hormigones, se practicó una toma selectiva de áridos NA y RA y se elaboraron probetas cilíndricas normalizadas con ellos.

Las dosificaciones con distintos grados de sustitución han partido de una dosificación de control diseñada a partir del método de Fuller en base a la distribución granulométrica y las relaciones w/c establecidas. Una vez diseñado el hormigón estructural, de control, para un tamaño máximo de árido de 20 mm, el resto de dosificaciones se han diseñado por sustitución de la fracción gruesa del árido natural por el AR.

La Tabla 2 muestran las distintas dosificaciones diseñadas para la fabricación del HR y de control de las clases resistentes H25 y H40.

Tabla 2. Dosificación por m^{3}de los hormigones RC-0.65

Sustitución:		0%	20%	50%	100 %
Cemento:	kg	275	275	275	275
Agua:	kg	179	179	179	179
Arena (0/2):	kg	948	961	978	1010
Gravilla (2/8):	kg	490	362	199	0
Grava (8/20):	kg	513	378	209	0
AR:	kg	0	185	408	640
Pasta/Árido:		0.36	0.36	0.36	0.36
Grava/Arena:		1.06	0.96	0.83	0.63

En cuanto al método de fabricación de los hormigones se optó por el método propuesto en la normativa europea correspondiente con pequeñas modificaciones en base a las características especiales de los AR [10]. Los AR poseen una absorción notablemente mayor que los áridos naturales, 4 % en peso frente al 1.9 % y 1.2 % de la grava natural. Debido a ello, tiene lugar una pérdida de agua de amasado, del HR fresco, que será proporcional al grado de sustitución. Debido a ello se

decidió presaturar los AR por inmersión en agua durante 10 min, y escurrirlos durante 10 min, previamente a su incorporación. De esta manera se garantiza una relación w/c efectiva igual para todos los hormigones.

Se fabricaron un total de 64 probetas repartidas en 4 dosificaciones con 3 grados de sustitución, 20% (recomendación de utilización de árido reciclado según la normativa española), 50% y 100%, del árido natural calizo por AR y una dosificación con 0% de sustitución o dosificación de control. Las probetas se distribuyeron de tal manera que se realizaron 10 ensayos de cada HR para la determinación del módulo de elasticidad, 3 mediciones de la resistencia a compresión y 3 de la resistencia a tracción por el método indirecto.

Además, las dosificaciones se han ajustado, aumentando el porcentaje de aditivo superplastificante: 0.5%, 0.7%, para los hormigones HR0.65 HR0.55, respectivamente. De esta manera se ha conseguido que la fluidez de los hormigones frescos fuese la misma en todos los casos: 15 cm de asiento del cono de Abrams. Por su parte, los hormigones fabricados han sido almacenados en condiciones de temperatura y humedad controladas, en una cámara húmeda con humedad relativa igual o superior al 95% y una temperatura de 20°C ± 2°, hasta el momento del ensayo realizado a los 365 días de edad.

3. PROGRAMA EXPERIMENTAL

3.1 Índice de lajas y coeficiente de forma de los AR

El índice de lajas se determina de acuerdo con el procedimiento indicado en la norma UNE – EN 933 – 3: "Determinación de la forma de las partículas. Índice de lajas".

En lo referente al coeficiente de forma, la determinación de este parámetro se realizó mediante ensayo conforme a la normativa UNE – EN 933 – 4: "Determinación de la forma de los áridos. Coeficiente de forma".

3.2 Contenido de partículas blandas del AR

Este ensayo se realiza de acuerdo con las directrices recogidas en la norma UNE 7134: "Determinación de partículas blandas en áridos gruesos para hormigones". De acuerdo con este documento, se considera que una partícula es blanda cuando deslizando la piedra bajo la sonda cilíndrica de cuzín se produce, en la primera, un surco por efecto del rayado, sin que se desprenda metal sobre él, o bien cuando se observa el desprendimiento de fragmentos de la superficie del árido, aunque se haya depositado metal sobre ella.

3.3 Coeficiente de desgaste de Los Ángeles del AR

La determinación de este parámetro se realiza mediante los procedimientos descritos en la normativa UNE–EN 1097–2: "Ensayos para determinar las propiedades mecánicas y físicas de los áridos. Parte 2: Métodos para la determinación de la resistencia a la fragmentación".

Con la finalidad de conocer en mayor medida el comportamiento de la combinación de los áridos reciclados junto con los áridos naturales se ha considerado analizar el coeficiente de desgaste de las distintas combinaciones de áridos. Para ello se ha tomado el porcentaje correspondiente de la fracción 10/14 (exigida en este ensayo) de una parte de gravilla y otra de reciclado según se establece en las dosificaciones a analizar. Para ello se han pesado la gravilla y el árido reciclado, previamente cribados a un tamaño 10/14 y se han mezclado adecuadamente.

3.4 Comportamiento bajo esfuerzos de compresión del árido

Para la realización de esta caracterización se han seguido los protocolos establecidos en la norma UNE 83112: "Áridos para hormigones. Determinación del índice de machacabilidad".

El índice de machacabilidad de un árido es un valor indicativo de su resistencia a la compresión; puesto que a diferencia del ensayo de Los Ángeles, la compresión está ejercida por la acción de una partícula sobre las contiguas al someter a las mismas a una carga exterior aplicada gradualmente, estando éstas en el interior de un recipiente indeformable.

De acuerdo con la norma, la muestra seleccionada ha de tener tamaños de partícula que pasen por el tamiz de 14 mm y sean retenidas por el tamiz de 10 mm (fracción patrón 10/14) ó entre los tamices de abertura 14/20, según sea el caso. En la presente investigación se han considerado las dos fracciones a fin de despejar dudas en cuanto al comportamiento mecánico de los áridos de distintos tamaños. Por su parte se ha analizado el índice de machacabilidad de los áridos naturales (grava y gravilla) y de las dosificaciones de 20%, 50 % y 100% de sustitución de AN por AR, tal y como se procedió en el caso del coeficiente de Los Ángeles, complementando en este caso, también, con la fracción 14/20.

Como complemento a los resultados que proporciona el ensayo normalizado, se ha procedido a realizar un registro de la deformación del material, mediante comparadores, y así poder obtener la curva tensión-deformación de la estructura de los áridos.

3.5 Propiedades mecánicas del HR

Para la determinación de la resistencia a compresión uniaxial de las probetas normalizadas de hormigón se han seguido las premisas establecidas en la norma UNE-EN 12390-3:2009: Ensayos de hormigón endurecido. Parte 3: Determinación de la resistencia a compresión de probetas. Para la determinación de la resistencia a tracción indirecta de las probetas de hormigón se han seguido las indicaciones establecidas

en la norma UNE-EN 12390-6:2001: Ensayos de hormigón endurecido. Parte 6: Resistencia a tracción indirecta de probetas.

Para la consecución de los ensayos se utilizó una prensa servohidráulica universal de 1500 kN de carga máxima, hasta rotura, y con una velocidad de aplicación de 8 kN/s, para el caso de la tracción y 10 kN/s para la compresión. Se han ensayado probetas cilíndricas normalizadas (150 mm de diámetro por 300 de altura) refrentadas con azufre puro. Para ello se llevó a cabo una serie de 3 ensayos, con registro de la carga, de probetas, con una edad de 365 días, curadas en cámara de humedad, bajo condiciones óptimas de curado.

3.6 Módulo de elasticidad del hormigón

Como complemento a los ensayos de caracterización mecánica se han determinado los módulos de elasticidad de los hormigones. Para ello, se ha partido de las indicaciones establecidas en la norma UNE 83316:1996: Ensayos de hormigón. Determinación del módulo de elasticidad en compresión.

Por su parte, para el registro de deformación, las probetas han sido instrumentadas utilizando 2 galgas extensométricas de 120 mm de longitud dispuestas en dos generatrices opuestas de la probeta.

4. RESULTADOS

4.1 Índice de lajas y coeficiente de forma del AR

En la Tabla 3 se presentan los resultados obtenidos del índice de lajas y el coeficiente de forma de 3 fracciones de los áridos reciclados utilizados.

Tabla 3. Índice de lajas y coeficiente de forma de los áridos

Fracción (d_i/D_i)	Índice de lajas [%]	Coeficiente de forma [%]
4/8	11	11
8/16	12	21
16/20	14	22
Global:	12	18

Teniendo en cuenta que la Instrucción EHE – 08 limita el valor del índice de lajas al 35% para el árido grueso, parece claro que el árido reciclado ensayado tiene un valor de este parámetro adecuado, dentro de los límites recomendables, para su empleo en hormigón estructural. Además, se comprueba que las fracciones finas de AR son más redondeadas puesto que, por lo general, el volumen de mortero adherido es mayor y éste a su vez es más friable en la fabricación, manipulación y transporte.

4.2 Contenido de partículas blandas del AR

En la Tabla 4 se presentan los resultados del análisis de partículas blandas del AR para las 2 fracciones (10/12.5 y 12.5/20 mm) consideradas.

Tabla 4. Contenido de partículas blandas

Fracción (d_i/D_i)	Número [blandas/total]	Peso [%]
10/12.5	13/20	11.4
12.5/20	13/20	12.9

Estos valores son sensiblemente inferiores a los encontrados para áridos reciclados en la bibliografía, pues debido al desprendimiento de pasta al rayar el mortero adherido al árido se obtienen valores muy elevados de partículas blandas, comprendidos entre 35% y 85%, con un coeficiente de variación de 24%.

4.3 Coeficiente de desgaste de Los Ángeles del AR

Para hormigones de alta resistencia, se recomienda que el coeficiente de Los Ángeles no sea superior a 25. En la Tabla 5 se presentan los resultados del análisis de partículas blandas del AR para las 2 fracciones (10/12.5 y 12.5/20 mm) consideradas.

Tabla 5. Coeficiente de desgaste de Los Angeles del AN, AR y los distintos porcentajes de sustitución.

Fracción 10/14:	HR 0.65
100% AN:	21
80% AN y 20% AR	24
80% AR y 20% AN:	27
100% AR:	32

Puede comprobarse como, en términos generales, el coeficiente de Los Ángeles de las distintas sustituciones puede expresarse como:

$$LA_D = \sum_i LA_i \cdot \lambda_i \qquad (1)$$

Donde:

LA_D es el coeficiente de Los Ángeles de la dosificación correspondiente.

LA_i son los coeficientes de Los Ángeles de los *i* componentes de la dosificación.

λ_i son los porcentajes de incorporación de cada uno de los *i* componentes de la dosificación.

4.4 Comportamiento bajo esfuerzos de compresión del árido

La Tabla 6 recoge los resultados obtenidos del índice de machacabilidad de los AR y de todas las dosificacioness incorporando en este caso, además, la fracción 14/20.

Tabla 6. Índice de machacabilidad del AN, AR y los distintos porcentajes de sustitución.

Dosificación:	HR-0.65	
Fracción:	10/14	14/20
100% AN:	32.0	32.0
80% AN y 20% AR	31.3	31.3
80% AN y 20% AR:	30.7	30.7
100% AR:	30.0	30.0

El resultado más interesante de los ensayos de machacabilidad es el que se desprende la curva tensión deformación del conjunto para los distintos porcentajes. Así en las Figura 2 y 3, puede apreciarse un claro comportamiento elástico del material hasta aproximadamente un 15 % de la deformación.

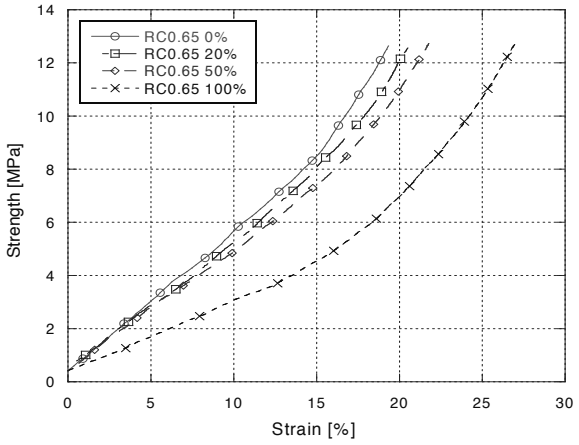


Figura 2. Curva tensión-deformación de las distintas dosificaciones de hormigón HR0.65 correspondientes a la fracción 10/14

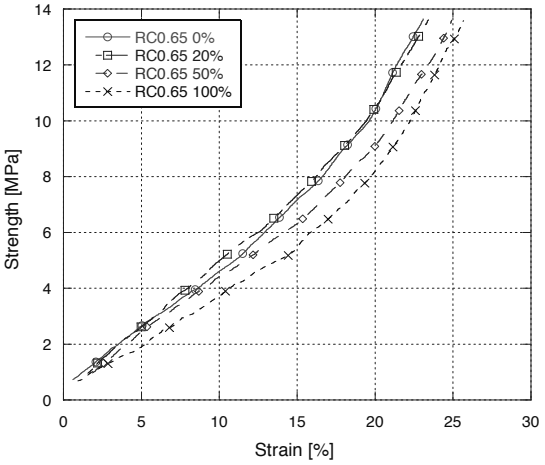


Figura 3. Curva tensión-deformación de las distintas dosificaciones de hormigón HR0.65 correspondientes a la fracción 14/20

En la Tabla 7 se presentan los valores obtenidos del modulo de elasticidad de las fracciones 10/14 y 14/20 para todas las dosificaciones del hormigón HR0.65 fabricadas.

Tabla 7. Módulos de elasticidad de las fracciones del hormigón RC0.65 para las distintas dosificaciones.

Dosificación:	HR-0.65			
Fracción:	10/14			
Substitución:	0%	20%	50%	100%
MEA[GPa]:	53,2	49,3	45,3	27,2
LEA [MPa]:	8.8	7.3	6.1	3.5
LEA Def. [%]:	15.6	13.7	13.5	12.3
Fracción:	14/20			
MEA[GPa]:	46,6	44,9	40,6	36,5
LEA [MPa]:	7.8	7.2	6.3	5.1
LEA Def. [%]:	16.5	15.2	15.1	14.1

Donde:
MEA: Modulo de Elasticidad del Árido
LEA: Limite del Elasticidad del Árido.

La Tabla 8 recoge los resultados del modulo de elasticidad para cada porcentaje de remplazo de AN por AR del hormigón HR0.65

Tabla 8. Módulos de elasticidad de los hormigones HR0.65 para las distintas dosificaciones.

Sustitución:	0%	20%	50%	100%
MEH [GPa]:	32.87	32.18	30.15	23.87

Donde:
MEH: Modulo de Elasticidad del Hormigón.

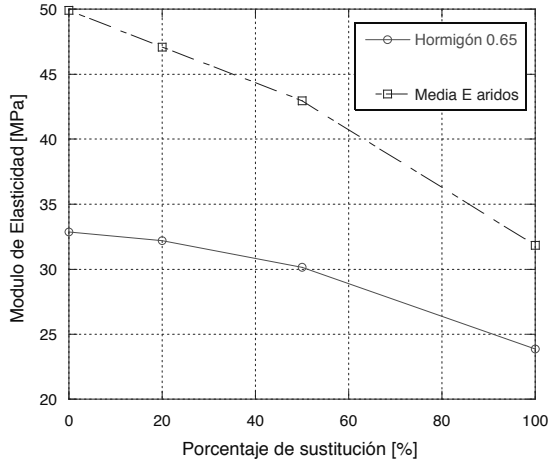


Figura 4. Comportamiento del módulo de elasticidad del hormigón HR0.65 y del árido contenido en su esqueleto.

En la Figura 4 se aprecia como el comportamiento del hormigón depende de las propiedades de los áridos contenidos en su esqueleto. Se observa que a mayor porcentaje de sustitución de AR por AN, la diferencia de los valores del modulo de elasticidad se reduce. Esta

relación se obtuvo al ser comparado el modulo de elasticidad del hormigón HR0.65 con la media de los valores del módulo de elasticidad obtenidos para las fracciones 10/14 y 14/20. Además, se aprecia que a mayor porcentaje de árido reciclado la diferencia entre los valores del HR y el AR se reduce debido a las características del AR.

5. CONCLUSIONES

En general, se establece que es necesario limitar el valor del coeficiente de Los Ángeles de los áridos gruesos utilizados en la fabricación del hormigón ya que, a medida que aumenta este coeficiente, aumenta la deformación bajo carga del hormigón y puede bajar la resistencia. En general, el árido reciclado presenta un elevado valor del coeficiente de desgaste Los Ángeles, ya que en el transcurso del ensayo se desprende todo o parte del mortero adherido a la superficie del árido, además de la pérdida propia asociada al árido original.

El índice de machacabilidad se ve reducido con la incorporación de árido reciclado a cada una de las fracciones. Así mismo, la fracción el índice de machacabilidad de la fracción 10/14 es ligeramente superior al de la fracción 14/20. El primero de los resultados, debido al mortero adherido de los AR, frente a esfuerzos a compresión. El segundo resultado puede atribuirse a la mayor cantidad de mortero, por unidad de volumen, encontrada en la fracción 10/14 frente a la fracción 14/20. En particular, cabe destacar que entre los áridos de mayor tamaño es pequeño el porcentaje de los mismos formado exclusivamente por mortero.

Existe una tendencia en el comportamiento elástico del hormigón relacionada con las propiedades de los áridos contenidos en él, además se aprecia que al aumentar el porcentaje de árido reciclado, la diferencia entre los valores del hormigón y el árido disminuye. Esto hace suponer que en el caso de hormigones reciclados con altos grados de sustitución la pasta de cemento adquiere mayos responsabilidad que la de los hormigones de control. En este sentido, se ha podido observar cómo el efecto negativo que supone la incorporación del AR afecta en menor medida a hormigones con relaciones w/c menores y, por lo tanto, pastas (matriz cementicia) más competentes.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al Ministerio de Medio Ambiente Español la financiación del proyecto de investigación RECNHOR y al CEDEX la coordinación del mismo.

REFERENCIAS

[1] Comisión 2 Grupo de trabajo 2/5 "Hormigón Reciclado". Utilización de árido reciclado para la fabricación de Hormigón Estructural. : ACHE; 2006.

[2] Etxeberria M, Vazquez E, Mari A, Barra M. Influence of amount of recycled coarse aggregates and production process on properties of recycled aggregate concrete. Cem.Concr.Res. 2007 MAY;37(5):735-42.

[3] Evangelista L, de Brito J. Mechanical behaviour of concrete made with fine recycled concrete aggregates. Cem.Concr.Compos. 2007 MAY;29(5):397-401.

[4] Rao A, Jha KN, Misra S. Use of aggregates from recycled construction and demolition waste in concrete. Resources Conservation and Recycling 2007 MAR;50(1):71-81.

[5] Thomas C, Setién J, Polanco JA. Determinación del límite a fatiga en hormigones reciclados de aplicación estructural. Anales de mecánica de la fractura 2009;1:283-289.

[6] Comparación de las prestaciones mecánicas entre hormigones reciclados con residuos de construcción y demolición (RCDs) y hormigones convencionales. ; 20/09/2007; : AEMAC; 2007.

[7] C. Thomas, J. Sánchez, J. Setién, J. A. Polanco, F. Ballester. Sustainable management of construction and demolition waste: generation, recovery and applications. RECIMAT'09 2009;1:156-9.

[8] Thomas C, Setién J, Polanco JA. Determinación de la macroporosidad accesible y no accesible mediante análisis digital de imágenes en hormigones reciclados de aplicación estructural. X Congreso nacional de Materiales 2008;II:923-6.

[9] UNE 146121:2000. Áridos para la fabricación de hormigones. Especificaciones para los áridos utilizados en los hormigones destinados a la fabricación de elementos de hormigón estructural.

[10] Sánchez M, Alaejos P. Estudio sobre las propiedades del árido reciclado. Utilización en hormigón estructural. ; 2006.

FRACTURA DE MATERIALES METÁLICOS

ESTUDIO FRACTOGRÁFICO DE LOS ACEROS INOXIDABLES DÚPLEX UNS S32205 y UNS S32750 CON DISTINTOS TRATAMIENTOS TÉRMICOS

M. V. Biezma[1], C. Berlanga[2], J. Larrea[2]

[1] Escuela Técnica Superior de Náutica, Universidad de Cantabria, Dpto. de Ciencia e Ingeniería del Terreno y de los Materiales. C/ Germán Gamazo, 1, 39004, Santander, España.
E-mail: biezmav@unican.es

[2]Escuela Técnica Superior de Ingenieros Industriales y Telecomunicaciones. Universidad Pública de Navarra. Dpto. de Ingeniería Mecánica, Energética y de Materiales. C/ Arrosadía s/n, 31006, Pamplona, España.
E-mail: carlos.berlanga@unavarra.es

RESUMEN

Los aceros inoxidables dúplex tienen tendencia a formar fase sigma, altamente fragilizante, que degrada sus propiedades mecánicas y de resistencia a la corrosión, en el rango de temperaturas comprendido entre los 600 y 950ºC, que se alcanzan tanto en procesos conformado como en soldadura. En este trabajo se han tratado térmicamente probetas de dos chapas de acero dúplex de distinta composición química, UNS S32205 y UNS S32750 a 850ºC durante 5, 15, 45 y 135 minutos con el objetivo de provocar la precipitación de diferentes fracciones de fase sigma. El objetivo de este trabajo ha consistido en el estudio sistemático y comparativo de los tipos de rotura atendiendo al porcentaje de fase sigma presente en cada acero, concluyendo que los tipos de rotura predominantes son mixtos, transgranulares e intergranulares, y notablemente dependientes del contenido de fase sigma.

ABSTRACT

Duplex stainless steels are susceptible to the formation of sigma phase at high temperature in the range from 600 to 950ºC, associated to cooling during welding or forming processes. At this work, thermal treatments at 850º C during 5, 15, 45 and 135 minutes have been applied to two plates of duplex stainless steels, UNS S32205 y UNS S32750, with the aim to induce the precipitation of different percentages of sigma phase. The main objective if this work has been to study the fracture types of duplex stainless steels in a comparative way attending to the amount of sigma phase into microstructure. The main conclusion is that the fractures are as transgranular as well intergranular. This fact is highly depending to the amount of sigma phase.

PALABRAS CLAVE: Aceros inoxidables dúplex, Fase sigma, Fractografía.

1. INTRODUCCIÓN

Los aceros inoxidables dúplex, de microestructura ferrito-austenítica, son materiales que se han introducido rápidamente en las últimas décadas en diversos sectores industriales, en donde se exige una combinación óptima de propiedades químicas y mecánicas, y han sustituido en numerosas aplicaciones a los aceros inoxidables austeníticos, aunque su precio sea notablemente superior. Existen muchos tipos de aceros inoxidables dúplex: dúplex, superdúplex, hiperperdúplex y lean dúplex. Sus propiedades se obtienen por la elevada proporción de elementos aleantes que tienen en su composición química, tales como el Cr, Ni, Mo y N entre otros. Cuando los distintos tipos de aceros inoxidables dúplex experimentan determinados ciclos térmicos, precipitan en su microestructura fases secundarias con efecto relevante en sus propiedades [1-5]. Una de las fases que más altera las propiedades de los aceros inoxidables dúplex es la fase sigma, que nuclea en las zonas de límite de grano ferrita-austenita y crece hacia el interior de la fase ferrita, captando los elementos alfágenos del acero, Cr y Mo. Aunque el rango de temperaturas de precipitación de la fase sigma está comprendido entre los 600 y 1000ºC, la zona de temperaturas en donde la velocidad de precipitación es muy rápida, está comprendida entre los 850 y 900ºC. Dichos ciclos térmicos se pueden producir en alguna de las etapas de conformado de los aceros, por ejemplo, en laminación de tubo sin soldadura, o en la soldadura [6,7]. Los efectos más notables de la presencia de la fase sigma en los aceros inoxidables dúplex se traduce en una disminución en la resistencia a la corrosión localizada, en particular por picadura, [8-10] elevada

sensibilidad a procesos de corrosión bajo tensión [11,12], y en pérdida de ductilidad [13,14], que pueden ocasionar roturas catastróficas en servicio

Hay pocos estudios que hayan dedicado atención a los distintos tipos de rotura en función de los porcentajes de fase sigma que aparece en estos aceros [16], hecho que también es de gran importancia, pues servirá para asentar el conocimiento en los efectos tan nocivos que presenta la aparición de la presencia de fase sigma en cualquier componente o elemento que esté trabajando en situaciones con elevadas solicitaciones mecánicas, y en presencia de medios agresivos, como pueden ser cloruros, o los inherentes a la actividad petroquímica, bacterias sulfatorreductoras.

El objetivo de este trabajo ha consistido en la búsqueda de una relación entre la microestructura y los tipos de rotura en dos tipos de aceros inoxidables dúplex, UNS S32205 y superdúplex, UNS S32750, con contenidos variables de fase sigma, tras la aplicación de distintos tratamientos isotérmicos. Para ello se han necesitado estudios tanto microestructurales como fractográficos de de los aceros.

2. METODOLOGÍA

Se han estudiado dos aceros inoxidable; el dúplex UNS S32250 y el superdúplex, UNS S32507, suministrados en forma de chapas de 4mm de espesor por la empresa Outokumpu, que facilitó sus composiciones químicas, presentadas en la Tabla 1.

Tabla 1. Composición química de los aceros UNS S32205.

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N
2250	0,015	0,40	1,49	0,02	0,001	22,56	5,63	3,18	0,17
2507	0,013	0,37	0,78	0,02	0,001	24,95	6,91	3,81	0,28

Los aceros experimentaron distintos tratamientos térmicos a una temperatura máxima de 850^{o}C durante 5, 15, 45 y 135 minutos, y temple posterior en agua, con el objetivo de provocar la precipitación de diferentes fracciones de fase sigma en la microestructura ferrito-austenítica. La fracción de fase sigma precipitada ha sido cuantificada por análisis cuantitativo de imagen, en probetas tratadas y atacadas electrolíticamente a 3 V con NaOH al 20% durante 2 segundos. El análisis cuantitativo ha sido realizado por microscopía óptica con una ampliación de 100x y utilizando 50 campos por cada tratamiento.

Los mismos tratamientos se realizaron en probetas de dimensiones 55mmx10mmx2,5mm con entalla en V para los ensayo Charpy a temperatura ambiente. Todos los ensayos se realizaron por duplicado. Las observaciones fractográficas han permitido evaluar la relación existente entre la microestructura, traducida en la presencia de la fase sigma en distintos porcentajes, y los tipos de rotura de los aceros inoxidables dúplex estudiados. Cabe destacar de las probetas fragilizadas con fase sigma se han comparado con probetas en su estado de recepción, sin fase sigma en su microestructura.

3. RESULTADOS

A modo de ejemplo se presenta en la Figura 1 la microestructura del acero 2205 con el ciclo térmico 850 ^{o}C-15 minutos, y temple posterior en agua, en donde se resalta el contraste con distinta coloración de las fases presentes: austenita, ferrita y sigma. En la Tabla 2 se presentan los porcentajes de fase sigma y los ciclos térmicos experimentados para los dos aceros estudiados. Se puede apreciar que, la cantidad de fase sigma precipitada en los aceros, es muy sensible al tiempo de permanencia a la temperatura máxima seleccionada para el tratamiento térmico en el presente trabajo, esto es, 850 ^{o} C. El efecto más acusado se produce en el tránsito de permanencia de 5 a 15 minutos. Por otro lado, para 45 minutos los datos se dispersan notablemente del acero dúplex al superdúplex, siendo los porcentajes de fase sigma presentes de 18.9 % y 28.6% respectivamente.

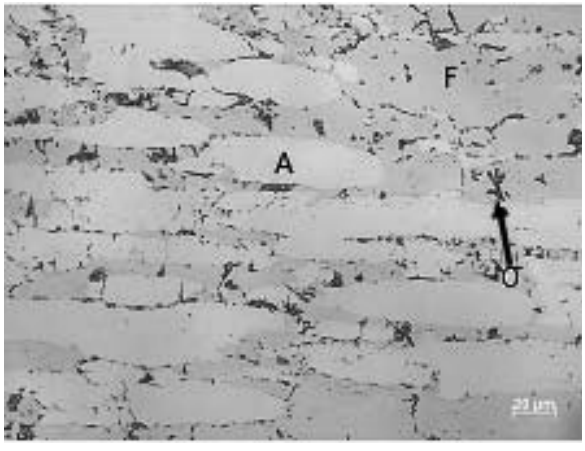


Figura 1. Micrografía acero dúplex 2205 tratado isotérmicamente a 850 ^{o}C durante 15 minutos con temple posterior en agua, A, austenita, F, ferrita, σ, sigma.

En la Figura 2 se presentan los resultados obtenidos en el ensayo de impacto con péndulo Charpy. También se puede apreciar cómo influye la presencia de fase sigma precipitada en la microestructura ferrito-austenítica en los valores de resiliencia, pues un aumento del porcentaje de fase sigma disminuye los valores de la resiliencia siguiendo leyes exponenciales negativas, es decir, fragiliza notablemente ambos aceros.

Ambos aceros en estado de recepción han experimentado rotura transgranular por coalescencia de microhuecos. En la Figura 3 se presenta la fractografía del acero inoxidable superdúplex 2507 detallando este tipo de rotura. Los huecos no tienen un tamaño

equiaxial; este tipo de rotura se ha observado para otros aceros sometidos a diversos ciclos térmicos [16].

Tabla 2. Porcentaje de fase sigma en la microestructura de los aceros dúplex 2205 y 2507 atendiendo al tiempo de permanencia a la temperatura de 850 ºC.

t (minutos)	Acero UNS S2205	Acero UNS 2507
5	1.9	3.1
15	14.5	13.5
45	18.9	28.6
135	31.1	37

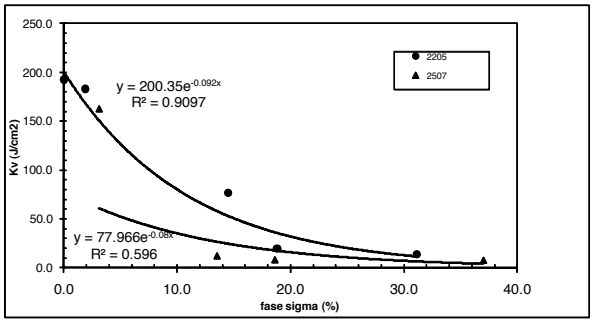


Figura 2. Relación entre la resiliencia y el % de fase sigma en los dos aceros estudiados.

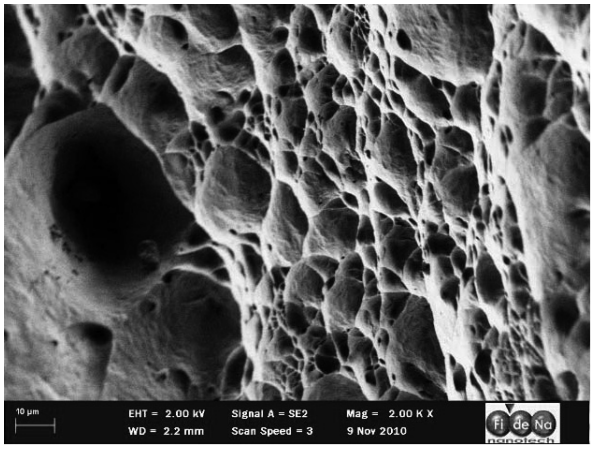
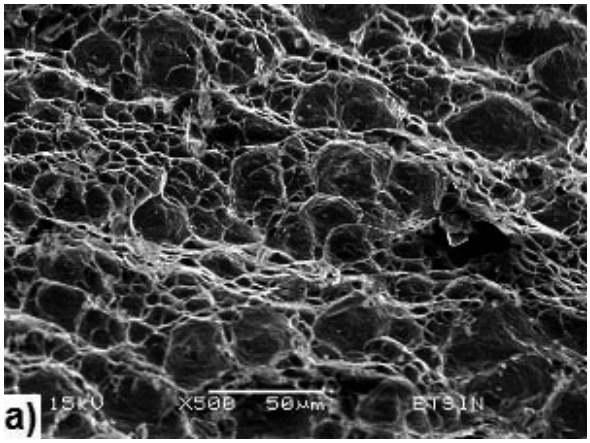


Figura 3. Fractografía del acero superdúplex 2507 en estado de recepción.

En la Figuras 4 a) y 4 b) se presentan las fractografías de los aceros dúplex 2205 y superdúplex 2507 para 5 minutos de tratamiento a 850 ^{o}C, y posterior temple en agua, con 1.9% y 3.1 % de fase sigma precipitada respectivamente. Los tipos de rotura son distintos; en el primer caso es 100% transgranular por coalescencia de microhuecos, hecho que también está justificado por ese valor tan elevado de resiliencia, 183.2 J/cm^2; se aprecia una heterogeneidad notable en el tamaño de los huecos. En el acero inoxidable superdúplex, el tipo de rotura es transgranular por cuasiclivaje apareciendo pequeños porcentajes de intergranularidad, lo que indica una mayor fragilización del material.



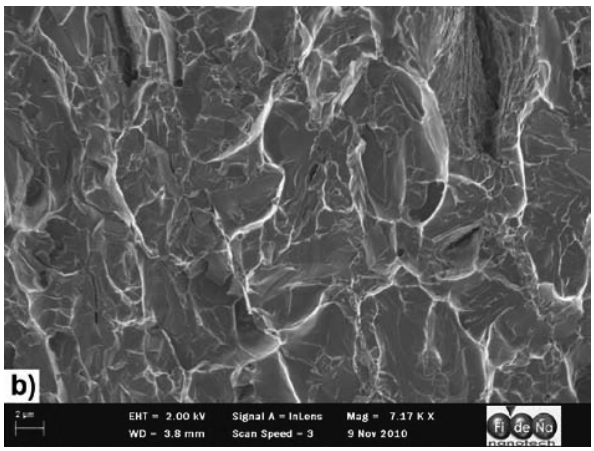


Figura 4. Fractografías aceros inoxidables dúplex con el tratamiento térmico 850 ^{o}C- 15 minutos y temple en agua. a) dúplex, b) superdúplex.

En la Figura 5 a) se presenta las fractografía del acero dúplex 2205 con el ciclo térmico 850^{o}C-15 minutos y temple posterior en agua, apreciándose un tipo de rotura transgranular, en este caso mixta, tanto por coalescencia de microhuecos como por cuasiclivaje. Los huecos van perdiendo su identidad y se van alargando notablemente en algunas zonas de la superficie. En la Figura 5 b) se presenta la fractografías de la misma serie de tratamiento térmico para el acero superdúplex. La rotura de nuevo es 100% transgranular por cuasiclivaje, aunque hay zonas con pequeños porcentajes de rotura intergranular. En la Figura 5c) se observa un detalle de las facetas del clivaje.

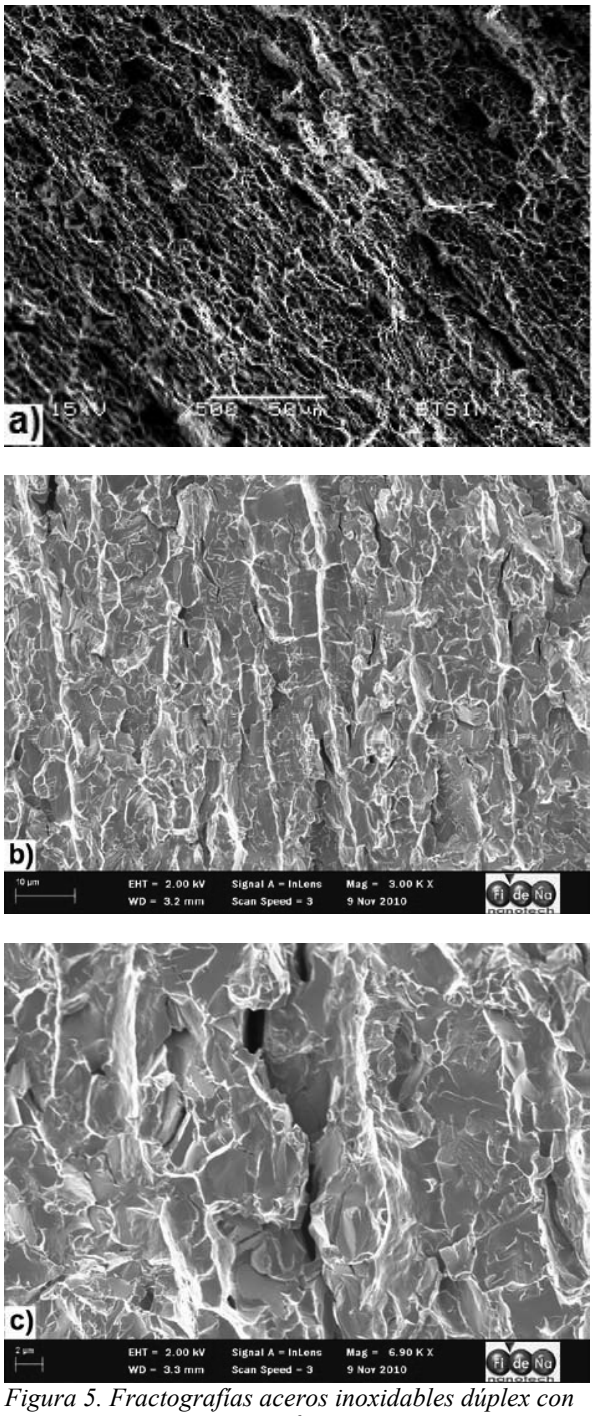


Figura 5. Fractografías aceros inoxidables dúplex con el tratamiento térmico 850 ^{o}C - 15 minutos y temple en agua. a) dúplex 2205, b) y c) superdúplex 2507.

En la Figura 6 a) y Figura 6 b) se presentan la fractografías para la serie de tratamiento a 850^{o} C - 45 minutos con temple posterior en agua para los aceros dúplex 2205. Se aprecia una gran diferencia respecto a la serie de 15 minutos ya que, a pesar de quedar pequeños restos de rotura por coalescencia de microhuecos, aparece rotura intergranular, frágil, a lo largo del límite de grano en las zonas próximas al desgarre, llamativo en esta serie. Para la serie de los aceros inoxidables superdúplex el tipo de rotura es mixto, tanto transgranular por cuasiclivaje como intergranular, tal y cómo se aprecia en la Figura 6 c).

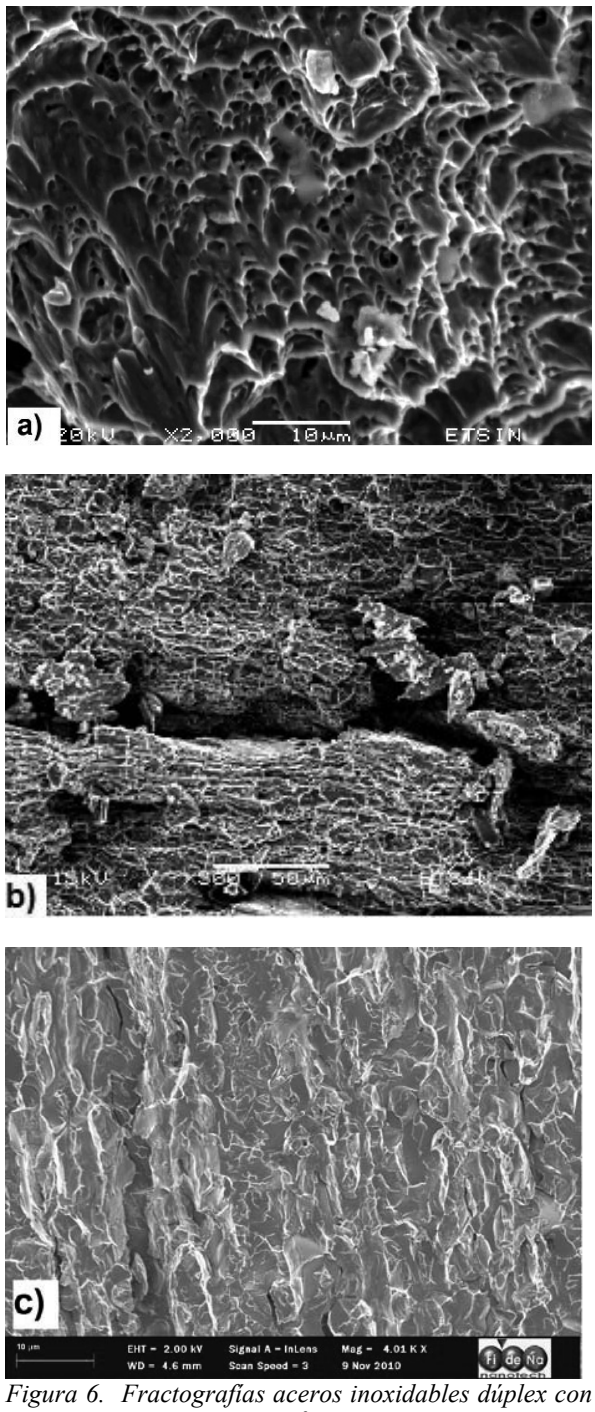


Figura 6. Fractografías aceros inoxidables dúplex con el tratamiento térmico 850 ^{o}C- 45 minutos y temple en agua. a) y b) dúplex 205, c) superdúplex 2507.

En la Figura 7 a) y Figura 7 b) se presentan los detalles fractográficos para la serie de 850^{o}C-135 minutos y temple en agua, para los aceros dúplex y superdúplex respectivamente, con 31.1% y 37 % de fase sigma en su microestructura. En ambos aceros la rotura es mixta tanto transgranular, por cuasiclivaje, como intergranular, siendo predominante ésta.

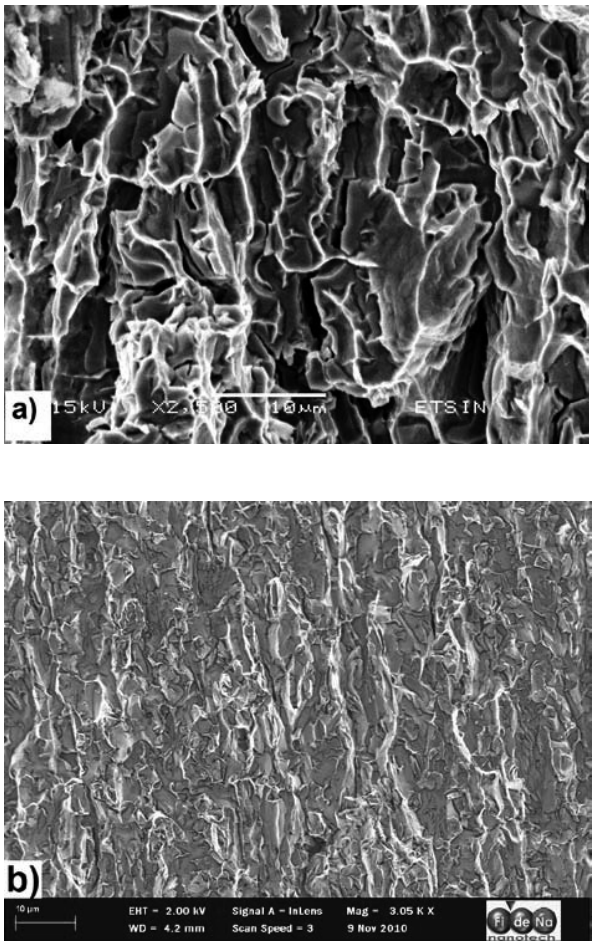


Figura 7. Fractografías aceros inoxidables dúplex con tratamiento térmico 850 °C- 135 minutos y temple en agua. a) dúplex 2205, b) superdúplex 2507.

4. ANÁLISIS Y DISCUSIÓN

Los tipos de rotura que experimentan ambos aceros dúplex objeto de estudio, son fuertemente dependientes del contenido en fase sigma, tal y como se ha puesto de manifiesto en las fractografías presentadas. Se puede afirmar que, el tránsito más significativo en los tipos de rotura, y su dependencia con el porcentaje de fase sigma precipitada en la microestructura, es distinto en ambos aceros. Para el acero dúplex 2205, el aumento de 15 a 45 minutos de permanencia a la temperatura de 850 °C, produce, aunque produce un aumento del 30.3% de fase sigma en su microestructura, notablemente inferior al aumento que experimenta en el tránsito de 5 a 15 minutos de tratamiento, conlleva una disminución en el valor de la resiliencia del 74%, e induce en el material un cambio en el tipo de rotura, ya que desaparece casi por completo la rotura dúctil por coalescencia de microhuecos, pasando a una totalmente frágil. Para el acero superdúplex 2507, no se puede hablar de un tránsito propiamente dicho, ya que para todos los porcentajes de fase sigma presentes en la microestructura aparece rotura mixta frágil, tanto transgranular por cuasiclivaje como intergranular. Para el tiempo de permanencia máximo estudiado, esto es, 135 minutos, el tipo de rotura predominante es el intergranular en ambos aceros. Es llamativo que la fase sigma precipita rápidamente a 850°C, pudiendo ya detectarse tras 5 minutos de tratamiento a esa temperatura en los aceros inoxidables estudiados, y se deja notar su efecto fragilizante de forma especial en el acero inoxidable superdúplex, pues en todos los tratamientos presenta roturas frágiles. Los valores de resiliencia apoyan los tipos de rotura, particularmente para los aceros dúplex, siendo más compleja la sustentación para el acero superdúplex, puesto que el valor de 162.7 J/cm^2 para 5 minutos de tratamiento, casi del mismo orden de magnitud que el apreciado para el acero dúplex, 183.2 J/cm^2, no justifica la ausencia de rotura transgranular por coalescencia de microhuecos para 5 minutos de tratamiento. En este acero la caída brusca de resiliencia se da entre los 5 minutos, con 3.1% fase sigma y resiliencia de 162.7 J/cm^2, y 15 minutos con 13.5 % fase sigma y resiliencia de 12.0 J/cm^2. Así, los tipos de rotura en estos aceros son altamente susceptibles a la cantidad de fase sigma presente en su microestructura, y dependen fuertemente de la composición química de los aceros estudiados.

5. CONCLUSIONES

1.- La fase sigma precipita rápidamente a 850°C, pudiendo ya detectarse tras 5 minutos de tratamiento a esa temperatura en los aceros inoxidables dúplex estudiados.

2.- El aumento de fase sigma precipitada en la microestructura de los aceros inoxidables dúplex provoca cambios en los tipos de rotura. En el acero inoxidable dúplex 2205 se produce un tránsito de rotura 100% transgranular por coalescencia de microhuecos, a 100% rotura mixta, frágil tanto por cuasiclivaje como intergranular. En el acero 2507 las roturas son, en todos los casos, mixtas, frágiles, predominando para todos los tiempos de tratamiento, la rotura transgranular por semiclivaje, a excepción de 135 minutos de tratamiento, en donde la rotura predominante es intergranular.

3.- La disminución de la resistencia al impacto, provocada por la precipitación de la fase sigma, es muy significativa y distinta en los dos aceros estudiados: se observa notablemente a los 45 minutos de tratamiento en el acero dúplex 2205 y a los 15 minutos para el acero superdúplex 2507.

4.- Con estos resultados se hace hincapié en la necesidad de estudiar el comportamiento para otros tratamientos térmicos, ya que en los numerosos trabajos revisados no existe un consenso que analice el efecto de la microestructura de los aceros dúplex con fase sigma precipitada en los tipos de rotura y en la resistencia al impacto.

AGRADECIMIENTOS

A la empresa Outokumpu por proporcionarnos los aceros. Al Prof. Suárez y a su Grupo de Investigación de la Universidad Politécnica de Madrid, por haber puesto a nuestra disposición el equipo de Microscopía Electrónica de Barrido.

REFERENCIAS

[1] Huang, C.S. and Shih, C.C., *Effect of nitrogen and high temperature aging on σ phase precipitation of duplex stainless steel*, Mater. Sci. Eng., A 402, pp. 66-75, 2005.

[2] Chen, T. H. and Yang, J. R., *Effects of solution treatments and continuing cooling on sigma-phase precipitation in a 2205 duplex stainless steel*, Mater. Sci. Eng., A 311, pp. 28-41, 2001.

[3] Escriba, D. M. and Colls., *Chi-phase precipitation in a duplex stainless stee*l, Mater. Charact. 60, pp.1214-1219, 2009.

[4] Sieurin, H. and Sandström, R., *Sigma precipitation in duplex stainless steel 2205*, Mat. Sci. Eng., A, 444, pp. 271-276, 2007.

[5] Pohl, M., Storz, O. and Glogowski, T., *Effect of intermetallic precipitations on the properties of duplex stainless steel*, Mater. Charact. 58, pp. 65-71, 2007.

[6] Chiu, L. H., Hsieh, W. C. and Wu, C. H., *Cooling rate effect vacuum brazed joint properties for 2205 duplex stainless steels*, Mater. Sci. Eng., A 354, pp. 82-91, 2003.

[7] Kaçar, R. and Acarer, M., *Microstructure-property relationship in explosively welded duplex stainless steel-steel*, Mater. Sci. Eng., A 363, pp. 290-296, 2003.

[8] Deng, B., and Colls., *Evaluation of localized corrosion in duplex stainless steel aged at 8500C with critical pitting temperature measurement*, Electrochim. Acta 54, pp.2790-2794, 2009.

[9] do Nascimiento, A. M. N M. and colls., *Pitting corrosion resistance of cast duplex stainless steels in 3.5%NaCl solution*, Mat. Charact. 59, pp. 1736-1740, 2008.

[10] Berlanga, C. and Colls., *Degradación de propiedades de un acero inoxidable dúplex debida a la precipitación de fase sigma*, Proc. of XI Congreso Nacional de Materiales, Junio, Zaragoza, Spain, (2010) pp. 1.

[11] Singh, R. K. and Siew, W. H., *Role of nitrite addition in chloride stress corrosion cracking of a super duplex stainless steel*, Corros. Sci. 52, pp.113-117, 2010.

[12] Bhattachayra, A. and Singh, P. M., *Effect of heat treatment on corrosion and stress corrosion cracking of S32205 duplex stainless steel in caustic solution*, Metall, Mat. Trans. A, 40A, pp. 1388-1399, 2009.

[13] Wilms, M. E. and Colls., *Effect of σ-phase precipitation at 800 °C on the mechanical properties of a high alloyed duplex stainless steel*, Mat. High Temp. 9, pp.160-166, 1991.

[14] Yang, Z. Y., Su, J. and Wang, Y. M., *Investigation on metallurgical factors controlling Charpy impact toughness in 1Cr21Ni5Ti duplex stainless steel*, Journal of Iron and Steel Research International, 16, pp. 73-79, 2009.

[15] Ibrahim, O. H., Ibrahim, I. S. and Khalifa, T.A.F., *Effect of aging on the toughness of austenitic and duplex stainless steel weldments*, J. Mater. Sci. Technol. 26, pp. 810-816, 2010.

[16] Martins, M. and Colls., *Effect of stress relief at 350 ^{o}C y 550 ^{o}C on the impact properties of duplex stainless steels*, Mat. Charact. 58, pp. 909-916, 2007.

FRAGILIZACION POR HIDROGENO EN ACEROS INOXIDABLES DE ALTA RESISTENCIA

F. J. Recio[1], C. Alonso[1], U. Nurnberger[2] y Y. Wu[2]
[1]CISDEM, UPM-CSIC (Madrid)
[2]MPA, Otto-Graf.Institut, Univ. Stuttgart, Materialprufungsanstalt (Gremany)
(mcalonso@cisdem.upm-csic.es)

RESUMEN

Los aceros inoxidables de alta resistencia mecánica aparecen como materiales alternativos para dotar de mayor durabilidad a las estructuras pretensadas. Se espera de estos no solo una mayor resistencia frente al riesgo de inicio de corrosión, sino también una mayor resistencia frente a la CBT y a la FH.
Ensayos como el tipo FIP empleados para acero convencional de pretensado deben ser evaluados y contrastados con el fin de definir si son aplicables para determinar la susceptibilidad a FH de los aceros inoxidables de alta resistencia.
El trabajo propuesto aborda un estudio sobre el riesgo de FH mediante ensayo FIP en varios tipos de aceros inoxidables de alta resistencia con diferente composición y microestructura. Los resultados muestran que el método es también aplicable y que estos aceros resultan más resistentes que un acero convencional de pretensado. Los aceros inoxidables austeniticos con deformación martensitica son más susceptibles que los dúplex. El estado superficial, liso o corrugado, también influye en el riesgo de FH.

ABSTRACT

High strength stainless steels (HSSS) are alternative materials to enhance the durability of prestressed structures. Higher resistance to initiate corrosion processes is expected together with high resistance to SCC and HE risk.
FIP test are usually employed to detect HE in prestressing steel, but the method needs to be evaluated and validated in case of high strength stainless steels.
Present work deals with an experimental study of different type of high strength stainless steels with respect their susceptibility to HE. Differences in composition, microstructure and surface are analysed through the application of FIP test. Results demonstrate the higher resistance to suffer from HE of high strength stainless steels respect to conventional prestressed steel. The presence of martensity transformation due to cold drawing process enhances the risk to suffer from hydrogen induce stress corrosion cracking. The presence of surface rib also increases HE risk.

PALABRAS CLAVE: Fragilización por hidrógeno, aceros inoxidables, alta resistencia, FIP.

1. INTRODUCCIÓN

Mas de cincuenta años de experiencia en el uso del hormigón pretensado han indicado que la resistencia a la corrosión del acero convencional de pretensado no siempre es satisfactoria, en particular los aceros de pretensado son susceptibles a sufrir fragilización inducida por el hidrógeno. Aunque no se tienen registrados abundantes problemas de durabilidad en este tipo de estructuras, los más conocidos se han asociado a un mal diseño de la estructura, a una mala elección del acero pretensado o por la exposición de la estructura a medios agresivos donde el acero pretensado es susceptible de sufrir procesos de corrosión [1-3].

Agentes como los cloruros, la reducción del pH alcalino del hormigón y las condensaciones de humedad pueden penetrar a través del hormigón y alcanzar la superficie del acero pretensado iniciando procesos de deterioro que pueden llevar a daños y en casos extremos al colapso de la estructura por fallo del tendón. Debido a los posibles problemas que pueden derivarse de la exposición de las estructuras pretensadas en ambientes altamente corrosivos se están abriendo nuevas investigaciones para conocer y evaluar los riesgos de corrosión y para mejorar la durabilidad de estas estructuras en condiciones críticas [4-6].

Dentro de este contesto y con el fin de aumentar la durabilidad de las estructuras pretensadas se propone el uso de materiales metálicos alternativos a los aceros convencionales de pretensado, uno de los materiales candidato es el acero inoxidable de alta resistencia mecánica debido a su alta resistencia a la corrosión [6].

La mayoría de los aceros inoxidables de alta resistencia utilizados como cables exteriores para pretensado son de tipo austenítico o dúplex (austenítico-ferrítico). Los altos requisitos mecánicos necesarios para este tipo de aplicaciones se logran mediante un proceso de deformación en frío dotando a los aceros inoxidables de unas propiedades mecánicas que poco a poco se

aproximan a las de los aceros para estructuras de hormigón pretensadas [7].

Aunque aún escasos poco a poco se van encontrando estudios que advierten de que bajo determinadas circunstancias los aceros inoxidables de alta resistencia pueden sufrir pérdidas en su resistencia frente a los procesos de corrosión [8,9] y especialmente en los procesos de corrosión por picadura [10] relacionados con los cambios introducidos en la microestructura de los aceros como consecuencia del proceso de deformación en frío utilizado para alcanzar las altas propiedades mecánicas. Esta pérdida de resistencia frente a la corrosión se asocia a un proceso de transformación martensítica que se produce en algunos aceros de microestructuras puramente austeníticas a una fase mixta austenítica-martensítica [11,12].

La resistencia a la corrosión de los aceros inoxidables de alta resistencia viene determinada principalmente por dos factores: el primero asociado a su composición química que viene definido por la microestructura básica y el número característico PREN de resistencia a la corrosión de un determinado tipo de acero inoxidable. El segundo factor esta relacionado con el grado de trefilado que determina las propiedades mecánicas del acero y su microestructura final.

La microestructura de un acero inoxidable viene fijada por la composición química de los aleantes, los aceros ricos en Ni, Mn y Mo (elementos austenoestabilizantes) tienen estructura puramente austenítica. Conforme desciende el contenido en estos aleantes y aumenta el contenido en Cr los aceros inoxidables presentan una fase mixta austeno-ferrítica denominada Dúplex y la ausencia de elementos austenoestabilizantes lleva a una microestructura puramente ferrítica.

Uno de los principales riesgos derivados del proceso de corrosión que pueden sufrir este tipo de aceros es la denominada fragilización por hidrógeno (FH), en la cual el hidrógeno producido por los procesos de corrosión puede difundir hacia la red metálica del acero provocando la fragilización del mismo. El riesgo de FH se evalúa comúnmente para los aceros convencionales de pretensado mediante un método comparativo denominado ensayo FIP [2, 13].

En el presente trabajo se presenta un estudio sobre el riesgo de FH en aceros inoxidables de alta resistencia, evaluando distintos tipos de aceros siguiendo la metodología propuesta en el método FIP. Se tiene en cuenta la influencia de parámetros como la microestructura, la composición y el estado superficial del acero.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.1. Materiales

Los aceros inoxidables de alta resistencia utilizados para este estudio han sido cinco tipos con diferente composición química, microestructura y propiedades mecánicas. La descripción química y prestaciones mecánicas de los aceros se recogen en las tablas 1 y 2. El acero 1.4301 se ensayó con y sin corruga con el fin de estudiar la influencia de la corruga en la susceptibilidad a la FH.

Tabla 1. Composición de los aceros inoxidables

Acero	% Cr	% Ni	% Mo	% N
1.4301*	18	8-10	---	---
1.4401	17	10	2	---
1.4436	18	13	3	---
1.4439	17	14	4	---
1.4362	23	4.3	0,1	---

*Con corruga y sin corruga.

La caracterización microestructural de los aceros se ha llevado a cabo mediante el revelado una vez pulida su superficie a nivel espejo y siguiendo la metodología descrita en trabajos [10], mediante ensayos de imanación magnética y en algunos casos mediante análisis de DRX.

Tabla 2. Características mecánicas de aceros inoxidables de alta resistencia

Acero	Carga Max (MPa)	Lim Elas
1.4301	1440	1100
1.4301*	1850	1650
1.4401	1441	1120
1.4436	1385	1077
1.4439	1525	1249
1.4362	1629	1596

*Con corruga

2.2. Ensayo FIP

La evaluación de la resistencia frente a FH se ha llevado a cabo en dos series de aceros empleando el ensayo normalizado FIP, las condiciones de ensayo fueron: Exposición del acero al 80% de su carga máxima de rotura, en un medio promotor de hidrógeno (20% NH4SCN) a temperatura de 50ºC y se determinó el tiempo hasta la rotura. Como criterio de valoración de la rotura se tomaron los adoptados para aceros convencionales de pretensado: tiempos de rotura menores de 5 horas son indicativos de que el acero es muy susceptible a sufrir fenómenos de fragilización [13].

Las fracturas de los aceros inoxidables que sufrieron rotura se analizaron mediante SEM.

2.3. Ensayos mecánicos

En algunos de los aceros que no presentaron rotura antes de las 500 horas de ensayo FIP, se procedió a su rotura a tracción lenta (v: 10^{-7} s^{-1}) tras extraerlos del

medio agresivo. El ensayo se realizó con el fin de determinar si la exposición tan prolongada al medio agresivo había producido algún daño en los materiales.

3. RESULTADOS Y DISCUSION

3.1. Influencia de la composición y trefilado en la microestructura

Los ensayos de caracterización microestrucutral muestran que en los aceros 1.4301 (de composición química austenítica) con y sin corruga, el proceso de trefilado ha producido una clara transformación austenita-martensita, tal y como se observa en la figura 1-izq. Adicionalmente se caracterizaron mediante DRX. Los aceros 1.4436 y 1.4401 de estructura austenítica, mostraron también martensita residual. Los ensayos de magnetización confirmaron la presencia de martensita en los tres casos aunque mas débil en los dos últimos.

En el caso de los aceros 1.4439 y 1.4362 de estructura austenítica y duplex los cambios en la microestructura introducidos por el trefilado son menos evidentes aunque se detectó un refinamiento en el tamaño de grano, como se aprecia en la figura 1-dcha para el acero 14362.

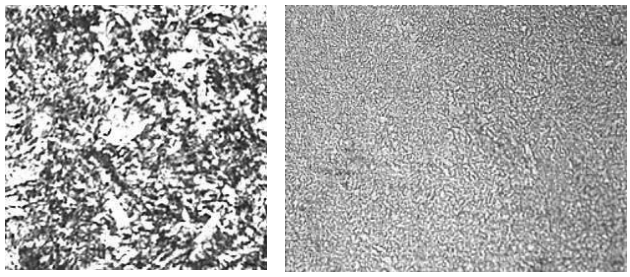


Figura 1. Microestructura de aceros inoxidables de alta resistencia, Izda 14301, dcha 14362.

3.2 Susceptibilidad a la FH

La primera consecuencia que se extrae de los ensayos de FH mediante ensayo FIP es que los tiempos de rotura aumentan de forma significativa, al menos en un orden de magnitud superior, respecto al acero pretensado según los criterios establecidos en [2,13].

Tabla 3. Tiempos de rotura en ensayo FIP de aceros inoxidables de alta resistencia

Acero	Tiempo rotura/hr (serie 1)	Tiempo rotura/hr (serie 2)
1.4301*	66	-
1.4301	128	131
1.4401	>500	2000
1.4436	>500	-
1.4439	>500	>5000
1.4362	>500	-

* con corruga

Como se aprecia de la tabla 3, los resultados muestran que todos los aceros ensayados presentan una elevada resistencia a sufrir procesos de fragilización y ninguno debería ser catalogado como susceptible de sufrir procesos de fragiliziación según [13], aunque analizando los tiempos de rotura se aprecian diferencias significativas en función del tipo de acero.

Los aceros que presentan una microestructura mixta austenítica-martensítica (1.4301) han presentado los menores tiempos de rotura (tanto con corruga, como sin ella). Este comportamiento se podría explicar si se analiza la capacidad de difusión del hidrógeno en las distintas fases cristalinas del acero. Estudios específicos sobre los coeficientes de difusión asociados al hidrógeno en aceros inoxidables han probado como éstos varían entre los distintos tipos y fases cristalinas características de los aceros inoxidables, así en los aceros inoxidables austeníticos la difusión del hidrógeno esta menos favorecida que en los aceros inoxidables martensíticos y ferríticos [14]. Esta diferencia en los en la respuesta a la difusión del hidrógeno es debida a los diferentes parámetros de red que presentan las diferentes estructuras cristalográficas de las fases. Así el coeficiente de difusión en aceros austeníticos está en el rango de 10^{-10} cm^2/s, [15].

Para el caso de los aceros dúplex, el coeficiente de difusión es dependiente de la concentración austenítica del acero situándose también en un orden similar al de los aceros austeníticos [16]. Sin embargo, en el caso de los aceros austeníticos que han sufrido deformación martensítica el coeficiente de difusión aumenta de forma significativa, lo que convierte a estos aceros en más susceptibles al proceso de fragilización, ya que al poseer el hidrógeno en la martensita una difusión mas favorecida facilitará la acumulación de hidrógeno en la red cristalina del acero aumentando la probabilidad de generar procesos de fragilización por hidrógeno.

También los resultados muestran como la morfología del acero influye en la susceptibilidad a la FH. En el caso del acero corrugado 14301 el tiempo a rotura ha sido menor que en el caso del acero liso. Esto podría ser debido a que el acero corrugado presenta una superficie con mayor número de defectos que el acero liso, resultados similares fueron ya propuestos en [17,18].

Pequeñas picaduras de tipo muy localizado se detectaron en este acero y fractura frágil del mismo, como se aprecia en la figura 2.

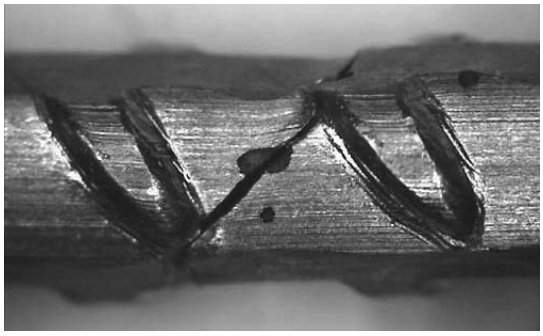


Figura 2. Tipo de rotura en acero inoxidable 14301 de alta resistencia corrugado.

En el caso del acero 14362 con microestructura dúplex (austenita-ferrita) no rompió durante las 500 horas que duró el ensayo, aún teniendo parte de su microestructura ferrítica. Sin embargo, un estudio superficial del acero después de ser ensayado mostró la aparición de signos de corrosión en una gran parte de su superficie, no detectándose picaduras aisladas. Pese al intenso proceso de corrosión, la posterior rotura del acero a tracción lenta no mostró signos evidentes de fragilización (pérdida de ductilidad) aunque si se detectó una alta pérdida en su carga máxima asociada a la importante disminución de sección causada por la corrosión, tal y como se deduce de las figuras 3 y 4.

Aunque se ha detectado corrosión en un área extendida del acero, la tensión del acero aplicada no ha inducido el desarrollo de procesos de fragilización por hidrógeno durante el ensayo FIP, esto podría ser debido a dos razones: 1) el alto contenido en austenita en el acero que podría actuar de barrera retardando la difusión del hidrógeno y su acumulación, y 2) al no estar favorecidos en esta microestructura procesos de corrosión muy localizados el fenómeno de generación de hidrógeno esta menos favorecido, el elevado contenido en Cr y la presencia de Ni de este acero no favorecen el desarrollo de picaduras aisladas, produciéndose una corrosión mas extendida.

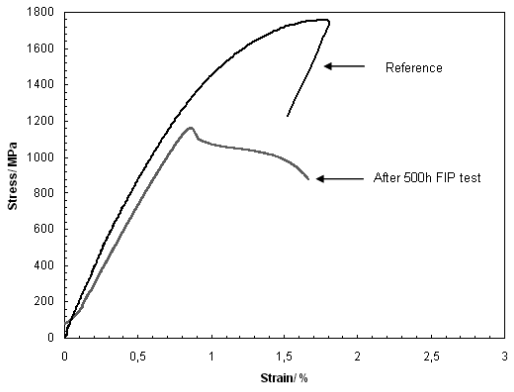


Figura 3. Curva de rotura de acero inoxidable trefilado 14362 antes y después de ensayo FIP y tras 500 horas de exposición al medio.

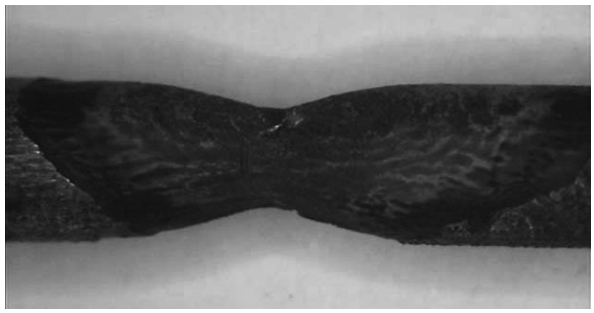


Figura 4. Aspecto de la fractura a tracción lenta del acero inoxidable trefilado 14362 después de 500horas de ensayo FIP.

Los aceros austeníticos presentaron tiempos de rotura extremadamente largos en la segunda serie de ensayos que fueron de 2000 horas para el acero 1.4401 y de más de 5000 horas para el acero 1.4439. Claramente hay un aumento del tiempo a rotura conforme aumenta el contenido en elementos austenoestabilizantes. Este resultado también se puede relacionar con la microestructura de los aceros, ya que conforme disminuye la fracción de martensita aumenta el tiempo de rotura, lo que concuerda con las diferencias asociadas a la difusión de hidrógeno para diferentes microestructuras ($D_H$martensita > $D_H$austenita) [14-16].

En el caso del acero inoxidable tipo 14436, tampoco mostró rotura a las 500 horas de ensayo FIP. Con el fin de analizar si el medio produjo sensibilización en el acero se llevo a rotura fuera del medio agresivo mediante tracción lenta. Como se aprecia en la figura 5 el acero mostró signos de fragilización. Este hecho esta asociado con la martensita residual observada en la microestructura de este acero. La fractura del acero mostró una fractura frágil con núcleos de fragilización, figura 6.

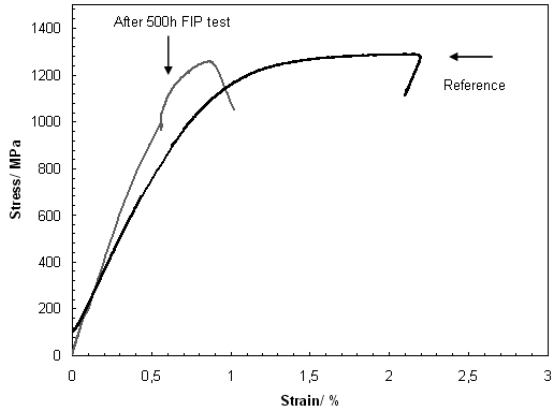


Figura 5. Curva de rotura de acero inoxidable trefilado 14436 antes y después de ensayo FIP y tras 500 horas de exposición al medio.

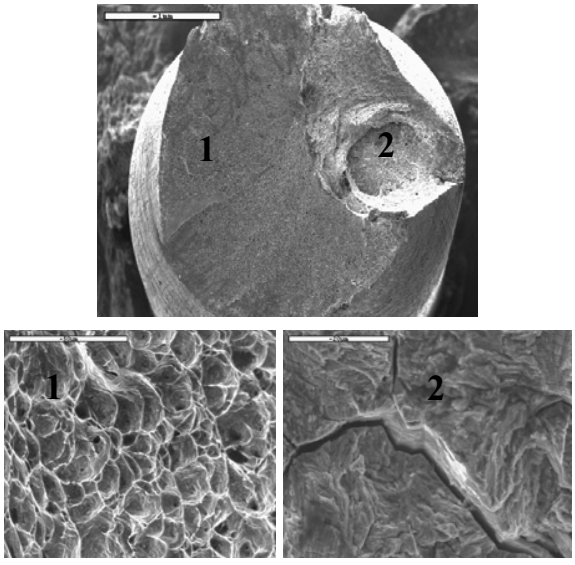


Figura 6. Aspecto de la fractura a tracción lenta del acero inoxidable trefilado 14436 después de 500 horas de ensayo FIP.

En base a los resultados obtenidos tras el ensayo FIP de los distintos tipos de acero inoxidable austeníticos se deduce que el desarrollo de una estructura martensítica durante el trefilado favorece la aparición de procesos de fragilización por hidrógeno.

Un posible mecanismo, que ayudaría a explicar el proceso de fragilización por hidrógeno propuesto para aceros austeníticos con deformación martensítica inducida por el proceso de trefilado [17], que se ha esquematizado en la figura 7, sugiere que el proceso tiene lugar en varias fases: En una primera etapa la deformación martensítica mas sensible a la corrosión, se ataca localmente generándose picaduras que se acidifican y aumenta la concentración de H^+ en el fondo de las mismas. El hidrógeno atómico generado en el proceso de reducción puede penetrar fácilmente en la estructura martensítica que es susceptible a la fragilización por hidrógeno. Las fisuras que se iniciarían en la martensita, luego se propagarían mecánicamente a medida que las tensiones alcanzan valores críticos propagándose a través de la matriz austenítica lo que conduce finalmente a la fractura del acero.

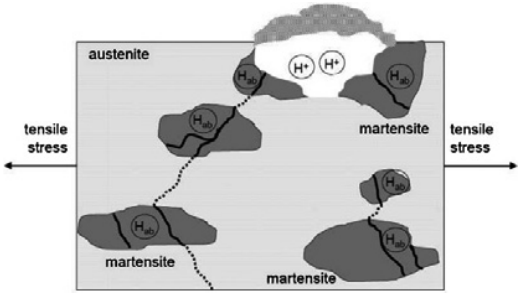


Figura 7. Mecanismo de fragilización por hidrógeno en aceros inoxidables austeníticos con deformación martenítica.

4. CONCLUSIONES

Los resultados obtenidos permiten extraer las siguientes conclusiones:

1. El método FIP es también aplicable para determinar la susceptibilidad de los aceros en inoxidables de alta resistencia frente a la FH
2. Los aceros en inoxidables de alta resistencia resultan más resistentes que un acero convencional de pretensado.
3. Los aceros inoxidables austeníticos con deformación martensítica son más susceptibles que los dúplex.
4. El estado superficial, liso o corrugado aumenta la susceptibilidad del acero a sufrir FH.

AGRADECIMIENTOS

Los autores C Alonso y FJ Recio desean agradecer al proyecto BIA 2007-65394 por la financiación concedida para el estudio.

REFERENCIAS

[1] Mietz J. U. Nürnberguer, W Beul. *Untersuchungen an Verkehrsbauten aus Spannbeton zur Abschätzung des Gefährdungspotentialsinfolge Spannungsrisskorrosion der Spannstähle*. Absluberícht des BMV Forschungsvorhabens FE 15.209 R9D1, BAM Berlin und FMPA Stuttgart (1994).

[2] Nürnberger, U. *Korrosion und Korrosionsschutz im Bauwesen*. Bauverlag Wiesbaden (1995)

[3] Nürnberger, U. *Studie zu Spannstahlbrüchen. ABschlubericht des DBV* – Forschungsvorhabens 210 FMPA Sttutgart (1998).

[4] FIB-2001, *Durability of post-tensioning tendons, fib Bulletin 15. Technical report* in Ghent Univ. Novemeber, Laussane (2001).

[5] FIB-2005, *Durability of post-tensioning tendons, fib Bulletin 33. Recommendations*. Laussane, (2005).

[6] COST 534. Final Report. *New Material and Systems for Presstresed Concrete Structures.* Ed. R.B. Polder, M.C. Alonso, D.J. Cleland, B. Elsener, E. Proverbio, O. Vennersland, A. Raharinaivo. (2009).

[7] Schmidt, W. and Dietrich, H., *Mechanische Eigenschaften kaltgezogener Drähte verschiedener rostfreirer*. Drähte bei undertschiedlicher Beanspruchung. Draht 33 (1982)

[8] Frunce, P. B*eitrag zum Einfluss der Austenitstabilitätauf das Verhalten nechtrostender, Cr_NiStähle bei derKaltumformung.* NEW Techn. Ber. 9, (1969) pp 170-197.

[9] Heller, H.J. G. Herbsleb, F. Kleinfeld and B. Pfeiffer. *Der Einflub von Martensit auf das Korrosionsverhalten von 18Cr-10Ni Sthäl*. Werkstoffe und Korrosion. Vol. 32, (1981) 157

[10] M.C. Alonso y F.J Recio**. "**Aceros inoxidables de alta resistencia mecánica en medios alcalinos con cloruros"Anales de mecánica de fractura, 24, Vol. 2 (2007) 649-654

[11]Das A., Sivaprasad S. Ghosh M. Chakraborti P.C., Tarafder S. Materials Science and ENgineering A. 486 (2008) 283-286

[12]Duran-Charre M. Microstructure of steels and cast irons. Ed Shirpe. (1993) 305-402.

[13] Mietz, J., Isecke B. Assessment of tests methods for evaluation Stress Corrosion Cracking susceptibility of prestressing steels. Materials and corrosion, vol. 53 (2002) 373-384.

[14] Wessel A., Erdmann-Jesnitzer, DKuron (eds. Wasserstoff und korrosion, verlag Irene Kuron, Bonn (2000)184-211

[15] Lauthan M.R. Jr and Devrick R.G. Material Science vol 15, (1975)565

[16] He, J, Tang X., Chen N. Acta metallurgica sínica. Serie A, vol.2 nº 4 (1989) 274-278]

[17] Wu Y. and Nürnberger U. Corrosion-technical properties of high-strength stainless steel for the application in prestressed concrete structures. Materials and corrosion, 60, n9999 (2009)

[18] Alonso C., Sánchez M., Mazario E, Recio FJ, Mahmoud H, Hingorani R., High strength stainless steel 14301 for prestressed concrete. Concrete under severe conditions. Environment and Loading. Edt P.Castro-Borges, E.I. Moreno, O.E.K.Sakai, Gjørv, N. Banthia, Ed. Taylor &Francis Group,London, vII(2010)1047-1054

ESTUDIO EXPERIMENTAL DE UNIONES CON TORNILLOS DE ALTA RESISTENCIA

G. Ruiz, X.X. Zhang, M. Cámara, I. Puente

E.T.S. de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos, Universidad de Castilla-La Mancha
Avda. Camilo José Cela s/n, 13071 Ciudad Real, Spain
E-mail: zhangxiaoxinhrb@gmail.com

RESUMEN

Este artículo presenta los resultados de una reciente campaña experimental con el objeto de estudiar la influencia de diferentes arandelas en la resistencia a deslizamiento de uniones con tornillos de alta resistencia. Se han ensayado uniones atornilladas con diferentes modelos de tornillos pretensados (M24, M27, M30). Para cada modelo de tornillo, se han ensayado dos tipos diferentes de uniones que se diferencian únicamente en el modelo de arandela utilizada entre la cabeza del tornillo y la placa de acero (arandelas de tipo DIN y DIN-ASTM). Los ensayos de deslizamiento y de fluencia se han realizado siguiendo la normativa EN 1090-2: 2008. Los resultados muestran que no hay mucha diferencia en las cargas de deslizamiento de las uniones al usar diferentes tipos de arandelas, el error relativo es menor del 3 %. En cuanto al comportamiento de fluencia, solo la unión con el modelo de tornillo M30 y la arandela DIN-ASTM necesita la realización de más ensayos, el resto cumple con la normativa. Finalmente, la velocidad de carga recomendada en los ensayos es de 0.7 kN/s en lugar de los 10-15 minutos que marca la normativa.

ABSTRACT

In the paper, we disclose the influence of using different washers on the slip loads of high strength bolted joints. Three different models of bolts (M24, M27 and M30) and two types of washers (DIN and DIN-ASTM) were used. Following the code EN 1090-2: 2008, tensile and creep tests were conducted. The results show that there is not too much difference on the slip loads of the joints by using different washers, the relative error is less than 3 %. Regarding the creep behavior, only the joint with the model of bolt M30 and the washer type DIN-ASTM needs to do extra tests, the rest meet the requirements of the code. Finally, the loading velocity of the tests on measuring the slip loads is recommended as 0.7 kN/s instead of 10-15 minutes in the code.

PALABRAS CLAVE: Uniones atornilladas de alta resistencia, arandelas, resistencia a deslizamiento.

1. INTRODUCCIÓN

En general las estructuras de acero están formadas por piezas simples o compuestas que se unen entre sí para resistir conjuntamente. Por ello se debe garantizar que las uniones sean capaces de transmitir adecuadamente las fuerzas. La importancia de las uniones es clara, ya que es suficiente que falle una cualquiera de ellas para ocasionar la ruina parcial o total de la estructura. Es conveniente decir que el comportamiento de las uniones es complejo con un alto grado de indeterminación que hace imposible un análisis riguroso, de manera que las fórmulas utilizadas en su dimensionamiento se basan en consideraciones empíricas y en resultados de ensayos ejecutados correctamente.

En el caso de uniones en las que se utilizan tornillos de alta resistencia, éstos se pretensan y transmiten las cargas por descompresión de las chapas y fricción. La resistencia de estas uniones se debe al aprovechamiento de las fuerzas de rozamiento que se desarrollan al realizar el apriete de los tornillos. Esas fuerzas sirven para contrarrestar las solicitaciones de tracción que tienden a separar las piezas. Entre sus ventajas frente a otro tipo de uniones como las uniones soldadas, se encuentran: la ejecución puede realizarse en condiciones atmosféricas desfavorables, tienen un menor coste de control de calidad, los plazos de ejecución son más cortos y tienen un mejor comportamiento frente a la fatiga y a la rotura frágil.

Este artículo, presenta los resultados de una reciente campaña experimental desarrollada en la E.T.S.I. de Caminos de Ciudad Real, con el objeto de estudiar la influencia de diferentes arandelas en la resistencia a deslizamiento de uniones atornilladas de alta resistencia.

Para poder determinar esto, se han ensayado uniones atornilladas con diferentes modelos de tornillos pretensados (M24, M27, M30). Para cada modelo de tornillo, se han ensayado dos tipos diferentes de uniones que se diferencian únicamente en el modelo de arandela utilizada entre la cabeza del tornillo y la placa de acero (arandelas de tipo DIN y DIN-ASTM). Para cada modelo de tornillo y arandela, se han realizado cuatro ensayos de deslizamiento y un ensayo de fluencia.

Además, basándonos en los resultados obtenidos y en las observaciones realizadas, se propondrán en este artículo, unas recomendaciones aplicables a la normativa utilizada para la realización de los ensayos [1].

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.1. Descripción de las uniones

Para la realización de los ensayos, contamos con una serie de probetas, uniones atornilladas de alta resistencia.

Se ensayan tres modelos distintos de tornillos pretensados: M24, M27 y M30, para cada uno de los cuales hay a su vez dos tipos distintos de uniones, cuya única diferencia radica en el modelo de arandela utilizada entre la cabeza del tornillo y la placa de acero. Estas arandelas son de los modelos DIN y DIN-ASTM.

Denominamos por tanto a los dos tipos distintos de uniones (independientemente del tornillo) como unión tipo A o tipo B en función de la arandela utilizada:

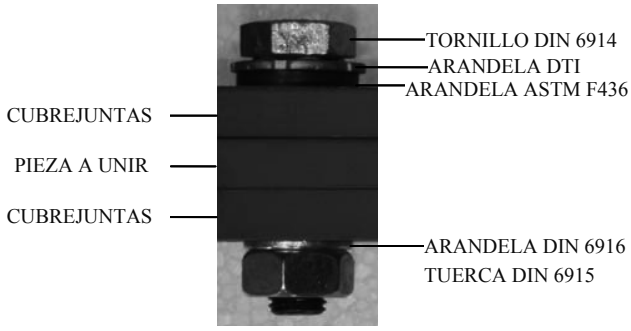


Figura 1. Unión tipo A (DIN-ASTM).

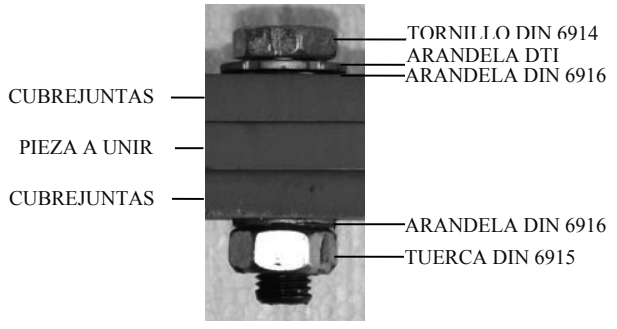


Figura 2. Unión tipo B (DIN).

Los tornillos pretensados utilizados, son tornillos hexagonales DIN 6914, utilizados en uniones metálicas de alta resistencia en estructura de acero, de los tamaños M24, M27 y M30. Las tuercas utilizadas en las uniones, se corresponden con tuercas hexagonales DIN 6915, destinadas a su uso con tornillos DIN 6914, para el caso de uniones de alta resistencia. En el caso de las arandelas, las de tipo DIN son arandelas DIN 6916, destinadas a ser utilizadas con tornillos DIN 6914 y tuercas hexagonales DIN 6915. Las de tipo DIN ASTM son arandelas F 436. Además es necesaria otra arandela, tipo DTI (Direct Tension Indicating), en los dos tipos de uniones. Esta arandela nos permite controlar el apriete del tornillo. El orden de apriete de los tornillos es desde el centro hacia los extremos. Cada tornillo de la probeta se aprieta mediante una llave dinanométrica en tres pasos. Se muestra información detallada en la tabla 1.

Tabla 1. Par de apriete aplicado al tornillo

Secuencia	Pretensado	M24 Momento aplicado (Nm)	M27 Momento aplicado (Nm)	M30 Momento aplicado (Nm)
1		300	300	300
2	0.75Fp	540	770	1030
3	1.00Fp	720	1030	1370

* Fp es la fuerza de pretensado del tornillo, M24: Fp = 247.10 kN, M27: Fp = 319.20 kN, M30: Fp = 392.70 kN

2.2. Ensayos

Siguiendo la normativa EN 1090-2:2008, se ensayaron cinco probetas, de las cuales cuatro se utilizan para los ensayos de deslizamiento y la quinta para el ensayo de fluencia.

2.2.1. Ensayos de deslizamiento

Los ensayos se han llevado a cabo en una máquina servo hidráulica mediante control de posición. Todos los ensayos duran entre 10 y 15 minutos. Para medir los desplazamientos relativos entre las diferentes placas de acero se usaron seis LVDT (linear variable differential transducers, modelo: WA10, HBM, rango de medición: 10 mm, desviación lineal: menor del 0.2 %) como se muestra en la figura 3. Dos LVDT en la zona superior (LVDT 1,2) y dos en la inferior (LVDT 5,6) se han usado para determinar el desplazamiento relativo entre la placa interior de acero y la placa exterior, los restantes (LVDT 7,8) en la parte central de la probeta, se situaron para obtener el desplazamiento relativo entre las placas centrales interiores.

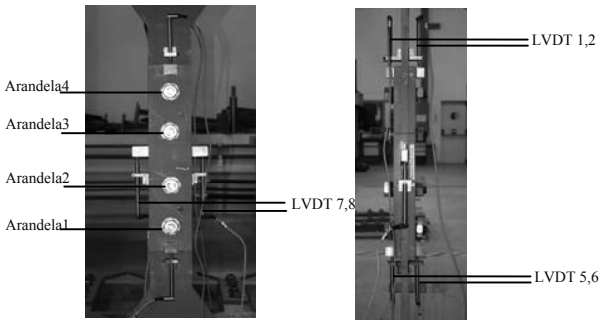


Figura 3. Montaje de las probetas para la realización del ensayo.

2.2.2. Ensayos de fluencia

La quinta probeta se cargó con una carga específica del 90 % de la carga media de deslizamiento obtenida de las cuatro primeras probetas (la media de ocho valores).

En la normativa, la diferencia entre el desplazamiento relativo a los 5 minutos y a las 3 horas después de la aplicación de la carga específica, debe ser menor de 0.002 mm. Si el deslizamiento excede los 0.002 mm, deben llevarse a cabo ensayos de fluencia lenta prolongados.

En nuestro laboratorio, especialmente en el caso de piezas grandes que pueden resistir mucha carga, como uniones, es muy difícil medir desplazamientos de solo 0.002 mm. Es por esto que proponemos un nuevo método para llevar a cabo los ensayos de fluencia. Asumiendo que el comportamiento a fluencia de las uniones sigue una relación lineal con el tiempo después de que el deslizamiento ocurra, prolongamos el tiempo de ensayo ocho veces, de modo que la diferencia entre el deslizamiento a los 40 minutos y a las 24 horas tras la aplicación de la carga específica debe ser menor de 0.016 mm. Este valor sí puede ser medido fácilmente en nuestro laboratorio.

En nuestro caso, la precisión de los LVDT usados es menor de 0.002 mm, sin embargo, 0.016 mm sí que pueden ser medidos con un error relativamente pequeño.

3. RESULTADOS

3.1. Ensayos de deslizamiento

Como ya se ha comentado, para los ensayos de deslizamiento se realizan cuatro ensayos por cada modelo de tornillo y tipo de arandela. Según la normativa, la duración de estos ensayos debe ser de entre 10 y 15 minutos. La figura 4 representa las curvas desplazamiento-tiempo obtenidas para la probeta M24 DIN 6916-2. Los desplazamientos relativos (slip), son medidos con los LVDT, como se explicó anteriormente. Se observa que el desplazamiento de cada cara de la probeta muestra una pequeña diferencia debido a que las condiciones de carga no son exactamente las mismas para cada una de las caras. La media de desplazamientos (LVDT-SUPERIOR, LVDT-INFERIOR y LVDT-CENTRO) de ambas caras se usa para el análisis.

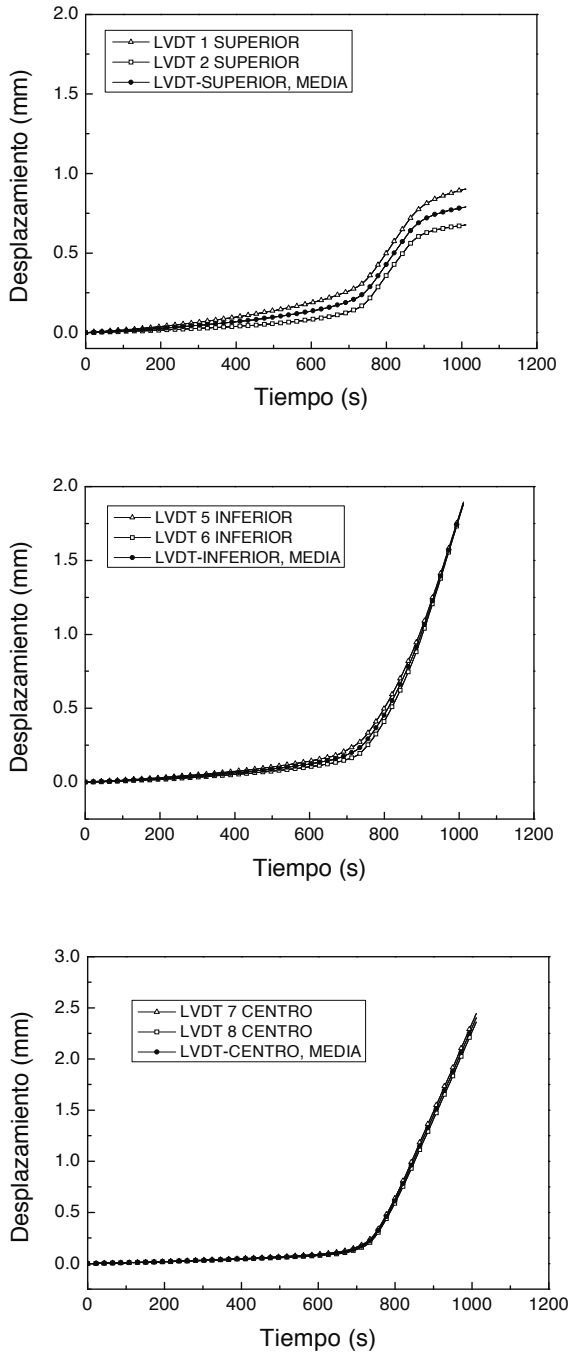


Figura 4. Gráficas desplazamiento-tiempo M24 DIN 6916-2.

La figura 5 muestra la curva carga-desplazamiento de la probeta M24 DIN 6916-2. La carga de deslizamiento, queda definida como la carga que provoca un deslizamiento de 0.15 mm. Por lo tanto, hay dos cargas

de deslizamiento P_1 y P_2, una debida al LVDT-SUPERIOR y otra debida al LVDT-INFERIOR, las cuales no se darán al mismo tiempo. Con el objetivo de eliminar la influencia de la deformación elástica de la unión durante la carga, se dibujan una o dos rectas paralelas a la rigidez de las curvas Carga-Desplazamiento. Estas rectas se corresponden con las curvas LVDT-SUPERIOR y LVDT-INFERIOR, si ambas resultasen muy cercanas, se podría dibujar una sola que sería la media de ambas. Las cargas de deslizamiento se obtienen como la intersección entre la curva y las rectas.

La tabla 2 muestra los resultados experimentales de cargas de deslizamiento. La tabla 3 muestra la comparación entre cargas de deslizamiento para las distintas uniones, usando los tipos diferentes de arandelas ASTM o DIN.

Tabla 2. Carga de deslizamiento en la uniones.

Modelo	No. probeta	Carga de deslizamiento P_1	Carga de deslizamiento P_2	Media
		kN		
M24	DIN 6916 - 1	456.9	460.2	458.6
	DIN 6916 - 2	443.5	444.9	444.2
	DIN 6916 - 3	460.4	432.1	446.3
	DIN 6916 - 4	462.4	440.6	451.5
	Media	**455.8**	**444.5**	**450.2**
	Desviación estándar	**9**	**12**	**6**
	DIN ASTM - 1	486.1	457.8	472.0
	DIN ASTM - 2	459.6	451.1	455.4
	DIN ASTM - 3	449.9	438.6	444.3
	DIN ASTM - 5	414.4	404.8	409.6
	Media	**452.5**	**438.1**	**445.3**
	Desviación estándar	**30**	**24**	**26**
M27	DIN 6916 - 1	530.6	522.6	526.6
	DIN 6916 - 2	515.1	497.5	506.3
	DIN 6916 - 3	543.1	521.3	532.2
	DIN 6916 - 4	545.1	549.1	547.1
	Media	**533.5**	**546.1**	**528.1**
	Desviación estándar	**14**	**21**	**17**
	DIN ASTM - 1	534.8	533.0	533.9
	DIN ASTM - 2	550.3	545.4	547.9
	DIN ASTM - 3	541.7	551.0	546.4
	DIN ASTM - 4	548.3	531.9	540.1
	Media	**543.8**	**540.3**	**542.1**
	Desviación estándar	**7**	**9**	**6**
M30	DIN 6916 - 2	576.4	551.5	564.0
	DIN 6916 - 3	569.5	559.7	564.6
	DIN 6916 - 4	582.7	573.0	577.9
	DIN 6916 - 5	581.8	570.8	576.3
	Media	**577.6**	**563.8**	**570.7**
	Desviación estándar	**6**	**10**	**7**
	DIN ASTM - 1	589.8	574.9	582.4
	DIN ASTM - 2	580.6	584.0	582.3
	DIN ASTM - 3	584.9	571.3	578.1
	DIN ASTM - 5	593.0	589.1	591.1
	Media	**587.1**	**579.8**	**583.5**
	Desviación estándar	**5**	**8**	**5**

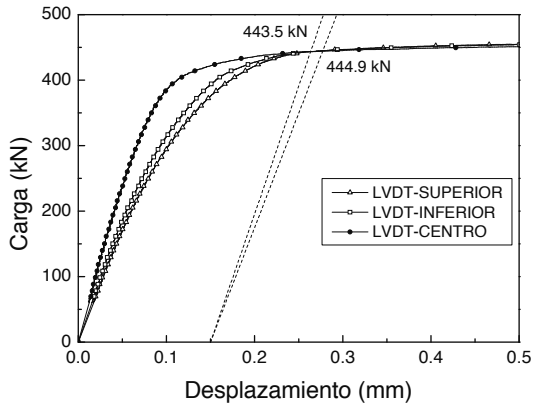


Figura 5. Gráfica carga-desplazamiento M30 DIN 6916-5.

Tabla 3. Comparación entre cargas de deslizamiento.

MODELO	TIPO DE ARANDELA		ERROR (%)
	DIN ASTM	DIN	
M24 Carga deslizamiento (kN)	445.3	450.2	+ 1.1
M27 Carga Deslizamiento (kN)	542.1	528.1	- 2.6
M30 Carga Deslizamiento (kN)	583.6	570.7	-2.2

Si consideramos que los resultados experimentales obtenidos usando la arandela DIN-ASTM son los correctos, el error obtenido con los valores experimentales en uniones con diferentes tipos de arandelas se puede calcular. Como podemos observar por la tabla 3, el error obtenido para las cargas de deslizamiento en los diferentes tipos de uniones es menor del 3 % en todos los casos.

3.2. Ensayos de fluencia

La probeta se cargó con la carga de fluencia, con una velocidad de 0.01 mm/s, manteniéndose esta carga durante 24 horas. La figura 6, muestra las curvas desplazamiento-tiempo de LVDT-SUPERIOR y LVDT-INFERIOR. Se puede observar que la diferencia de deslizamientos entre 40 minutos y 24 horas es mucho menor de 0.016 mm para ambos. La tabla 4 muestra más información sobre el comportamiento a fluencia de las uniones. Está claro que solo el modelo M30 DIN ASTM de las uniones de alta resistencia necesita ensayos de fluencia prolongados, debido a que la diferencia es mayor de 0.016 mm.

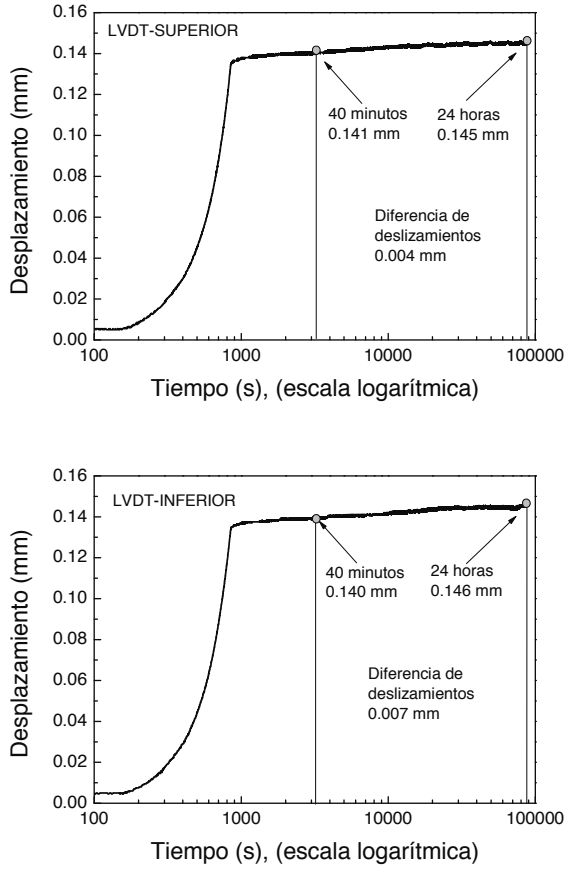


Figura 6. Curvas desplazamiento-tiempo (M24 DIN 6916-5).

Tabla 4. Resultados experimentales de los ensayos de fluencia.

Modelo	No. probeta	Diferencia de deslizamientos1	Diferencia de deslizamientos2	Media
		mm		
M24	M24 DIN 6916 -5	0.004	0.007	0.0055
	M24 DIN ASTM -4	0.003	0.004	0.0035
M27	M27 DIN -5	0.008	0.009	0.0085
	M27 DIN ASTM -5	0.012	0.015	0.0135
M30	M30 DIN -1	0.010	0.015	0.0125
	M30 DIN ASTM -4	0.021	0.024	0.0225

4. DISCUSIÓN

4.1. Ensayos de deslizamiento

La norma marca textualmente que "las cuatro probetas se cargarán a velocidad normal (duración del ensayo: de 10 a 15 minutos, aproximadamente)".

Se propone una recomendación en cuanto a esto, ya que el procedimiento de realización del ensayo queda bastante indeterminado. Lo que se propone es que el ensayo se realice por control de carga, es decir, que la normativa de una velocidad que se introduciría en la máquina, siendo la realización del ensayo por lo tanto mucho más sencilla.

A partir de los resultados obtenidos mediante la campaña de ensayos, se han realizado unos cálculos con los que se acota el valor que podría tener la carga que sería necesaria introducir en la máquina para que el ensayo dure entre 10 y 15 minutos.

Tabla 5. Resultados experimentales de los ensayos de fluencia.

	Carga de Deslizamiento Media (kN)	Velocidad (kN/s): ensayo 10 minutos	Velocidad (kN/s): ensayo 15 minutos
M24 DIN	450.2	0.75	0.50
M24 DIN-ASTM	445.3	0.74	0.49
M27 DIN	528.1	0.88	0.58
M27 DIN-ASTM	542.1	0.9	0.60
M30 DIN	570.7	0.95	0.63
M30 DIN-ASTM	583.5	0.97	0.65

Teniendo en cuenta este rango de valores, se decide proponer un valor de velocidad de carga de 0.7 kN/s para los ensayos cortos, independientemente del modelo de tornillo o del tipo de arandela.

Con esta recomendación para la normativa, los ensayos de deslizamiento resultarían más sencillos y quedaría mucho más determinada su realización, ya que habría que introducir a la máquina de ensayos un valor de velocidad fijo, ahorrando de esta manera probetas de prueba y resultando el ensayo mucho más fácil de realizar que como actualmente marca la normativa con un rango de duración del ensayo de entre 10-15 minutos.

5. CONCLUSIONES

5.1. Ensayos de deslizamiento

- Para el modelo M24 de las uniones atornilladas de alta resistencia, el error de las cargas de deslizamiento es +1.1% usando los distintos tipos de arandelas DIN-ASTM y DIN.

- Para el modelo M27 de las uniones atornilladas de alta resistencia, el error de las cargas de deslizamiento es -2.6% usando los diferentes tipos de arandelas DIN-ASTM y DIN.

- Para el modelo M30 de las uniones atornilladas de alta resistencia, el error de las cargas de deslizamiento es -2.2% usando dos distintos tipos de arandelas DIN-ASTM y DIN.

Según los resultados obtenidos se concluye que el uso de la arandela DIN o de la arandela DIN-ASTM no tiene demasiada influencia.

5.2. Ensayos de fluencia

Asumiendo que el comportamiento de fluencia de las uniones sigue una relación lineal con el tiempo una vez que el deslizamiento ocurre, solo el modelo M30 DIN ASTM necesita ensayos de fluencia prolongados debido a que la diferencia de deslizamientos entre los 40 minutos y las 24 horas es mayor de 0.016 mm.

5.3. Recomendación para la normativa

La recomendación que se propone para la normativa EN 1090-2: 2008 es que la velocidad recomendada de carga de los ensayos para la medida de las cargas de deslizamiento es de 0.7 kN/s en lugar de los 10-15 minutos que marca la normativa.

REFERENCIAS

[1] EN 1090-2: 2008. Execution of steel structures and aluminium structures – part 2: Technical requirementes for steel structures.

COMPORTAMIENTO A FRACTURA DE ALEACIONES W-V: INFLUENCIA DE LOS ALEANTES Y EL PROCESAMIENTO

T. Palacios[1], J.Y. Pastor[1], M.V. Aguirre[2], A. Martín[1], J. Llorca[1, 3], A. Múñoz[4], M.A. Monge[4], y R. Pareja[4]

[1]Departamento de Ciencia de Materiales, Universidad Politécnica de Madrid
ETSI Caminos, Canales y Puertos, C/ Profesor Aranguren s/n, 28040-Madrid
E-mail: teresa.palacios@mater.upm.es

[2]Departamento de Tecnologias Especiales Aplicadas a la Aeronáutica, Universidad Politécnica de Madrid

[3]Imdea – Materiales

[4]Departamento de Física, Universidad Carlos III de Madrid

RESUMEN

El propósito de ésta investigación es evaluar el comportamiento mecánico de tres aleaciones de W-V y compararlas con un wolframio puro de referencia, procesado en condiciones similares, a fin de determinar la influencia del contenido en V. El contenido de las aleaciones fue 2 y 4% de V en peso y fueron fabricadas mediante compactación isostática en caliente (HIP). Las aleaciones con 2% V fueron fabricadas por dos procedimientos diferentes con el objetivo de analizar la influencia del método de fabricación. Adicionalmente, se ha desarrollado un nuevo método experimental de mecanizado de la entalla a fin de determinar la influencia del radio de fondo de entalla en el comportamiento mecánico de estos materiales.
La caracterización mecánica se ha realizado mediante ensayos de flexión en tres puntos en atmósfera oxidante a distintas temperaturas, entre -197 ºC (ensayos de inmersión en nitrógeno líquido) y 1000 ºC, a intervalos de 200 ºC. Mediante estos ensayos ha sido posible obtener la tenacidad a fractura, la resistencia mecánica, el límite elástico y el módulo de elasticidad de los materiales estudiados en función de la temperatura.
Finalmente, se han examinado, mediante microscopia óptica y electrónica de barrido, la microestructura y las superficies de fractura. De esta forma ha sido posible determinar el modo de rotura y analizar la relación de las propiedades mecánicas macroscópicas con los micromecanismos de fallo involucrados, en función de la temperatura y la dispersión de los aleantes.

ABSTRACT

The purpose of this research is to evaluate the mechanical behaviour of three W-V alloys and compared with a reference pure tungsten, processed in similar conditions, to determine the influence of the content of V. The studied alloys have a content of 2 and 4% V by weight and are manufactured by hot isostatic pressing (HIP). The 2% V alloys have been manufactured by two different procedures in order to analyze the influence of the manufacturing method. Additionally, it has developed a new experimental method of machining of the notch in order to determine the influence of notch tip radius on the mechanical behaviour of these materials.
The mechanical characterization was performed by three point bending testing in an oxidizing atmosphere at different temperatures between -197 °C (immersion tests in liquid nitrogen) and 1000 °C, in 200 ºC steps. These tests have been possible to obtain the fracture toughness, mechanical strength, yield strength and modulus of elasticity as function of temperature.
Additionally, we have examined by optical and scanning electron microscopy the microstructure and the fracture surfaces. This way it has been possible to determine the failure mode and analyze the relationship between the macroscopic mechanical properties and the micromechanisms of failure involved, depending on the temperature and the dispersion of the alloy.

PALABRAS CLAVE: aleaciones de W, comportamiento mecánico, microestructura, alta temperatura, criogenia.

1. INTRODUCCIÓN

Uno de los sueños de la ciencia y la tecnología durante los últimos cincuenta años ha sido el controlar la energía de las estrellas, es decir, crear reactores de fusión termonuclear para la producción de energía de forma masiva a precios asequibles. Sin embargo, para que pueda desarrollarse dicha tecnología hay que resolver algunos problemas como son encontrar materiales que puedan soportar condiciones de servicio extremas, similares a las que tendrán que aguantar los componentes que estarán en contacto con el plasma en el futuro reactor internacional de fusión (ITER).

Uno de los principales componentes del ITER es el *divertor*. Sus principales funciones son tres: extraer la mayoría de los iones de helio e impurezas del plasma, extraer el flujo de energía de las partículas cargadas en el plasma y proporcionar un escudo de neutrones para las zonas adyacentes al *divertor* [1].

El wolframio es uno de los más firmes candidatos para la fabricación del *divertor* gracias a sus características como material refractario: buena conductividad térmica, alto punto de fusión, baja presión de vapor, baja erosión por impacto de partículas, bajo daño por radiación y baja retención de tritio [2]. Pero su uso requiere el desarrollo de materiales que, junto con estas propiedades, mantengan un buen comportamiento mecánico a alta temperatura en condiciones de atmósfera oxidante.

En el desarrollo de esta investigación, se evalúa el comportamiento mecánico de las aleaciones de wolframio fabricadas mediante técnicas pulvimetalúrgicas por compactación isostática en caliente (HIP), con contenidos del 2 y 4% en peso en vanadio.

2. MATERIALES ESTUDIADOS

En este proyecto se estudia por un lado wolframio puro, que se utiliza como material de referencia, y por otro dos aleaciones con contenidos de 2 y 4% de vanadio en peso, obtenidas mediante metalurgia de polvos por compresión isostática en caliente (HIP) [3].

Las muestras han sido sinterizadas a partir de wolframio con un 99,9% de pureza y tamaño de partícula de 12 μm, y polvo de vanadio con una pureza del 99,5% y tamaño medio de partícula inferior a 44 μm. A partir de estos polvos se obtienen, mediante pulvimetalurgia [4, 5], cilindros con unas dimensiones nominales de 30 mm de diámetro y 50 mm de longitud. Posteriormente, estos cilindros se cortan, mediante electroerosión refrigerada por agua, en probetas prismáticas de dimensiones nominales 1,6 x 1,6 x 25 mm^3, aunque también se han se han ensayado algunas muestras con longitud 12.5 mm. Estas dimensiones son suficientes para permitir el máximo aprovechamiento del material garantizando la correcta realización de los ensayos.

3. TÉCNICAS EXPERIMENTALES Y CARACTERIZACIÓN MECÁNICA

3.1. Módulo de elasticidad, densidad y dureza Vickers

Se ha determinado el módulo de elasticidad dinámico a temperatura ambiente, E_0, mediante la técnica de excitación por impulsos (IET), un método que mide las frecuencias de excitación naturales del material [6]. Adicionalmente, se ha medido la evolución del módulo de elasticidad, E, con la temperatura gracias a un dispositivo de flexión en tres puntos y distancia entre apoyos de 20 mm. Las pruebas se llevaron a cabo en control de velocidad de desplazamiento a 200 μm/min y velocidad de calentamiento de 10 ºC/min. Se realizaron ciclos de carga y descarga, tres veces cada 200 ºC, siempre dentro de la región elástica lineal y muy por debajo de la resistencia máxima del material para cada temperatura. El desplazamiento bajo el punto de carga se ha medido mediante un extensómetro láser, sin contacto, de alta resolución (±100 nm). El módulo se ha calculado a partir de los cambios de pendiente de las curvas fuerza-desplazamiento del punto de apoyo central.

La densidad (ρ) se ha medido por el método de inmersión de Arquímedes en alcohol etílico de alta pureza.

Además se han realizado ensayos de dureza Vickers (H_V) aplicado dos cargas diferentes, 0.98 y 9.8 N, durante diez segundos para analizar el efecto de la carga aplicada de los resultados obtenidos.

3.2. Resistencia mecánica, límite elástico y tenacidad de fractura

Para la realización de estos ensayos, se han utilizado máquinas universales de ensayos servomecánicas Instron 3369 y 5866 (USA). Para los ensayos entre 200 y 1000 ºC, se ha instalado un horno de mufla con resistencias ignitoras de SiC. Dentro del horno se instalaron dos termopares dispuestos cerca de los extremos de las probetas para registrar su temperatura y asegurar así la homogeneidad del calentamiento. Ya que la masa térmica del horno es mucho más alta que la de las probetas, no se han apreciado notables gradientes de temperatura dentro del mismo. Se ha utilizado una velocidad de calentamiento de 50 ºC/min. Una vez alcanzada la temperatura de consigna, se han esperado

10 min para conseguir la estabilización térmica del sistema. Los ensayos se han realizado en control de desplazamiento a una velocidad de 100 μm/min.

Para la realización de los ensayos a -197 ºC se instaló un dispositivo en la máquina de ensayos a fin de poder sumergir las muestras, bajo carga, en nitrógeno líquido. Éste recipiente se aisló con un recubrimiento de espuma de poliuretano para estabilizar mejor la temperatura del conjunto durante el ensayo.

La tensión bajo la línea central de la probeta, sobre la cara a tracción se ha calculado a partir de la carga máxima registrada y de las dimensiones de la probeta según la ecuación clásica obtenida por resistencia de materiales [7].

Para la realización de los ensayos de tenacidad a fractura se utilizaron probetas SEVNB [8] con la entalla mecanizada mediante un método que habitualmente se ha utilizado para materiales cerámicos y que permite introducir entallas muy afiladas sin producir daño en el contorno del fondo de la entalla. En este caso se ha desarrollado la metodología experimental para poder aplicar el procedimiento a metales y en concreto al wolframio y sus aleaciones. Se han obtenido radios de fondo de entalla muy pequeños, en torno a los 5-7 μm que es un tamaño considerablemente inferior al tamaño de grano del material [9]. Los valores de la tenacidad de fractura K_{IC} se calculan a partir de la carga máxima y de la longitud inicial de la entalla, utilizando para ello la expresión general del factor de intensidad de tensiones propuesto por Guinea *et al*. [10].

Para cada temperatura y material se han realizado un mínimo de tres ensayos de flexión en tres puntos desde -197 hasta 1000 ºC en atmósfera oxidante, con el objetivo de garantizar la repetitividad de los mismos y eliminar posibles errores producidos durante su desarrollo.

3.3. Análisis fractográfico y microestructural

Las superficies de fractura de las muestras ensayadas se han examinado mediante microscopia electrónica de barrido (SEM) utilizando un microscopio JEOL JSM 6300 (Jeol Ltd. Japón) equipado con detector de electrones secundarios (SE), detector de electrones retrodispersados (BSE) y análisis de la energía dispersiva de rayos X (EDX).

El análisis de la microestructura (observación de la sección transversal) se ha realizado mediante microscopía óptica y electrónica de barrido (SEM). Previamente las muestras se empastillaron, pulieron y atacaron químicamente para revelar la microestructura del material y poder realizar el estudio micrográfico correctamente.

4. RESULTADOS EXPERIMENTALES

4.1. Módulo de elasticidad, densidad y dureza Vickers

Como puede observarse en la Tabla 1, no hay una influencia notable de la cantidad de vanadio adicionado en el módulo de elasticidad, aunque puede observarse un ligero aumento en la aleación con 4% de vanadio. Estas variaciones parecen estar relacionadas con el aumento de la densidad relativa, como se observa en la Tabla 2, que tiene lugar durante el proceso de sinterización. En cambio, se observa una mejora sobresaliente de la dureza Vickers con el aumento del contenido de vanadio. Aunque no parece muy significativa la cantidad adicionada, en ambas aleaciones se produce un aumento superior al 100% respecto al material de referencia (wolframio puro).

Tabla 1. Módulo de elasticidad a temperatura ambiente y dureza Vickers con dos cargas distintas.

Material	E_0 (GPa)	H_V (0.98 N) (GPa)	H_V (9.8 N) (GPa)
W	338±6	3.40±0.54	2.58±0.03
W - 2V	321±5	5.98±0.2	5.42±0.11
W - 4V	363±6	6.47±0.25	5.94±0.06

La evolución del módulo de elasticidad relativo con la temperatura, como puede observarse en la Figura 1, es paralelo en ambas aleaciones, y muestra un comportamiento sin diferencias significativas respecto al wolframio puro. Aunque en ambas aleaciones a 200 ºC ya empieza a experimentarse una disminución del módulo de elasticidad, el wolframio puro lo mantiene invariable hasta los 300 ºC. La posterior evolución es paralela, observándose una degradación apreciable a partir de los 600 ºC, que es cuando empieza a formarse una mayor capa de óxido. A partir de los 800 ºC la degradación es mucho más pronunciada ya que a dicha temperatura es cuando empieza a evaporarse el óxido [11].

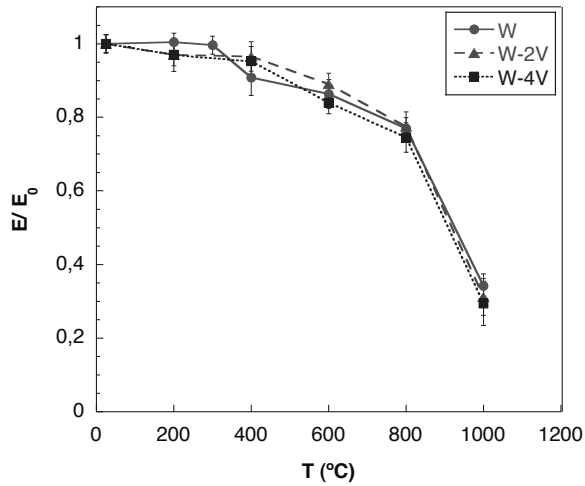


Figura 1. Evolución del módulo de elasticidad relativo (E/E_0) con la temperatura.

En la Tabla 2 se observa que al aumentar el contenido en vanadio en las aleaciones se produce una mayor densificación. Esto nos puede dar una idea de la porosidad existente en el material, que en el caso de la aleación W-4V es prácticamente nula, tal como se puede comprobar posteriormente en las imágenes tomadas con SEM.

Tabla 2. Densidad experimental medida (ρ_{exp}), densidad teórica calculada (ρ_{th}) y densidad relativa (ρ_r).

Material	ρ_{exp} (g/cm^3)	ρ_{th} (g/cm^3)	ρ_r (g/cm^3)
W	17.64±0.02	19.25	91.64
W - 2V	17.78±0.02	18.46	96.32
W - 4V	17.57±0.02	17.73	99.10

Teniendo en cuenta todos estos resultados, se puede ver que el material con menor dureza es el wolframio puro, que es el que mayor porosidad presenta puesto que corresponde con la menor densidad relativa.

4.2. Resistencia mecánica y límite elástico

Las aleaciones estudiadas presentan un comportamiento plástico a elevadas temperaturas (datos sombreados). Por ello, para su caracterización se ha utilizado la tensión de rotura a carga máxima cuando manifiestan un comportamiento frágil (σ_f) y el límite elástico al 0.2% ($\sigma_{0.2}$) cuando es dúctil.

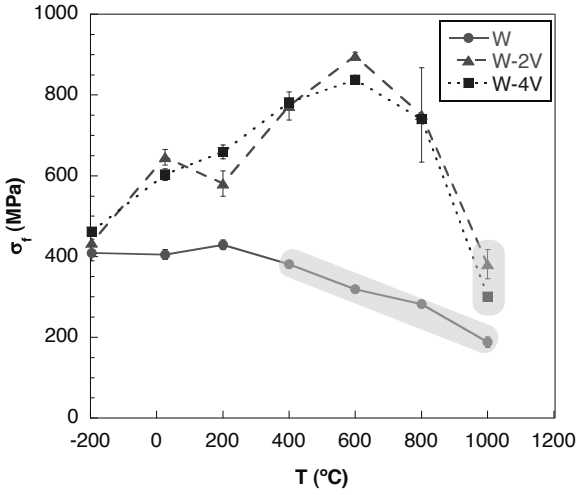


Figura 2. Evolución de la resistencia a rotura en flexión (σ_f) con la temperatura. Los datos sombreados muestran los correspondientes al límite elástico al 0.2% ($\sigma_{0.2}$).

Como puede observarse en la Figura 2, las aleaciones estudiadas tienen un comportamiento parejo. Mejoran progresivamente hasta alcanzar un valor máximo a los 600 ºC de 900 MPa. A partir de esta temperatura se produce una disminución drástica de la resistencia, debido a la degradación térmica progresiva del material. En la Figura 3, puede verse esta oxidación producida en los materiales a elevadas temperaturas. A pesar de ello, los valores obtenidos son similares, o superiores, a los obtenidos en el wolframio puro a temperatura ambiente.

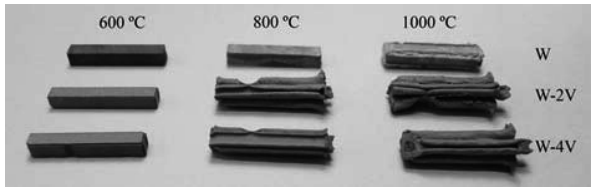


Figura 3. Imagen de las probetas oxidadas después de haber realizado ensayos a 600, 800 y 1000 ºC respectivamente.

4.3. Tenacidad a fractura

En la Figura 4 pueden verse los resultados obtenidos en la realización de los ensayos de flexión en tres puntos en probetas SENVB para la obtención de la tenacidad a fractura. A elevadas temperaturas el wolframio puro y la aleación W-4V (datos sombreados) tienen un comportamiento plástico, por lo que hablaremos de tenacidad de fractura aparente, a fin de poder comparar los resultados con el resto de condiciones de ensayo.

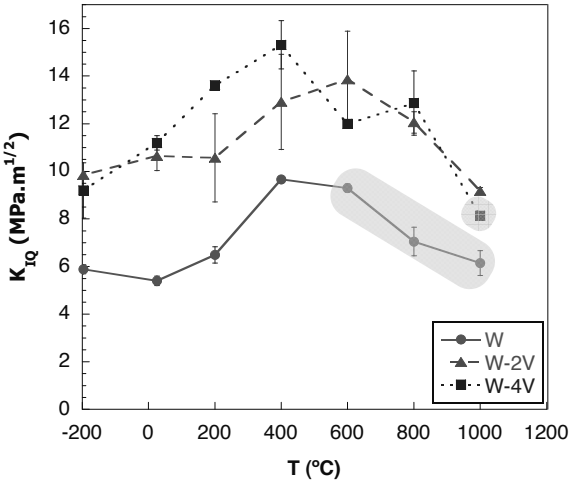


Figura 4. Evolución de la tenacidad de fractura con la temperatura. Los datos sombreados corresponden a los correspondientes a la tenacidad de fractura aparente.

Como puede apreciarse en la Figura 4, con la adición de vanadio se obtiene una mejora considerable de la tenacidad respecto al material de referencia, incluso los peores valores obtenidos con las aleaciones de vanadio son del orden de los mayores conseguidos con el wolframio puro. Las aleaciones tienen un comportamiento parejo en todo el intervalo de temperaturas, con valores muy superiores a los del wolframio puro. A temperatura ambiente alcanzan valores de casi el doble, en torno a los 9 MPa.m$^{1/2}$. Esto puede deberse a la formación de la solución sólida wolframio-vanadio que es una estructura más resistente.

El valor de tenacidad máximo se encuentra en torno a los 12-16 MPa.m$^{1/2}$ entre 400 y 600 ºC. Posteriormente,

se produce una disminución de este valor debido a la oxidación producida, pero incluso a 1000 ºC el valor de tenacidad obtenido es del orden del que tenía el material a -196 ºC, es decir, mayor que el conseguido con el wolframio puro en todo el intervalo de temperaturas analizado.

4.4. Análisis fractográfico y microestructural

Mediante el análisis de las superficies de fractura se puede observar que la porosidad de las muestras de wolframio puro, como se ve en la Figura 5(a), es superior a la observada en las aleaciones de vanadio estudiadas. En todas estas aleaciones la rotura es preferentemente intergranular, aunque también puede observarse rotura transgranular por clivaje en algunos granos de mayor tamaño como se ve en la Figura 5 (a, b). A temperaturas elevadas, superiores a 600 ºC, el análisis de las superficies ha sido imposible debido al avanzado estado de oxidación de las mismas.

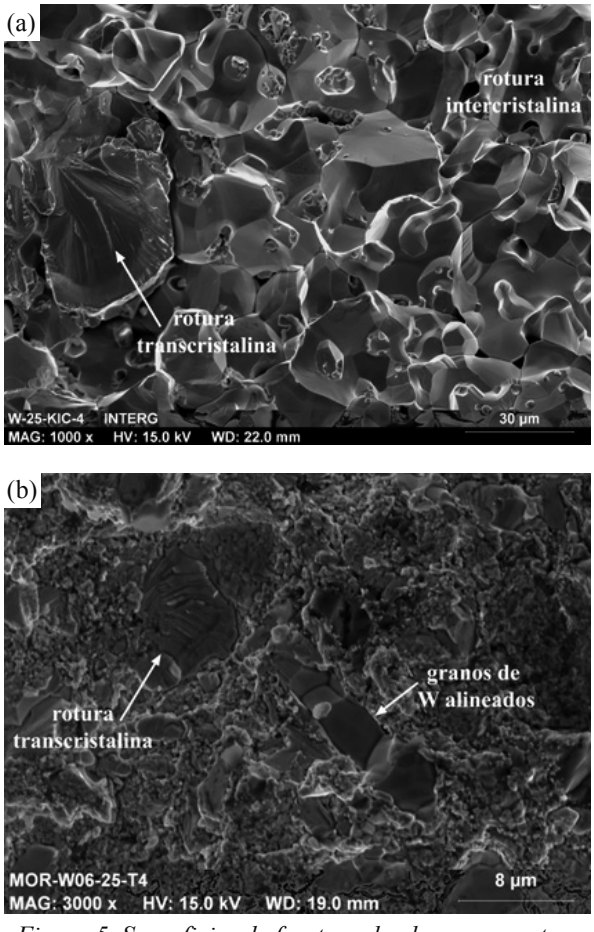


Figura 5. Superficies de fractura de algunas muestras ensayadas. (a) wolframio puro; (b) W-2V.

Desde el punto de vista microestructural, puede apreciarse que la morfología de los granos de wolframio es mayoritariamente equiaxial mientras que en las aleaciones hay una presencia significativa de granos alargados como se observa en la Figura 6(a). Esto puede ser consecuencia del proceso de fabricación. En este caso el proceso de rotura del material se produce mayoritariamente por descohesión de los granos, lo que provoca fractura predominantemente intergranular.

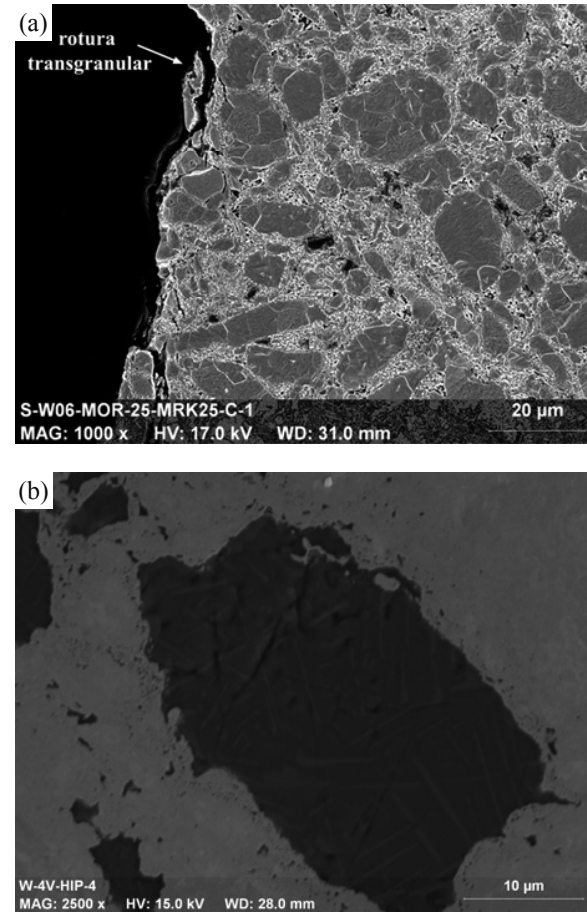


Figura 6. Micrografías de algunas muestras ensayadas. (a) W-2V; (b) laguna de vanadio con estructuras aciculares en la aleación W-4V.

Cuando se producen a la vez condiciones de deformación plástica, presión y temperatura como ocurre durante el procesamiento de las aleaciones W-V, aparece en las lagunas de vanadio una estructura acicular. Esta se genera con mayor facilidad cuanto mayor es el contenido en vanadio, por lo que es más visible en la aleación W-4V como puede apreciarse en la Figura 6(b). La formación de esta estructura proporciona a las aleaciones una mayor dureza y resistencia, lo que se traduce en una mejora evidente en las propiedades mecánicas respecto al wolframio puro, tal y como se ha mostrado anteriormente.

Como puede apreciarse en la Figura 7, en el análisis fractográfico realizado se ha podido verificar que al introducir la entalla mediante el nuevo procedimiento experimental con la cuchilla no se ha introducido deformación plástica en los granos del contorno de la grieta, como sí ocurría al mecanizar la entalla mediante un disco refrigerado de diamante.

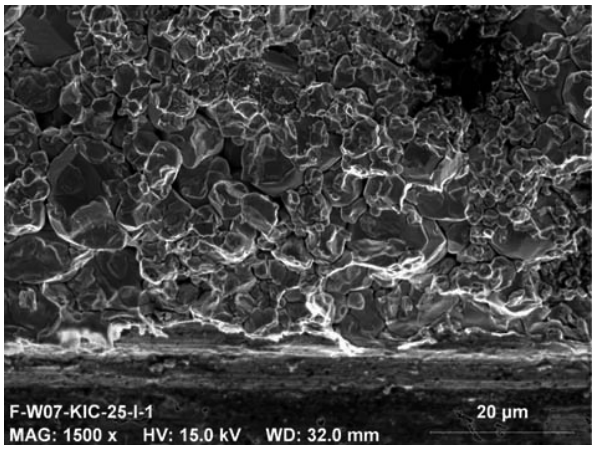


Figura 7. Zona adyacente a la entalla realizada mediante la utilización de la cuchilla metálica.

5. CONCLUSIONES

Mediante la realización de diferentes ensayos para la caracterización mecánica de aleaciones base wolframio y contenido variable en vanadio (2 y 4%) se ha obtenido que con la adición de vanadio:

- Se consiguen mejores valores de tenacidad de fractura, dureza y límite elástico.
- Se incrementa considerablemente la degradación termo-oxidativa del material, que conlleva a una pérdida de las propiedades a medida que se va incrementando la temperatura.
- Se incrementa considerablemente la temperatura de transición dúctil-frágil, teniendo las aleaciones comportamiento frágil hasta temperaturas superiores a 800 ºC.
- Con el estudio de las superficies de fractura y la microestructura se confirma el comportamiento frágil a temperatura ambiente y hasta 600 ºC ya que los mecanismos observados son principalmente intergranulares (descohesión de granos). A temperaturas superiores la superficie de fractura queda enmascarada debido a la formación de óxido.

AGRADECIMIENTOS

Este trabajo ha sido financiado por EFDA/CIEMAT WP10-MAT-WWALLOY-02-02/CIEMAT/BS, Ministerio de Ciencia e Innovación, CSD00C-06-14102, y MAT2009-13979-C03-02, y Comunidad de Madrid, S-S2009/MAT-1585-ESTRUMAT.

REFERENCIAS

[1] http://www.iter.org

[2] G. Federici, *Plasma-material interactions in current Tokamaks and their implications for next fusion reactors*. Nuclear Fusion, Vol. 41, No. 12R, 2001.

[3] M.A. Monge, M.A. Augel, T. Leguey, Y. Ortega, L.Bolzoni, E. Gordo y R. Pareja, "Journal Nuclear Materials" under submission.

[4] A. Muñoz, M.A. Monge, B. Savoini, M.E. Rabanal, G. Garces and R. Pareja, *La2O3-reinforced W and W-V alloys produced by hot isostatic pressing*. Journal of Nuclear Materials.

[5] ASM International Handbook Committee. *ASM Metals Handbook Vol.07: Powder metal technologies and applications*. ASM. 1998.

[6] *Standard test method for dynamic Young's modulus, shear modulus, and poisson's ratio for advanced ceramics by impulse excitation of vibration*. ASTM C1259-98. Annual Book of ASTM Standards, American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, Pennsylvania, 15.01 (386-400), 1999.

[7] L. Ortiz Berrocal. *Resistencia de Materiales*. MacGraw Hill, 1994.

[8] J. Kuebler, *Fracture toughness of ceramics using the SENVB method*, 9th International Conference on Modern Materials and Technologies: World Ceramics Congress and Forum on New Materials, Italy (1999).

[9] T. Palacios, *Comportamiento mecánico en función de la temperatura de aleaciones wolframio-vanadio*. Proyecto fin de carrera, Ing. Materiales (UPM), 2010. ISBN: 978-84-693-5087-4.

[10] G. V. Guinea, J. Y. Pastor, J. Planas, M. Elices, *Stress Intensity factor, compliance and CMOD for a General Three-Point-Bend Beam"*. International Journal of Fracture Vol. 89, Nº 2. 1998.

[11] Ulick R. Evans, *The corrosion and oxidation of metals*. Edward Arnold Ltd., London, 1976.

EVOLUCIÓN DE LAS CARACTERÍSTICAS MECÁNICAS DE ACEROS SAE 1008 Y SAE 1010 DURANTE UN PROCESO DE LAMINADO EN FRÍO DE ALAMBRÓN. COMPORTAMIENTO EN ROTURA

R.Bueno[1], D.Villegas[1], G.Hernández[1]

[1] Departamento de Mecánica de Medios Contínuos y Teoría de Estructuras.
Universidad de Sevilla. Avda. Reina Mercedes, 2. 41012 Sevilla
E-mail: rbueno@us.es

RESUMEN

Los procesos de laminado en frío encuentran cada vez un mayor campo de aplicación y para una mayor variedad de productos. Es por esto, que se hace cada vez más necesario conocer a fondo las alteraciones que el proceso provoca en la materia prima. El presente estudio cuenta con una base experimental de 630 ensayos, con distintos diámetros y proveedores, y cuantifica la variación que las características del acero experimentan tras el laminado al tiempo que caracteriza la evolución de las mismas durante el proceso. Así mismo se discute el modelo de distribución obtenido para los distintos parámetros.

ABSTRACT

The cold-rolling processes are increasingly greater scope and greater variety of products. This is why it becomes necessary to know in depth the changes that the process results in the raw material. This study has a database of 630 experimental tests with different diameters and suppliers, and quantifies the change in the characteristics of the steel after cold-rolling experience. Evolution of main characteristics during the process is described too. Finally, the study also discusses the distribution pattern obtained for various parameters.

PALABRAS CLAVE: Laminado en frío, alambrón, SAE 1008, SAE 1010, ductilidad, armaduras pasivas.

1. INTRODUCCIÓN

El siguiente estudio analiza la modificación que sufren las propiedades mecánicas del acero SAE1010, empleado habitualmente en la fabricación de armaduras pasivas para construcción, en un proceso de laminado en frío.

Para la caracterización de las propiedades mecánicas de los aceros empleados en armaduras pasivas se establecen una series de parámetros, unos referidos a la tensión y otros a la deformación. En la práctica totalidad de los códigos de hormigón reguladores en los distintos países a nivel mundial (EHE-08, DIN1045, BAEL-99, BS-1399, ACI-08, AS-1309...) se emplean los mismo parámetros, en Europa, la normativa vigente que define las propiedades mecánicas de estos aceros es la EN ISO 10080 [1], en general:

Tabla 1. Parámetros caracterizadores del acero

Símbolo		Descripción (unidad)
f_y		Límite elástico (MPa)
f_s		Carga máxima en rotura (MPa)
f_s/f_y		Relación entre la carga de rotura y el límite elástico en ensayo de tracción
A_{5d} o A_{10d}		Alargamiento en rotura sobre base de 5 o 10 diámetros (%)
A_{gt} o ε_u		Alargamiento bajo carga máxima (%)

El estudio cuantifica la modificación que dichos parámetros experimentan al someter la materia prima a un proceso de laminado en frío. La base experimental son 630 ensayos encargados en 2006 por la empresa G.P. Manufacturas del Acero, con sede en Sevilla y realizados por el laboratorio acreditado por ENAC, LAENSA nº553/LE1211 y con sede en Sevilla.

Estos estudios son de gran interés para el sector [2]. Dado que el coste del alambrón sobre el producto terminado es del 75-80% resulta fundamental elegir adecuadamente la materia prima. Conocer en profundidad la evolución de las principales características, permite un mayor control sobre el producto terminado y una optimización del proceso industrial.

Dada la importancia de la materia prima se ensayará una población que tenga en cuenta las fuentes de variabilidad del material. En cuanto a la calidad, se ensayan dos clases distintas de uso habitual en el sector, como son el acero SAE1010 y el SAE 1008. En la industria metalúrgica se emplea la calidad SAE1010 para los diámetros mayores (6 a 14mm), mientras que para los diámetros menores (5,5 a 6mm) se emplea la calidad SAE1008 debido a su mayor deformabilidad y a su mayor porcentaje de reducción de área en el proceso de laminado.

Por último, dada la influencia del proveedor en las características iniciales de la materia prima [3] se han empleado bobinas de alambrón procedentes de 2 proveedores distintos.

2. MATERIALES Y DESAROLLO EXPERIMENTAL

En el trabajo experimental se emplearán aceros tipo SAE1008 y SAE1010. Para cada muestra se ensayará la materia prima (alambrón) y el producto final (grafil). La composición química de los aceros empleados es:

Tabla 2. Composición química de los aceros empleados referidos a la muestra perteneciente.

		C (%)	Mn (%)	S (%)	P (%)	Si (%)
1	SAE 1010	0,09	0,47	0,044	0,024	0,14
2	SAE 1010	0,10	0,50	0,038	0,013	0,13
3	SAE 1008	0,10	0,30	0,025	0,020	0,08

Dado que se encuentran recogidas todas las fuentes de variabilidad, la muestra es representativa de la población. Distinguiremos dos tipos de ensayo en función del tipo de análisis al que someteremos los resultados. Por un lado, tomando como referencia la norma UNE 10080:2005[1], para el análisis de la modificación de los parámetros característicos, así como para el estudio de su normalidad se considerarán 15 ensayos por proveedor y diámetro dentro de una misma colada para cada muestra. Así mismo, se analizarán 3 muestras y 7 coladas por cada una de ellas, con lo que se obtendrán 105 ensayos por muestra, ascendiendo el número total de ensayos a 630. Número suficiente para poder realizar contrastes de normalidad.

Adicionalmente, para el análisis de la evolución de los parámetros se ensayan mediante un proceso secuencial probetas de una misma muestra con distintos grados de reducción de área. Partiendo de la materia prima de alambrón se establecen varios escalones de laminado, extrayéndose 5 probetas en cada escalón y refiriendo los resultados a la reducción de área experimentada durante el mismo. De esta forma se ensayan un total de 110 probetas para el análisis secuencial.

El proceso de laminado en frío al que las muestras serán sometidas será el mismo en todos los ensayos, dado que el porcentaje de reducción de área (1) por laminación es uno de los factores que más influye en las propiedades mecánicas finales anotamos los porcentajes que se aplicarán a las distintas muestras.

$$\Delta r\ (\%) = \frac{A_o - A_f}{A_0} \times 100 \qquad \begin{matrix} \textit{Siendo,} \\ A_i = \textit{Área de la sección inicial} \\ A_f = \textit{Área de la sección final} \end{matrix} \qquad (1)$$

Así definimos 3 procesos en función del diámetro de la muestra:

Tabla 3. Porcentaje de reducción referido a las muestras ensayadas

	Materia prima	Producto	Δr (%)
1	Alambrón de 9mm SAE1010	Grafil de 8mm	20,98%
2	Alambrón de 13.5mm SAE1010	Grafil de 12mm	20,98%
3	Alambrón de 5.5mm SAE008	Grafil de 4mm	47,10%

Dado que en los procesos de laminado en frío solo es posible producir armaduras de diámetros de hasta 12mm se han escogido los diámetros extremos de la serie y uno intermedio (4, 8 y 12mm).

Para el proceso de laminación se ha empleado una laminadora PITTINI-LPTO 3/12S de 2002. Este modelo es uno de los más modernos para laminación en frío de armaduras pasivas a nivel mundial, su velocidad de producción oscila entre 4 y 12m/s, (para diámetros de 12 y 4mm respectivamente). En la figura 1 puede observarse de forma esquemática el proceso de laminado, así como los elementos intervinientes principales.

Aunque es sabido que la posición de los rodillos en la decapadora afecta a las características del producto final [4], no se profundiza en este estudio en tal

circunstancia. Tampoco se tomará en consideración la repercusión de la geometría de la corruga, empleándose en todos los casos alambrones lisos.

Los ensayos de tracción se han efectuado siguiendo la euronorma EN-10002-1[5] "Materiales metálicos. Ensayo de tracción" y la norma internacional ISO 15630-1[6] "Aceros para el armado y el pretensado del hormigón. Métodos de ensayo. Parte 1: Barras, alambres y alambrón para hormigón armado"

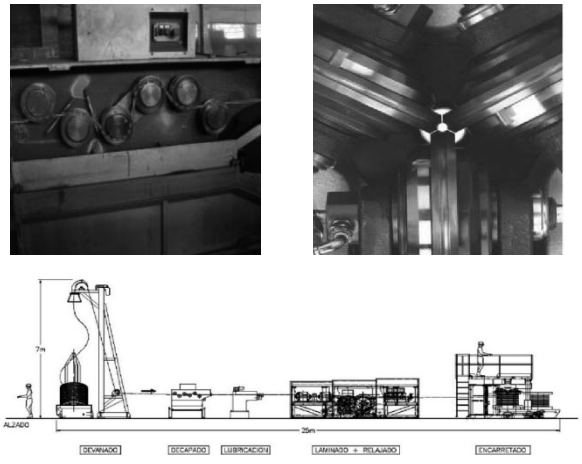


Figura 1. Esquema del proceso de laminado y componentes principales.

Todos los ensayos han sido realizados por el laboratorio acreditado LAENSA (anteriormente mencionado). Para el marcado de las barras se ha empleado una máquina W+B TA400. En cuanto a los ensayo de tracción para las muestras de menos de 10mm de diámetro se ha empleado una máquina electromecánica de clase 1 y capacidad 100KN, marca Zwick modelo BTC-FR100TL. Para las muestras de más de 10mm se ha empleado una máquina universal de ensayos servohidráulica de clase 1 y capacidad 600KN, marca Ibertest, modelo UMIB600. Los métodos clásicos de medición continua para el registro de los resultados son de plena vigencia en estos ensayos, rechazándose aquellos en los que los resultados entán fuera de rango por fallos técnicos o del material. Por último, los resultados han sido procesados mediante los programas informáticos SPSS 17 y Advanced Grapher 2.11

Para definir los parámetros de tensión en base a los resultados en el ensayo de tracción se emplean los valores nominales. Dado que todas las normas vigentes enuncian estos parámetros en su valor característico que, en todos los casos, es aquel representado por un nivel de confianza del 95%, tomaremos este percentil para los ajustes de normalidad que se abordan en este estudio.

3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

En la figura 2 se muestran las curvas de tensión-deformación convencionales obtenidas para la muestra 1 y referida a los resultados de las 5 probetas ensayadas para cada escalón.

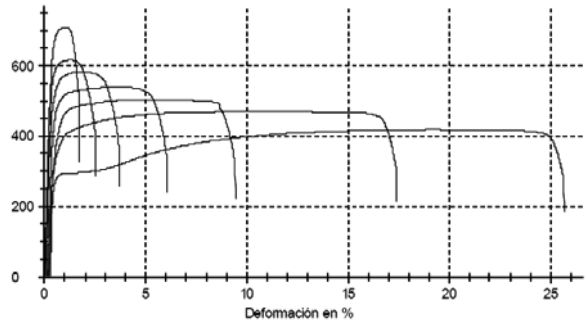


Figura 2. Curvas σ-ε convencionales para Muestra 1

Como se observa, las alteraciones mecánicas que se producen conforme aumenta el porcentaje de reducción de área comportan un incremento del límite elástico y de la carga de rotura y una merma en las deformaciones. La obtención de las leyes constitutivas que gobiernan el comportamiento de las variables tiene una enorme utilidad para la interpolación de datos o las simulaciones numéricas de procesos de conformado.

De los modos de comportamiento considerados, los que presentan un coeficiente de determinación más alto son, para cada variable, los que se muestran en la tabla 4:

Tabla 4. Ajuste matemático correspondiente al proceso de laminación de las muestras 1 y 2

Variable	Modelo	R^2.Muestra 1	R^2.Muestra 2
f_y	Cúbico	0.998	0.995
f_s	Cúbico	0.997	0.992
f_s/f_y	Hiperbólico	0.975	0.978
A_{5d}	Hiperbólico	0.980	0.977
A_{gt}	Cúbico	0.977	0.973

Como puede observarse en la figura 3 la evolución de f_y puede describirse con un ajuste prácticamente lineal. Puede destacarse que el comportamiento es casi idéntico en ambas muestras. Además de crecer de la misma forma, ambas experimentan un cambio de curvatura a partir de un $\Delta r > 35\%$ y muestran una pendiente más acusada en el primer tramo de la curva.
Para f_s se observa un comportamiento muy similar, aunque el cambio de curvatura en este caso es más suave. Dado que f_y crece más rápidamente que f_s el parámetro normativo f_s/f_y no permanece constante, como puede observarse en la tabla 5. De esta forma, tiende a la unidad para un $\Delta r = 100\%$

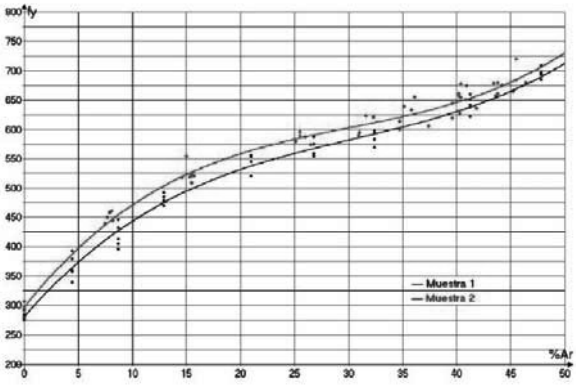


Figura 3. Relación entre el f_y y Δr en muestras 1 y 2

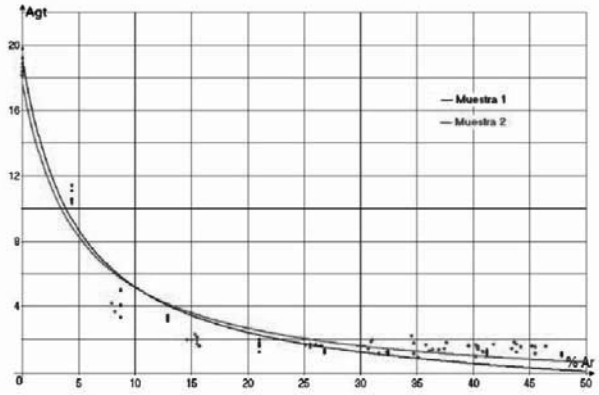


Figura 4. Relación entre el A_{gt} y Δr en muestras 1 y 2

La evolución de f_s/f_y se caracteriza por experimentar un descenso muy acusado en los primeros escalones y una evolución asintótica a partir de, a penas, un $\Delta r = 15\%$
La figura 4 ilustra la evolución que experimentan los parámetros de deformación, como vemos es similar a la descrita para f_s/f_y. Con independencia del modelo de comportamiento que siguen, los parámetros de deformación experimentan una fuerte merma en los primeros escalones del laminado secuencial. Reduciéndose (en el caso de Agt) casi un 80% para un $\Delta r = 15\%$. El ritmo de reducción decae desde ese punto y presenta un comportamiento prácticamente asintótico para porcentajes de reducción de área superiores al 25% Se constata entonces que estos parámetros no son representativos de la ductilidad del material.

Tabla 5. Medidas descriptivas estadísticas para 3 muestras de alambrón y laminado

		ALAMBRÓN			LAMINADO EN FRÍO		
		M1 ø=9mm	M2 ø=13.5mm	M3 ø=5,5mm	M ø=8mm	M2 ø=12mm	M ø=4mm
fy (Mpa)	X	280,38	281,18	283,56	569,22	591,06	694,33
	Mn	281,24	283,42	286,25	568,23	592,94	693,02
	CV	0,046	0,061	0,048	0,026	0,027	0,029
	P-valor[3]	0,125	0,058	0,054	0,094	0,074	0,168
fs (Mpa)	X	428,74	450,36	413,66	590,62	646,16	714,19
	Mn	426,37	451,16	414,01	591,49	647,57	715,86
	CV	0,021	0,017	0,028	0,031	0,011	0,029
	P-valor[3]	0,000	0,200	0,200	0,200	0,016	0,063
fs / fy	X	1,53	1,61	1,46	1,04	1,09	1,03
	Mn	1,52	1,58	1,45	1,04	1,09	1,03
	CV	0,039	0,066	0,047	0,024	0,024	0,013
	P-valor[3]	0,000	0,000	0,001	0,000	0,026	0,090
Agt (%)	X	18,61	23,20	18,06	1,00	1,58	1,02
	Mn	18,66	23,26	18,19	0,97	1,59	0,99
	CV	0,107	0,045	0,146	0,207	0,117	0,250
	P-valor[3]	0,000	0,200	0,200	0,200	0,050	0,005
A5d (%)	X	28,38	25,25	26,43	11,67	9,93	12,01
	Mn	28,48	25,00	27,26	11,66	9,66	11,93
	CV	0,057	0,069	0,147	0,096	0,135	0,070
	P-valor[3]	0,080	0,056	0,002	0,200	0,004	0,053

La tabla 5 caracteriza mediante parámetros estadísticos la variabilidad que presentan los resultados y estudia la normalidad que presentan. Este estudio es de vital importancia para establecer mecanismos predictivos no sólo de la evolución de los parámetros durante el proceso de laminado, si no de la modificación global de los mismos dado un proceso concreto.

En un primer análisis de los parámetros estadísticos puede observarse que la media y la mediana toman valores similares para todos los parámetros. Esto indica una homogeneidad en los datos de las observaciones. Así mismo, se observa un cambio en la variabilidad de los resultados en todos los parámetros tras el proceso.

Aunque el laminado afecta a todas las características mecánicas del material no se produce el mismo patrón de variación en todos los parámetros. Este hecho se pone de manifiesto en la figura 5 donde se representa el incremento relativo para cada parámetro (en %) y para cada una de las tres muestras tras el proceso de laminado. Se ha tomado como valor 100% aquel que representa el estado inicial de la muestra (alambrón), representado los valores superiores incrementos y los valores inferiores mermas tras el proceso.

Como vemos, el incremento más significativo tras el proceso de laminado en los parámetros de tensión se produce para fy y fs. Como ya se ha comentado, este incremento es mayor cuanto más elevado es el porcentaje de reducción de área que experimenta la muestra en el proceso, así mismo muestra cómo la diferencia de crecimiento entre ambas variables repercute en el parámetro fs/fy.

En cuanto a los parámetros de deformación, en consonancia con lo anteriormente expuesto se reducen tras el proceso de laminado. Mientras que A_{5d} ve mermado su valor entre un 39 y un 45%, A_{gt} experimenta una reducción mucho más sustancial de, en torno al 95%. Esto corrobora que el comportamiento asintótico se produce antes para el parámetro A_{gt}, necesitando A_{5d} mayores cotas de reducción de área para experimentar reducciones de tal calibre.

En cuanto a la variabilidad de los resultados, dado que todos los resultados son inferiores a 1, podemos deducir que la población es homogénea; así mismo y dado que también son inferiores a 0,33 podemos estimar que existe normalidad en la población.

Como puede observarse en la tabla 5, el proceso de laminado hace que se reduzca la dispersión de los resultados en los parámetros de tensión, estabilizándolos en torno al 2,5%, frente a dispersiones de entre un 2 y un 6,6% apreciadas en las muestras de alambrón.
En cambio, la variabilidad de los parámetros de deformación se incrementa tras el proceso, llegando a estar en intervalos de entre el 7 y el 25%, frente a los obtenidos para alambrón, que están entre el 6 y el 15%.

Con independencia de cómo evolucionan los parámetros tras el proceso de laminado, se observa una mayor variabilidad para los parámetros de deformación, que para los de tensión. Mientras que los primeros no tienen dispersiones menores al 4,5% y llegan a presentar valores del 25% de dispersión; los segundos presentan dispersiones mínimas del 1,1% y, en ningún caso superan el 6,6%.

Llegados a este punto resulta de vital importancia establecer en qué medida los parámetros siguen un comportamiento normal. A tal efecto se empleará la función de densidad de la distribución Normal conocida como distribución de Gauss. El contraste de normalidad se reailizará para un nivel de confianza del 95%, equiparándose así al exigido por la normativa internacional en la materia.

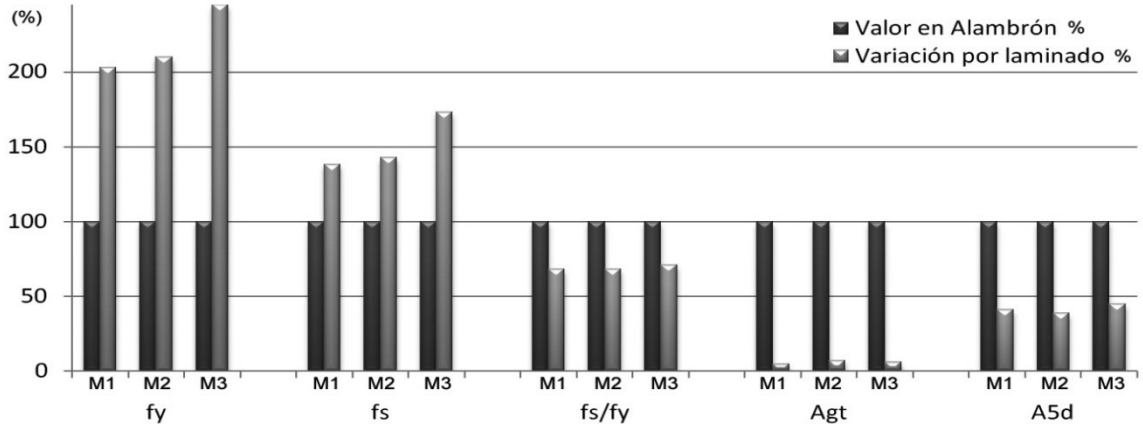


Figura 5. Variación en porcentajes de los parámetros característicos en el proceso de laminado

De todas las características analizadas se rechaza la normalidad para f_s/f_y, por ser su p-valor[3] inferior a 0,05 en las tres muestras, no alcanzando el requisito de confianza impuesto ni para alambrón ni para laminado.

Además, no se aprecia ninguna tendencia en los niveles de significación tras el proceso de laminado para ninguno de las características, satisfaciendo el resto las exigencias de confianza prescritas tanto para la materia prima como para el producto final.

En cuanto a la forma de la distribución, no se muestra un comportamiento definido en ninguna de las características para los valores de asimetría, aunque las distribuciones más simétricas se dan para los parámetros de tensión, (entre 0,1 y 0,6). Tampoco se muestra un patrón claro tras el proceso de laminado, pasando en algunos de ser positiva a negativa y viceversa.

Los valores de curtosis para f_y son los más ajustados en las muestras de alambrón, no apuntándose más de 0,43 puntos respecto de la distribución Normal, en el resto de características la desviación, en general, son al menos un 20% superiores. No obstante, tampoco puede hablarse de una evolución característica tras el proceso de laminado, ya que en algunas variables el apuntamiento respecto de la normal aumenta, mientras que en otras disminuye. Además, la concentración de valores en la zona central no responde a un mismo tipo de. Esto ocurre cuando se compara el mismo parámetro en muestras distintas, pero también cuando se comparan parámetros distintos.
Los parámetros de tensión de la muestra 3 (la de mayor reducción de área) sufren un desajuste mucho más severo tras el proceso de laminado que el resto de las muestras, siendo la distribución mucho más apuntada que la Normal y, entre 5 y 10 veces superior a la observada antes del proceso. En cambio, en los parámetros de deformación se produce un acercamiento a la distribución normal, en contra de lo que se observa en el resto de muestras, donde el valor de curtosis es, como poco, el doble del observado antes del proceso.

4.-CONCLUSIONES

Del estudio detallado de estos resultados pueden extraerse las siguientes apreciaciones:

1.-La evolución de los parámetros característicos sigue una ley cúbica para f_y, f_s y A_{gt} , mientras que el modelo es hiperbólico para f_s/f_y y A_{5d}

2.-Los parámetros de deformación experimentan una fuerte merma en los primeros escalones de laminado, siendo su tendencia asintótica a partir de un $\Delta r = 15\%$. Esto, unido a la conclusión 3; evidencia que estos parámetros no cuantifican adecuadamente la ductilidad.

3.-El proceso de laminación afecta a todas las características mecánicas del material, aunque no se produce el mismo patrón de variación en todos los parámetros. En los parámetros de tensión se observa un incremento más apuntado en fy, entre el 103 y el 145%, respecto de fs que experimenta un incremento menor, entre el 38 y el 75%. Esto provoca una disminución de la relación fs/fy, que merma en torno al 30% en todos los casos. En los parámetros de deformación se observa un comportamiento bien distinto. Mientras A5d merma su valor entre una 38 y un 45%, Agt experimenta una reducción mucho más drástica, de en torno al 95% para todas las probetas.

4.-El proceso de laminado hace que se reduzca la dispersión de los resultados en las características de tensión, estando los resultados entre un 40 y una 60% más centralizados que en las muestras de alambrón. En cambio, la variabilidad de los parámetros de deformación se incrementa tras el proceso, llegando a estar en intervalos de hasta el 25%, frente al 15% de máxima obtenido para las muestras de alambrón.

5.- De todas las características analizadas se rechaza normalidad para f_s/f_y, por ser su p-valor[3] inferior a 0,05 en las tres muestras. Para el resto de parámetros se observa un nivel de confianza mayor, llegando el p-valor[3] hasta 0,2 en los mejores casos. Se satisfacen así con creces los umbrales de 95% percentil establecidos para ser considerados 'característicos'. En cuanto a la forma de la distribución de los resultados no se aprecia patrón de comportamiento alguno para ninguna de las muestras, no pudiendo caracterizarse la simetría ni la curtosis con rigor.

5.-REFERENCIAS

[1] UNE-EN 10080:2005, *Acero para el armado del hormigón.*
[2] Steblov,A.B.; Nalivaiko,A.V.; Tulupov,O.N., *Analysis of the level of the technology used to make reinforcement steel of class a500s at the casting and rolling plant in Yartsevo*, Metallurgist, 2010, 1-8
[3] A.J. Senobua, E. Grazón, *Caracterización mecánica de aceros empleados en el sector de la construcción de Almería*, Revista de Metalurgia, 2003, Vol 39, No 6
[4] Kharitonov,V.A.; Ivantsov,A.B.; Kharitonov,V.A., *Production of bundled reinforcement steel by the tension*, Metallurgist, 2010, 54, 3-4
[5] UNE-EN 10020:2001, *Definición y clasificación de los tipos de aceros.*
[6] UNE-EN-ISO 15630, *Aceros para el armado y el pretensado del hormigón. Métodos de ensayo.*

ESTUDIO DE FRACTURAS DE TOCHOS DE EXTRUSIÓN Y PERFILES EXTRUIDOS EN ALEACIÓN DE ALUMINIO AA 6082

J. Pérez-Ilzarbe[1], J. Fernández Carrasquilla[1] y Leire Solaberrieta[1]

[1] Departamento de Ingeniería Mecánica, Energética y de Materiales.
Universidad Pública de Navarra (UPNA)
Campus de Arrosadía s/n. Pamplona 31006 (Navarra) España.
E-mail: ferca@unavarra.es

RESUMEN

Se dispone de seis tipos de muestras de tochos correspondientes a dos composiciones y dos tipos de homogeneizado. Tres de las muestras representan tochos sin homogeneizar y las otras tres a tochos homogeneizados. Igualmente disponemos de tres tipos de perfiles en estado T6 obtenidos todos ellos industrialmente de los tochos homogeneizados. En laboratorio se tratan de nuevo para estado T6 perfiles que ya tenían este estado. Se estudia la estructura de los tochos por microscopía óptica y su fractura por ensayo Charpy. Se ensayan a tracción los perfiles y se analizan sus fracturas. Se estudia la estructura interna de los perfiles por microscopía óptica. Las fracturas en tochos y perfiles son analizadas por imágenes de microscopio SEM. Se aportan explicaciones sobre la influencia de las variaciones de composición, especialmente del Mn y Cr (formadores de dispersoides) en las propiedades mecánicas y fracturas.

ABSTRACT

Six kinds of samples from billets corresponding to two different compositions and two types of homogenizing have been prepared.Three of the samples represent unhomogenized billets and the other three homogenized ones. In a likewise manner, three types of sections in a T6 temper all of them obtained under industrial conditions from the homogenized billets have been obtained. These profiles are again treated at the laboratory for this same temper.The billets structure is analyzed by optical microscopy and their fracture is assessed by means of the Charpy test. Traction tests are carried on the sections, and their fractures analyzed. The inner structure of the sections is analysed by means of optical Microscopy. The fractures in the billets and sections are analysed using the images from a SEM microscope. Explanations of the influence of the variations in composition, especially in Mn and Cr (dispersoid-forming elements) on the mechanical properties and fractures are accounted for.

Palabras clave: tochos, perfiles, aleación de aluminio AA 6082, tenacidad

Key words: billets, sections, AA 6082 aluminum alloy, notch sensitivity

1.- INTRODUCCIÓN

La aleación 6082 AA es una aleación de aluminio AlMgSi de la familia 6000 con mayor contenido de Si que Mg. Es una de las aleaciones de las llamadas de resistencia media con una resistencia a la tracción superior a los 300 MPa en estado T6. Se caracteriza por tener una velocidad crítica de temple no muy elevada lo que permite la obtención del temple en prensa y ofrece una buena extrusionabilidad lo que hace que sus costos de producción sean razonables. Para la obtención de perfiles se trabajo con tres tipos de tocho:

a) Tocho tipo-1 (6082HoS).

b) Tocho tipo-2(6082HoR, misma composición de la variedad a) con otro homogeneizado.

c) Tocho tipo-3 (6082 R, con contenido reforzado de Mn y adición de Cr teniendo mismo homogeneizado que el anterior)

2. PARTE EXPERIMENTAL

2.1. Estudio del material de partida (tochos)

a) Se estudia la estructura y comportamiento de seis variedades de tochos y de los perfiles resultantes de la

extrusión de tres, por metalografía de microscopio óptico y ensayos mecánicos. Los tochos estudiados son de dos composiciones diferentes dentro de la norma de la aleación 6082 AA. El material objeto del estudio tiene una composición en la parte baja de la especificación.

En primer lugar, se analiza la estructura de los tochos de las tres variedades por microscopía óptica para determinar tamaño de grano y costituyentes.

b) Ensayo Charpy de los tochos
Se analiza la resiliencia de los tochos por el ensayo de flexión por choque sobre probeta Charpy con entalla en V y se califican sus fracturas. Se realiza el ensayo siguiendo lo indicado en la Norma UNE-EN IS0 14 556 (Abril 2001).

c) Observación en SEM de fracturas de tochos.
Las fracturas de los tochos en el ensayo Charpy, se observan y analizan con ayuda del microscopio electrónico de barrido.

2.2. Estudio de los perfiles
a) Perfiles obtenidos industrialmente
Se dispone de perfiles en estado T6, tratados térmicamente en la industria colaboradora. No disponemos de datos sobre el tratamiento en prensa y envejecimiento artificial.

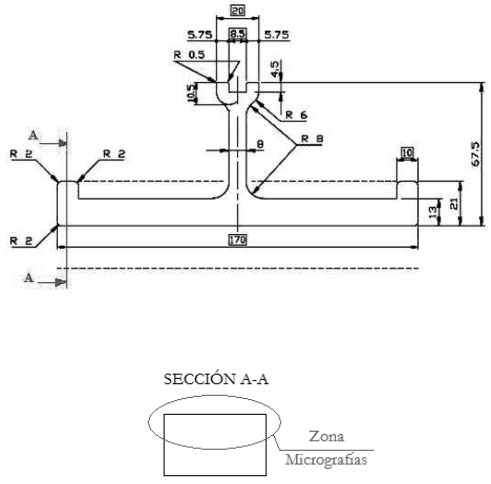


Figura-1: Representa el croquis acotado del perfil.

b) Tratamientos térmicos en Laboratorio
Con perfiles ya tratados industrialmente se realiza de nuevo en Laboratorio el tratamiento de puesta en solución y el envejecimiento artificial para obtener de nuevo el estado T6.
La puesta en solución se llevó a cabo por permanencia de 1,5 horas a 530 ºC. La precipitación o envejecimiento artificial por tratamiento de 6 horas a 175 ºC.

c) Ensayo de tracción de los perfiles
Sobre los perfiles con tratamiento T6 industrial o en Laboratorio, se realizan ensayos de tracción. El ensayo de tracción se lleva a cabo siguiendo lo especificado en la Norma UNE EN 10002 Ensayos Mecánicos. "Ensayo de tracción a la temperatura ambiente".

d) Observación en SEM de fracturas de perfiles.
Las fracturas de los perfiles en el ensayo de tracción se observan y analizan también con ayuda del microscopio electrónico de barrido.

3.- RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1.Los tochos
a) Composición química
Los tochos y perfiles extruidos que se han utilizado en este trabajo tienen la composición que se ofrece en la tabla 1.

Tabla-1. Composición química de los tochos y perfiles y especificación Norma UNE para la aleación 6082 (Elementos principales)

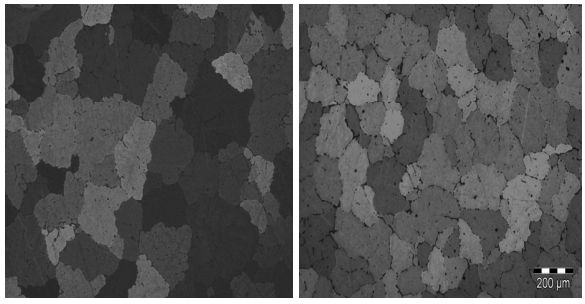
COLADA	ALEACIÓN	**Fe**	**Si**	**Mg**	**Mn**	**Cr**
1	6082HoS	0,24	0,92	0,63	0,42	0,01
2	6082HoR	0,24	0,92	0,62	0,42	0,01
3	6082R	0,24	0,93	0,62	0,53	0,15

Las referencias 6082HoS y 6082HoR corresponden, como hemos dicho, a tochos de una misma composición pero con diferentes tratamiento de homogeneizado.

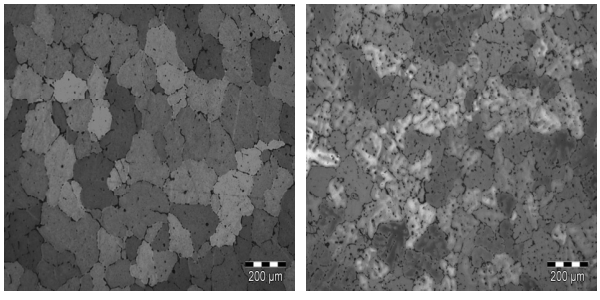
Las composiciones de los tochos de las dos primeras variedades 6082(HoS y HoR) y 6082R difieren de la tercera en el contenido de Mn y la adición de Cr. Se han añadido para evitar o disminuir la recristalización en los perfiles extruidos según referencias [1][2][3].

b) Estudio al microscopio óptico
Los resultados de las preparaciones metalográficas de los seis tipos de tochos pueden verse en la Figura-2.de la "a" a la "f".

a) Tochos homogeneizado(HoS) b) Tocho sin Homogeneizar(Tocho-1)



c) Tochos homogeneizado(HoR) d) Tocho sin Homogeneizar(Tocho-2)



e) Tochos homogeneizado(6082R) f) Tocho sin Homogeneizar(Tocho-3)

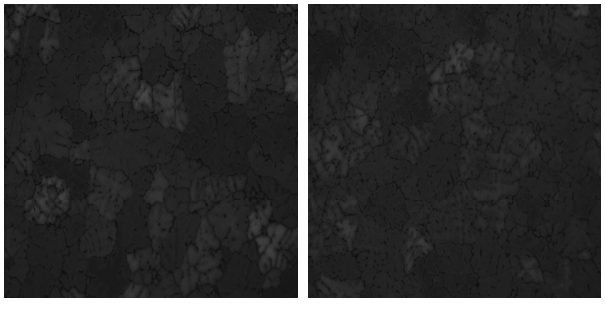


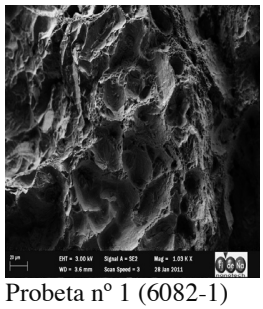
Figura-2: Preparaciones metalográficas de los seis tipos de tochos.

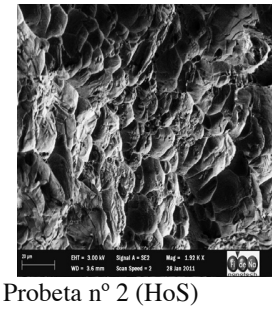
El estudio de las imágenes anteriores obtenidas mediante ataque metalográfico Barker y observación con luz polarizada, permite apreciar pequeñas diferencias entre los tochos de composiciones y tratamientos diferentes.

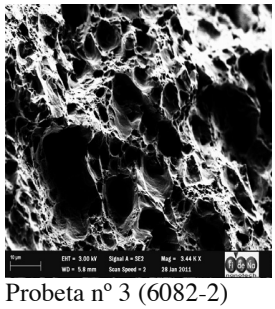
Con las seis muestras de tochos se prepararon probetas para el ensayo Charpy para conocer su resiliencia y estudiar sus fracturas [4]. Los resultados obtenidos se presentan en la tabla-2.

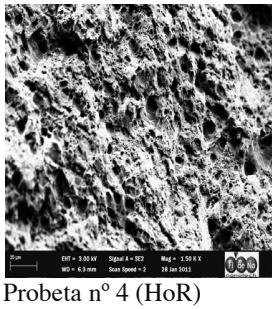
Tabla-2. Resultados de los ensayos Charpy con los seis tipos de tocho (media de tres resultados)

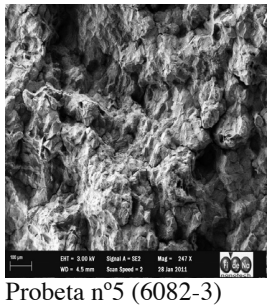
Tipo de tocho	KV (J)	Tipo de tocho	KV (J)
6082 (1)	8	6082 HoS	19,25
6082 (2)	6	6082 HoR	21,5
6082 (3)	6	6082 R	22,7


Probeta nº 1 (6082-1)


Probeta nº 2 (HoS)


Probeta nº 3 (6082-2)


Probeta nº 4 (HoR)


Probeta nº5 (6082-3)

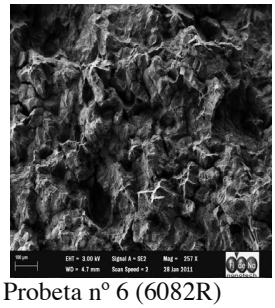

Probeta nº 6 (6082R)

Figura-3: Fractografías de las probetas Charpy de los seis tipos de tocho (nº1,3 y 5 No Homogeneizadas; nº2,4 y 6 Homogeneizadas).

3.2. Los perfiles

Disponemos de 6 variedades del mismo perfil en estado T6 (tratamiento de puesta en solución y envejecimiento artificial) tres tratados en proceso industrial y tres con tratamientos en laboratorio. Se estudia el tamaño de grano, se realiza el ensayo de tracción y se analizan las fracturas producidas en este ensayo mediante microscopio SEM.

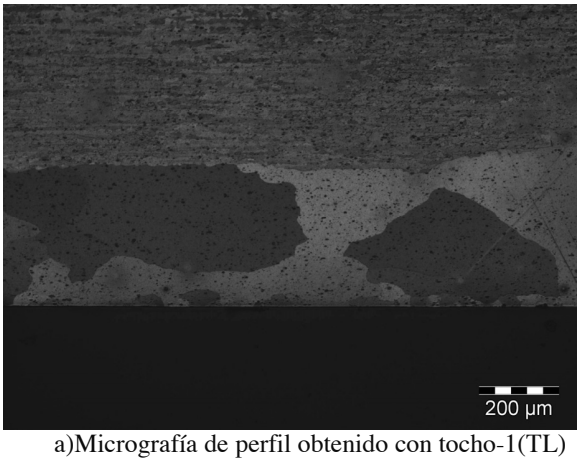
a)Estructura del grano

Se pretende averiguar si el tratamiento en laboratorio de puesta en solución y envejecimiento artificial daba resultados mecánicos diferentes y si se daba un incremento o crecimiento de grano cortical [5][6].

Se realizaron las preparaciones metalográficas para el estudio del grano de los perfiles tanto de los tratados térmicamente en planta industrial (TP) como los tratados en laboratorio (TL).

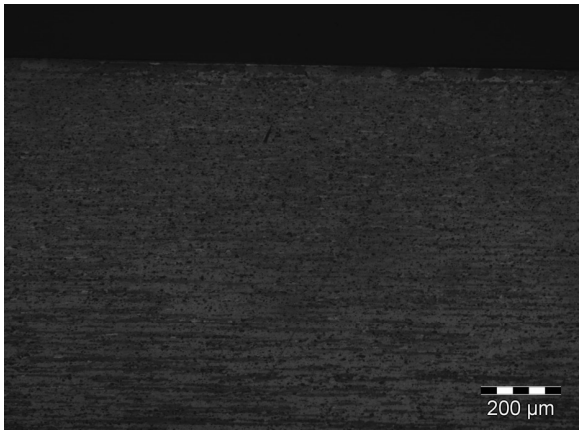
Los perfiles tratados industrialmente suelen tener una estructura de grano fibrosa en el interior “efecto prensa” y grano grueso en la superficie debido a la mayor energía de los granos cizallados por roce con la hilera que favorece la recristalización.

Los resultados se presentan en las micrografías de la Figura-4 de la ”a” a la “f”:

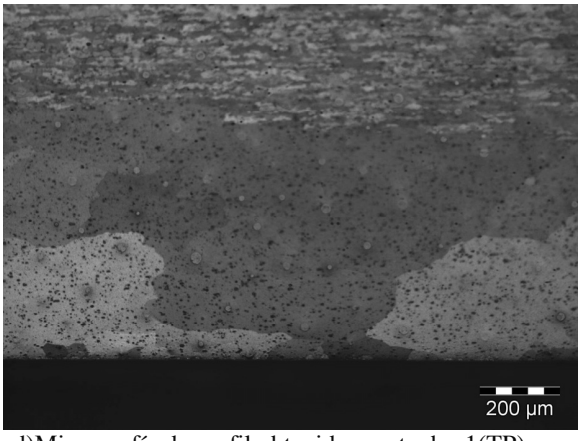


a)Micrografía de perfil obtenido con tocho-1(TL)

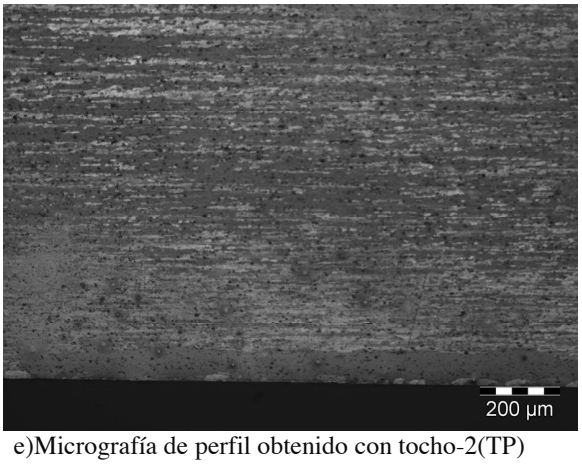
b)Micrografía de perfil obtenido con tocho-2(TL)



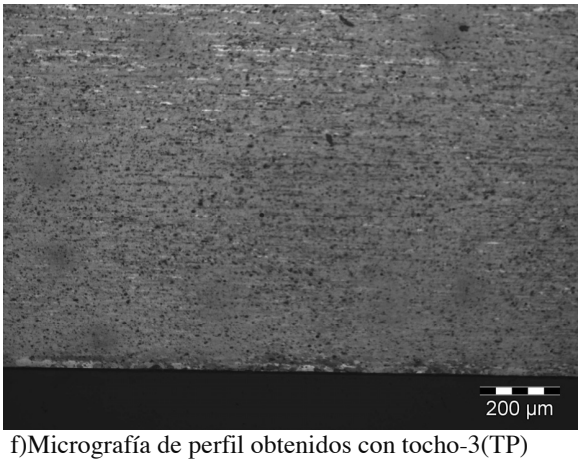
c)Micrografía de perfil obtenido con tocho-3(TL)



d)Micrografía de perfil obtenido con tocho-1(TP)



e)Micrografía de perfil obtenido con tocho-2(TP)



f)Micrografía de perfil obtenidos con tocho-3(TP)

Figura-4: Micrografías con ataque Barker de los seis perfiles estudiados.

Las micrografías a y d muestran grano cortical grueso con respecto a las demás, debido a la menor intensidad de homogeneizado del tocho original y la no presencia de Mn y Cr de las probetas c y f.

b) Ensayo de tracción de los perfiles

El ensayo de tracción se realizó siguiendo lo especificado en la norma UNE-EN 10002-1. Se ensayaron tres probetas por muestra y se halló la media. Los resultados de los ensayos de tracción de los perfiles con tratamientos térmicos en planta industrial se dan en la Tabla-3 y los tratados en laboratorio en la Tabla-4

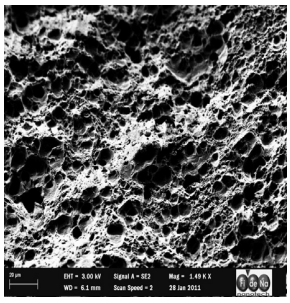
Tabla-3. Resultados de ensayos de tracción de perfiles tratados en planta industrial

nº de probeta	Rm(MPa)	$Rp_{0,2}$	Alarg.%
6082 HoS	349	328	11,3
6082 HoR	326	296	12,3
6082 R	304	268	12,8

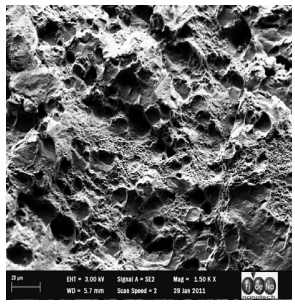
Tabla-4. Resultados de ensayo de tracción de perfiles tratados en laboratorio

nº de probeta	Rm(MPa)	$Rp_{0,2}$	Alarg.%
6082 HoS	286	270	16,0
6082 HoR	291	288	12,7
6082 R	368	342	13,3

6082HoS

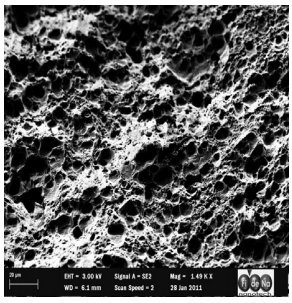


Tratamiento Industrial

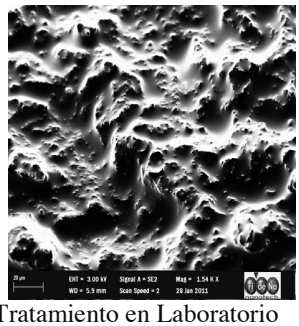


Tratamiento Laboratorio

6082HoR

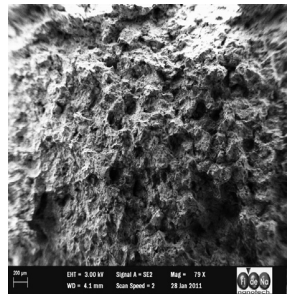


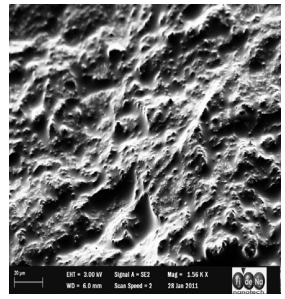
Tratamiento Industrial



Tratamiento en Laboratorio

6082R





Tratamiento Industrial Tratamiento en Laboratorio

Figura-5: Fractografías de las probetas de tracción

4.- CONCLUSIONES

Los resultados de los ensayos Charpy reflejan una importante diferencia entre la resiliencia de los tochos homogeneizados y los no homogeneizados. Los tochos homogeneizados presentan valores crecientes desde el homogeneizado estandar al de composición reforzada.

Las fracturas de las probetas 1 y3 obtenidas de los tochos no homogeneizados, ofrecen aspecto de fractura intergranular. Por otro lado, el resto de probetas incluida la no homogeneizada nº5, muestran aspecto mixto.

La recristalización cortical de los perfiles es más acusada en los que han sido tratados en laboratorio.

Los perfiles con tratamiento industrial para el estado T6 tienen sus características más altas con el homogeneizado estandar. Los perfiles que han recibido el tratamiento de puesta en solución y el envejecimiento artificial en laboratorio tienen por el contrario su mayor resistencia a la tracción en el perfil con mayor contenido en Mn y adición de Cr. Las fracturas en las probetas de tracción son de tipo dúctil tanto en los perfiles con tratamiento industrial como en los de tratamiento en laboratorio.

5.- REFERENCIAS

[1] R. Develay. Importance de l´adition de manganèse dans l´aluminium et les alliages d´aluminium. Revue de l´Aluminium, Juillet 1968 pp. 345-368

[2] Otto Lohne and Anne Lise Dons. Quench sensitivity in AlMgSi-alloys containing Mn or Cr. Scand. J. Metallurgy, 12 (1983) 34-36

[3] J. Van Rijkom and W.S. Miller. Improved properties of extruded products by heat treatment of AA 6082 Alloy Sections. Proceedings of the 6th International Aluminum Extrusion Technology Seminar, Vol 1 Aluminium Association, Washington DC, 1996, pp 149-155

[4] Gunter Scharf and Barbara Grzemba. Notch sensitivity in wrought AlMgSi Alloys. Proceedings of the International Aluminum Extrusion Technology Seminar, Aluminium Association, Washington, DC, 2000, pp 47-51

[5] Birol, Yucel. The effects of processing and Mn content on the T5 and T6 properties of AA 6082 profiles. Journal of Material Processing Technology 173 (2006) 84-91.

[6] Nick Parson, Simon Barker,Ann Shalansky and Chris Jowet. Control of Grain Structure in Al-Mg-Si. Eighth International Aluminum Extrusion Technology Seminar, Vol 1 Aluminium Association, Washington, DC, 2004, pp 11-22

ANÁLISIS DE LA DEFORMACIÓN DE ROTURA EN EL ENSAYO DE TRACCIÓN EN PROBETAS CILÍNDRICAS DE ACERO PERLÍTICO

Fernando Suárez[1], David A. Cendón[2], José Miguel Atienza[2], Jaime C. Gálvez[1], Manuel Elices[2]

[1] Departamento de Ingeniería Civil: Construcción, E.T.S.I. Caminos, Canales y Puertos, Universidad Politécnica de Madrid, c/ Profesor Aranguren s/n 28040 - Madrid, España.
E-mail: fsuarez@caminos.upm.es; jaime.galvez@upm.es

[2] Departamento de Ciencia de Materiales, E.T.S.I. Caminos, Canales y Puertos, Universidad Politécnica de Madrid, c/ Profesor Aranguren s/n 28040 - Madrid, España.
E-mail: dcendon@mater.upm.es; jmatienza@mater.upm.es; melices@mater.upm.es

RESUMEN

El ensayo de tracción permite obtener la curva tensión-deformación hasta el instante de carga máxima, sin embargo, a partir de ese momento el análisis de las tensiones y de las deformaciones resulta complicado. Conocer el comportamiento del material a partir del instante de carga máxima resulta fundamental para diseñar estrategias que mejoren la seguridad estructural.
Este trabajo presenta los resultados de una campaña experimental de ensayos de tracción sobre acero perlítico en la que se han estudiado sus deformaciones de rotura así como sus superficies de fractura, todo ello en probetas cilíndricas con diferentes diámetros. Esta campaña ha sido acompañada de simulaciones numéricas con el fin de analizar el comportamiento del material en el interior de la sección. Adicionalmente, se han analizado las superficies de fractura de las probetas y se ha observado una relación no proporcional entre el tamaño de las probetas y el tamaño de la zona interna atribuida al crecimiento de poros. Esta relación no proporcional sugiere que dicha zona actuaría como un concentrador de tensiones, de forma similar a una fisura, y estaría afectado por el efecto de la triaxialidad de las tensiones en la zona de rotura.

ABSTRACT

Through the standard tensile test, the stress-strain curve of steel may be obtained before the ultimate tensile strength is reached; then, stresses and strains are difficult to estimate. It is interesting to know the material behaviour after the ultimate tensile strength in order to improve the structural safety in any structure.
This paper presents the results of an experimental campaign of tensile tests on pearlitic steel where the ultimate strain and the fracture surface have been studied. Cylindrical specimens with different diameters have been tested. This campaign has been complemented with numerical simulations in order to analyse the behaviour inside the cross section. Observing the fracture surfaces of the specimens, it has been found that the relationship between the specimen diameter and the diameter of the area identified as the place where the void growth and coalescence occur, are not proportional. This non-proportional relationship suggests that this area acts as a stress concentrator, the same way a crack does, and it would be conditioned by the stress triaxiality affecting the area where the failure occurs.

PALABRAS CLAVE: Ensayo de Tracción, Nucleación, Crecimiento y coalescencia de huecos, Extensometría óptica.

1. INTRODUCCIÓN

El ensayo de tracción es una de las técnicas más sencillas y también la más utilizada en la caracterización de aceros [1]. A partir de la curva fuerza-desplazamiento se puede obtener de forma precisa la curva tensión-deformación hasta el instante de carga máxima. Sin embargo, a partir de ese momento, son varias las incógnitas que siguen existiendo y aspectos como la aparición del cuello de estricción o la deformación de rotura siguen siendo discutidos.

A menudo, la dificultad para determinar el comportamiento del material a partir del instante de carga máxima hace que se desestime este último tramo de la curva tensión-deformación cuando, en opinión de los autores, contiene una información muy valiosa sobre el comportamiento mecánico del material, especialmente sobre la energía máxima que el material es capaz de absorber, parámetro fundamental en caso de rotura accidental o intencionada. Conocer las causas que

determinan la deformación última de rotura resulta fundamental para mejorar la seguridad estructural.

En materiales metálicos dúctiles, algunos modelos de daño para metales se basan en la hipótesis de nucleación, crecimiento y coalescencia de huecos. Dicha hipótesis considera que una vez alcanzado cierto estado tensional aparecen huecos internos en el material (nucleación de huecos) que, a medida que crece la solicitación, incrementan su tamaño llegando a conectarse con los huecos contiguos (coalescencia de huecos).

En las superficies de rotura de las probetas se distingue habitualmente una zona interior que se identifica con el fenómeno de crecimiento y coalescencia de poros (véase Figura 1). Es destacable que dicha zona aparece claramente diferenciada sin apreciarse una transición con la contigua. Esta particularidad presenta similitudes con las superficies de fractura de probetas cilíndricas de materiales frágiles con defectos internos.

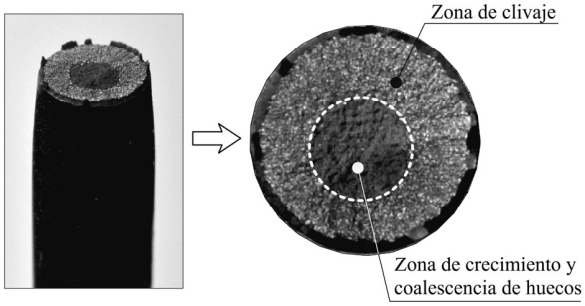


Figura 1. Identificación de la zona de crecimiento y coalescencia de poros en la superficie de fractura de una probeta cilíndrica.

El planteamiento de este trabajo consiste en considerar como hipótesis de partida que el comportamiento del material es dúctil hasta el instante de rotura, momento en el cual la rotura se desencadena de acuerdo a un comportamiento frágil. De esta manera, se identifica la zona central de crecimiento y coalescencia de poros con un defecto interno que, una vez alcanzado un tamaño crítico, desencadena la rotura.

Para comprobar dicha hipótesis, se ha realizado una campaña experimental de ensayos de tracción sobre acero perlítico y se han estudiado sus deformaciones en el instante de rotura, así como sus superficies de fractura, todo ello en probetas cilíndricas con diferentes diámetros. Esta campaña ha sido acompañada de simulaciones numéricas con el fin de analizar el comportamiento del material en el interior de la sección de la probeta, lugar en el que se inicia la rotura. Se han estudiado las superficies de fractura de probetas de diferentes diámetros y se han medido el diámetro final mínimo de la probeta y las zonas interiores atribuidas al crecimiento y coalescencia de huecos. Finalmente, se han comparado estos resultados con los esperados al aplicar un modelo de rotura frágil y con los obtenidos de un modelo numérico, que contempla el daño basado en el crecimiento y coalescencia de huecos.

2. CAMPAÑA EXPERIMENTAL

2.1. Material

El material empleado en este estudio es acero eutectoide usado en la fabricación de los alambres de pretensado. Se ha empleado el alambrón de partida, por lo que el material estudiado no ha sido sometido a ningún proceso de trefilado que pueda alterar la isotropía del mismo.

El material, con una sección de 12 mm de diámetro, fue suministrado en rollos por la fábrica EMESA- Trefilería (Arteixo-La Coruña).

Un enfriamiento controlado del material durante su fabricación ha permitido que el material presente una estructura perlítica, formada por finas láminas de ferrita y cementita. Debido a que el material no ha sido sometido al proceso de trefilado, no presenta una orientación preferencial de dichas láminas, por lo que se puede considerar un material isótropo en sus propiedades mecánicas. Esta hipótesis de isotropía ha sido confirmada mediante ensayos de dureza realizados sobre las diferentes direcciones [2].

2.2. Probetas

Se ensayaron probetas cilíndricas de diámetros de 3, 6 y 9 mm. Las dimensiones de las probetas se recogen en la Figura 2. Se ensayaron 3 probetas de cada tipo.

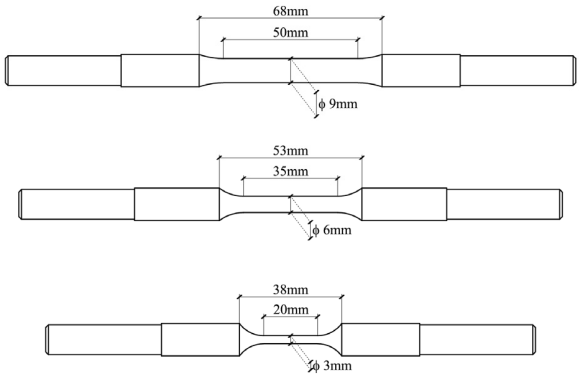


Figura 2. Dimensiones de las probetas homotéticas.

2.3. Ensayos e instrumentación

Cada una de las 9 probetas fue sometida a un ensayo de tracción, realizado con una máquina universal estática marca Suzpecar con control en desplazamiento. La carga fue medida con una célula de carga de 100kN.

Con el fin de obtener la mayor información posible de los ensayos, todas las probetas fueron instrumentadas con un extensómetro resistivo y, adicionalmente, se empleó un sistema de medida de desplazamientos y deformaciones mediante óptica de alta resolución (Vic-

2D) [3]. Este sistema permite medir el desplazamiento relativo de un conjunto aleatorio de puntos marcados en la superficie de la probeta antes del ensayo. Posteriormente, un software específico permite obtener el desplazamiento relativo entre dos puntos cualesquiera a lo largo del ensayo, ofreciendo así la posibilidad de realizar las medidas extensométricas que se deseen.

3. MODELO DE FRACTURA ELÁSTICO LINEAL

Como se ha comentado, el planteamiento de este trabajo contempla la hipótesis de que, tras un comportamiento dúctil, la rotura se desencadena de manera frágil. Para comprobar este aspecto, se ha empleado la fórmula de Sih [4], que proporciona una expresión para obtener el factor de intensidad de tensiones (K_I) en el caso de un sólido cilíndrico con una grieta circular centrada y perpendicular al eje:

$$K_I = \sigma\sqrt{\pi \cdot r}\,\frac{F_{(r/R)}}{\left(1+\frac{r}{R}\right)\sqrt{1-\frac{r}{R}}} \qquad (1)$$

donde:

$$F_{(x)} = \frac{2}{\pi}\left[1 + 0.5x - 0.625x^2 + 0.421x^3\right] \qquad (2)$$

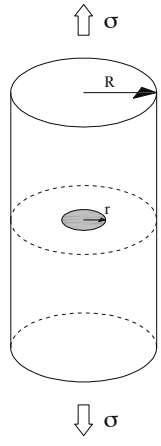


Figura 3. Variables empleadas en la fórmula de Sih [4].

La Figura 3 muestra un esquema del sólido cilíndrico con un defecto interno, en ella se indican los parámetros de la ecuación (1). Esta fórmula establece una relación entre el radio del sólido, el radio del defecto interno y el factor de intensidad de tensiones. Igualando este último a la tenacidad de fractura K_{IC}, se puede establecer una relación directa entre el radio del defecto interno, el radio del sólido y la tensión remota de rotura.

4. SIMULACIÓN NUMÉRICA.

Para estudiar el comportamiento del material en el interior de la probeta antes de la rotura, se realizaron simulaciones numéricas en 3D de las probetas ensayadas. Dichas simulaciones se realizaron empleando el programa ABAQUS 6.9 y mallando la probeta completa. Se emplearon elementos hexaédricos de 8 nodos. La Figura 4 muestra la imagen de una de las mallas utilizadas.

Para simular correctamente la aparición del cuello de estricción, la simulación se realizó en grandes desplazamientos. La carga se aplicó con control de desplazamiento, imponiendo un desplazamiento creciente en los nodos del extremo superior y manteniendo fijos los nodos del extremo inferior, emulando de esta manera la aplicación de la carga realizada en los ensayos.

Se adoptó el modelo de Gurson-Tvergaard-Needleman (GTN), que el propio programa ABAQUS tiene implementado [5]. Este modelo identifica y cuantifica el crecimiento y coalescencia de huecos. A continuación se exponen brevemente las principales características de este modelo.

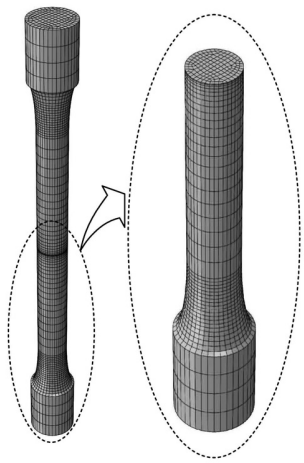


Figura 4. Vista general de la geometría empleada en las simulaciones (izquierda) y detalle de la zona central (derecha).

4.1. Modelo de Gurson-Tvergaard-Needleman (GTN)

El modelo fue desarrollado por Gurson en 1977 [6, 7] y posteriormente ajustado y ampliado por Tvergaard y Needleman [8]. El modelo está basado en el comportamiento de un volumen esférico incompresible con un poro esférico concéntrico en su interior. Considera el incremento de volumen de poros total como la suma del incremento debido al crecimiento de poros y del incremento debido a la nucleación de nuevos poros:

$$\frac{df}{dt} = \frac{df_{gr}}{dt} + \frac{df_{nucl}}{dt} \qquad (3)$$

El criterio de plastificación del modelo es:

$$\Phi = \left(\frac{q}{\sigma_y}\right)^2 + 2q_1 f^* \cosh\left(-q_2 \frac{3p}{2\sigma_y}\right) - \left(1 + q_3 f^{*2}\right) = 0 \qquad (4)$$

donde p y q son la presión hidrostática y la tensión equivalente de Von Mises, respectivamente.

$$p = \sigma_H = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3} \quad (5)$$

$$q = \overline{\sigma} = \sqrt{\frac{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2}{2}} \quad (6)$$

A su vez, las constantes q_1, q_2 y q_3 son los parámetros introducidos por Tvergaard y Needleman para mejorar las predicciones del modelo de Gurson en materiales con poros uniformemente distribuidos. Si el valor de dichos parámetros es igual a la unidad se obtiene el modelo de Gurson original.

5. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

5.1. Comparación de resultados obtenidos mediante extensómetro resistivo y extensómetro óptico (Vic-2D)

Una de las principales dificultades que existen al estudiar el comportamiento del material a partir del instante de carga máxima radica en que dicho comportamiento viene gobernado por un fenómeno local, la aparición del cuello de estricción.

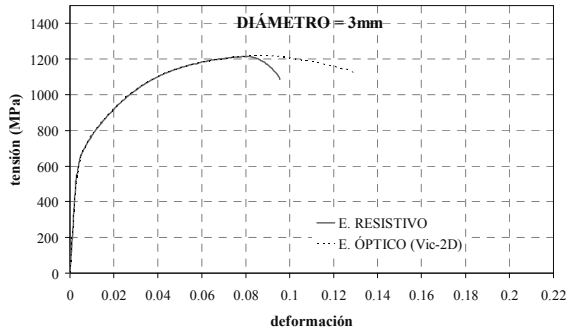
El extensómetro resistivo se emplea habitualmente para medir la evolución de la deformación durante el ensayo de tracción. Dicho dispositivo abarca una zona muy reducida de la probeta y es usual, por tanto, que el cuello de estricción quede parcial o totalmente fuera de la zona medida, lo cual imposibilita obtener datos extensométricos a partir del instante de carga máxima.

Como ya se ha comentado, el sistema de extensometría óptica (Vic-2D) no presenta este inconveniente, ya que permite realizar tantas medidas extensométricas como se desee y donde se desee, pudiendo garantizar así que el cuello de estricción quede recogido en la medición.

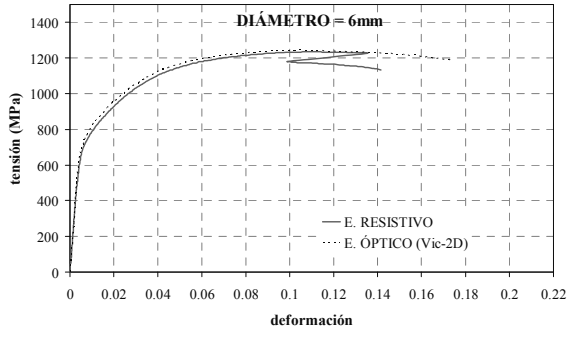
Se han comparado los resultados obtenidos con ambos sistemas de extensometría, representando gráficamente las curvas tensión verdadera-deformación verdadera (se entiende por tensión verdadera, la obtenida a partir de una hipótesis de conservación de volumen) [1]. La base de medida empleada en los extensómetros ópticos ha sido de 12,5mm, que coincide con la del extensómetro resistivo, con el fin de realizar mediciones totalmente comparables. Es interesante observar cómo el cuello de estricción hace que, aunque la tensión real siempre aumente en la zona más cargada, la tensión verdadera calculada según la hipótesis de conservación de volumen también muestre un descenso.

La Figura 5 muestra los resultados obtenidos para cada uno de los tres diámetros y compara la medida del extensómetro resistivo con la del extensómetro óptico. En la figura se muestran los resultados para tres de las nueve probetas ensayadas, una probeta de cada diámetro.

a)



b)



c)

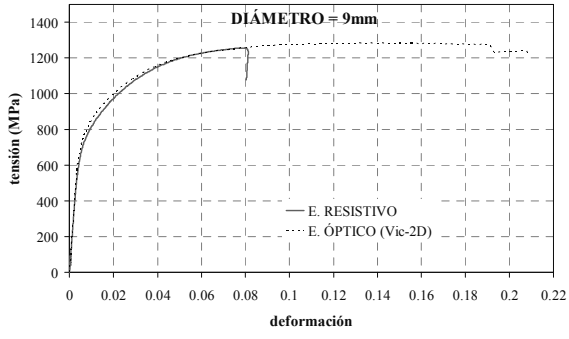


Figura 5. Curvas tensión verdadera-deformación verdadera, comparación entre resultados con extensómetro resistivo y extensómetro óptico. a) probeta de 3mm, b) probeta de 6mm y c) probeta de 9mm.

Se observa que hasta la aparición del cuello de estricción las mediciones resultan similares y que, posteriormente, las medidas del extensómetro óptico permiten obtener la curva completa hasta rotura mientras que las medidas del extensómetro resistivo dejan de aportar información. En las Figuras 5a y 5c el extensómetro queda parcial o totalmente fuera del cuello de estricción, mientras que en la Figura 5b, a pesar de abarcar correctamente el cuello de estricción, las cuchillas del extensómetro experimentan un deslizamiento e impiden medir correctamente la deformación.

5.2. Comparación de resultados experimentales con la fórmula de Sih

Como se ha indicado, la fórmula de Sih permite relacionar el radio del cilindro R y el radio del defecto interno r una vez conocidas la tensión de rotura σ y la tenacidad de fractura K_{IC}. Con los datos obtenidos de uno de los ensayos de las probetas de 6mm se han calibrado σ y K_{IC} para, posteriormente, obtener el valor del defecto interno en todos los ensayos realizados. Es importante resaltar que, debido a la formación del cuello de estricción, el radio del cilindro es menor que el de la probeta inicial. En los cálculos se ha empleado el valor del radio de la sección por donde rompe la probeta.

La Tabla 1 muestra los resultados de las mediciones realizadas y los valores obtenidos mediante la fórmula de Sih, para cada una de las nueve probetas ensayadas. La Figura 6 representa gráficamente estos resultados.

Tabla 1. Comparación entre los resultados proporcionados por la fórmula de Sih y las mediciones.

PROBETA	R. probeta (mm)	R. sección de rotura (mm)	r. zona central (mm)	
			Sih	Medición
D3 p1	1.50	1.22	0.890	0.780
D3 p2	1.50	1.26	0.910	0.810
D3 p3	1.50	1.20	0.880	0.750
D6 p1	3.00	2.53	1.318	1.270
D6 p2	3.00	2.51	1.314	1.330
D6 p3	3.00	2.53	1.318	1.300
D9 p1	4.50	3.92	1.477	1.760
D9 p2	4.50	3.72	1.463	---
D9 p3	4.50	3.76	1.466	1.600

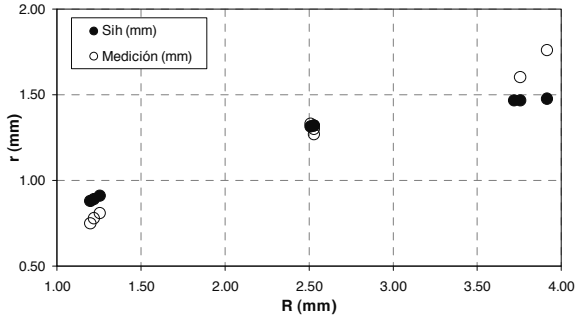


Figura 6. Comparación entre los resultados proporcionados por la fórmula de Sih y las mediciones. Crecimiento del radio del defecto interno r en función del radio de la probeta R.

Con el fin de verificar una posible relación de proporcionalidad entre el tamaño de la zona central y el tamaño de la probeta, se ha comparado el valor de la relación *r/R* en cada una de las probetas. La Figura 7 representa la relación *r/R* para los resultados proporcionados por la fórmula de Sih y los medidos experimentalmente. Un valor constante de la relación *r/R* indicaría proporcionalidad y, como puede observarse, no existe esta proporcionalidad. Este resultado apunta a que en el instante de rotura, el tamaño de la zona central de crecimiento de huecos no es proporcional al diámetro de la probeta, existiendo de esta forma un cierto *efecto de tamaño*. Así, la deformación de rotura estaría gobernada por un mecanismo análogo al de la Mecánica de la Fractura, más que por el estado tensional de la probeta en el instante de la rotura.

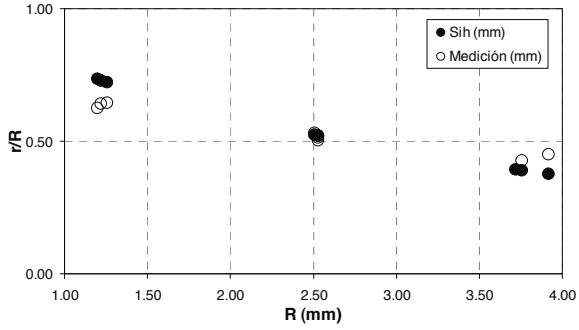


Figura 7. Comparación entre los resultados proporcionados por la fórmula de Sih y las mediciones. Evolución de la relación r/R en función del radio de la probeta R.

5.3. Comparación de resultados con el modelo de Gurson-Tvergaard-Needleman

La implementación del modelo de Gurson-Tvergaard-Needleman (GTN) en Abaqus proporciona la fracción de volumen de poros total, así como las fracciones correspondientes a crecimiento y a nucleación de poros de forma separada [5].

Para calibrar el modelo GTN se ha empleado el modelo correspondiente a la probeta de 6mm. De esta manera, en la simulación correspondiente a la probeta de 6mm de diámetro se ha identificado el instante correspondiente a la rotura por comparación con los ensayos reales. Se ha adoptado como valor crítico el valor de la fracción del volumen de poros total presente en la sección mínima del cuello de estricción, a una distancia del eje igual al radio de la mancha central medida en las probetas ensayadas (Figura 1). En la simulación de las probetas de 3mm y 9mm se ha identificado el radio en el que aparece dicho valor crítico en el instante de rotura.

Tabla 2. Comparación entre los resultados proporcionados por el modelo GTN y las mediciones.

PROBETA	R. probeta (mm)	R. sección de rotura (mm)	r. zona central (mm)	
			GTN	Medición
D3 p1	1.50	1.22		0.780
D3 p2	1.50	1.26	1.010	0.810
D3 p3	1.50	1.20		0.750
D6 p1	3.00	2.53		1.270
D6 p2	3.00	2.51	1.300	1.330
D6 p3	3.00	2.53		1.300
D9 p1	4.50	3.92		1.760
D9 p2	4.50	3.72	1.390	---
D9 p3	4.50	3.76		1.600

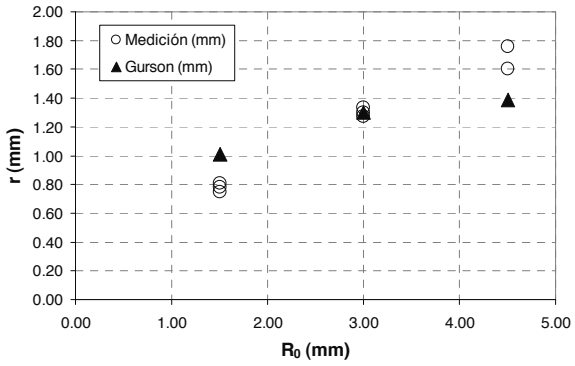


Figura 8. Comparación entre los resultados proporcionados por el modelo GTN y las mediciones.

La Tabla 2 y la Figura 8 muestran el radio de la zona central obtenido de esta manera y comparado con el medido experimentalmente para cada una de las geometrías.

CONCLUSIONES

El presente trabajo confirma que un sistema de extensometría óptica (Vic-2D) arroja resultados similares a los obtenidos mediante extensómetro resistivo, permitiendo además realizar todas las medidas extensométricas que se deseen y garantizar el estudio de la evolución de las deformaciones en el cuello de estricción.

Además, se ha comprobado que el tamaño de la zona central atribuida al crecimiento y coalescencia de poros, presente en las superficies de rotura de probetas cilíndricas, no crece de forma proporcional con el diámetro. Esta zona central tiende a crecer más lentamente a medida que se aumenta el diámetro de la probeta.

Si bien es cierto que los conceptos de la Mecánica de la Fractura Elástica Lineal no son aplicables a un acero empleado como material de partida para la fabricación de alambres de pretensado, la fórmula de Sih, que relaciona el radio de un defecto interno y el radio de una probeta cilíndrica sometida a tracción en materiales frágiles, proporciona resultados con la misma tendencia que los observados experimentalmente. Esta tendencia, sin embargo, es más acusada en la fórmula de Sih que en los resultados experimentales.

El modelo de Gurson-Tveergard-Needleman, basado en la teoría de crecimiento y nucleación de huecos, proporciona predicciones del tamaño de la zona central que se adaptan a los resultados obtenidos experimentalmente.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen al Ministerio de Ciencia e Innovación la financiación parcial de este trabajo a través de las ayudas BIA 2008-03523 e IPT-420000-2010-31. También desean mostrar su agradecimiento a Luis del Pozo y a Luisa Villar, de Emesa Trefilería, S.A. (Arteixo, La Coruña), por el suministro del material así como por sus útiles comentarios.
F. Suárez además desea agradecer a la Fundación Agustín de Betancourt por la financiación proporcionada a través de una beca de investigación.

REFERENCIAS

[1] Sánchez-Gálvez, V., "Física de la Plasticidad", ETSI Caminos, Canales y Puertos (1988).

[2] Atienza, J.M., "Tensiones residuales en alambres de acero trefilados", Tesis Doctoral, 293 pag., Universidad Politécnica de Madrid (2001).

[3] "Vic 3D/2D User Manual". Correlated Solutions Inc. (2005).

[4] Sih, G.C., "Handbook of Stress Intensity Factors", Institute of Fracture and Solid Mechanics, Lehigh University (1973).

[5] Abaqus, "Users' Manual", version 6.7. ABAQUS, Inc. (2009).

[6] Gurson, A.L., J. Engng Mater. Tech. 99, 2 (1977).

[7] Gurson, A.L., "Porous Rigid-Plastic Materials Containing Rigid Inclusions – Yield Function, Plastic Potential and Void Nucleation", Proc. Int. Conf. Fracture (edited by D. M. R. Tapling), Vol. 2A, 357. Pergamon Press, Oxford (1977).

[8] Tvergaard, V., Needleman, A., "Analysis of the cup-cone fracture in a round tensile bar", Acta metall. Vol. 32, No. 1, pp. 157-169 (1984).

COMPORTAMIENTO EN FRACTURA DE PROBETAS PRISMÁTICAS ENTALLADAS SOMETIDAS A SOLICITACIONES DE TRACCION

R. Rodríguez, F. J. Ayaso y J. Toribio.

Departamento de Ingeniería de Materiales, Universidad de Salamanca
E.P.S., Campus Viriato, Avda. Requejo 33, 49022 Zamora
E-mail: rociorg@usal.es

RESUMEN

El presente artículo se centra en el estudio del comportamiento mecánico y en fractura de probetas entalladas de sección rectangular (prismáticas). Se han estudiado dos tipos de entallas que poseen diferentes radios de curvatura e igual profundidad, permitiendo así estudiar el comportamiento mecánico y en fractura bajo distinto grado de constreñimiento tenso-deformacional. Las probetas objeto de estudio se han mecanizado a partir de alambres perlíticos procedentes de una cadena real de fabricación con distinto grado de trefilado, analizándose desde el alambrón inicial hasta el alambre de pretensado comercial e incluyendo dos pasos intermedios del proceso.

ABSTRACT

This paper is focused on the study of the mechanical and fracture behaviour of notched samples with rectangular section (prismatic shape). Two types of notched samples with different curvature radius and equal depth were studied, thereby permitting to study the mechanical and fracture behaviour under diverse degree of stress-strain constrain. Studied samples were machined from pearlitic steel taken from a real cold drawing chain covering from initial product (hot rolled bar) to the final product (prestressing steel wires) including two intermediate steps of the drawing chain.

PALABRAS CLAVE: Acero perlítico trefilado, Triaxialidad tensional, Fractografía.

1. INTRODUCCIÓN

El trefilado produce cambios microestructurales en el acero, cambios tales como una re-orientación de las colonias de perlita y de las láminas que las conforman en la dirección del eje longitudinal del alambre, una disminución progresiva del espaciado ínterlaminar, así como un aumento en la esbeltez de las colonias [1, 2]. Cabe destacar la existencia de colonias cuyas láminas no se han orientado en la dirección del proceso de trefilado (*pseudocolonias perlíticas*), que no se han orientado completamente, por lo que presentan un espaciado ínterlaminar anómalo y pueden influir sobre el comportamiento en fractura [3, 4].

En la microestructura del acero se pueden encontrar inclusiones, las cuales se pueden clasificar por su origen, tamaño y composición [5]. En el acero objeto de estudio se han observado multitud de inclusiones, entre las cuales destacan por su composición algunos óxidos, silicatos, sulfuros de manganeso, carburos y en menor proporción nitruros [6]. Estas inclusiones presentes en el acero van a sufrir cambios a lo largo del proceso de trefilado, cambios los cuales pueden tener su influencia en el posterior comportamiento en fractura del acero [7]. Estudios previos [8,9] tratan sobre el comportamiento localmente anisótropo en fractura de entallas axisimétricas de aceros progresivamente trefilados mostrando, por un lado, el rol de la delaminación microestructural previa a la generación de la zona de proceso de fractura (ZPF), y por otro lado, la influencia tanto del cambio microestructural como de los micro defectos generados por el proceso de trefilado. También cabe destacar el estudio concerniente al comportamiento anisótropo en fractura de aceros perlíticos trefilados prefisurados por fatiga [10].

El presente artículo se centra en el estudio mecánico y en fractura de probetas entalladas de sección rectangular (prismáticas). Las entallas que poseen las probetas (dos tipos de entalla) difieren en cuanto a su radio de curvatura y son de similar profundidad en las mismas; ello permite estudiar el comportamiento mecánico y en fractura bajo distinto grado de constreñimiento tenso-deformacional. Dichas probetas han sido obtenidas mediante mecanización a partir de muestras cilíndricas correspondientes a una cadena real de trefilado. El estudio se centra en el alambrón inicial sin trefilar

(deformación plástica previa nula), dos pasos intermedios (grado de deformación plástica medio) y el producto final o acero de pretensado comercial (grado de deformación plástica alto). El análisis se completa con un examen del comportamiento en fractura de las distintas probetas examinadas mediante técnicas de Microscopía Electrónica de Barrido (MEB) así como de análisis de imagen, con el programa informático *AnaliSIS*, i.e., fractografía cualitativa y cuantitativa.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

En el siguiente estudio se ha empleado acero perlítico eutectoide perteneciente a una cadena real de trefilado formada por siete hileras de trefilar, analizando desde el alambrón inicial hasta el alambre de pretensado comercial. La nomenclatura utilizada para identificar los alambres analizados consta de una letra (en este caso acero tipo E), que identifica la composición del acero (tabla 1), y de un número representativo del paso de trefilado al que pertenece el alambre en cuestión: el número 0 para el alambrón inicial, 7 para el producto final, y los números del 3 y 4 para identificar los alambres correspondientes a los dos pasos intermedios analizados. Las propiedades mecánicas de cada uno de los alambres estudiados están indicadas en la tabla 2.

Tabla 1. Composición Química del Acero E (%).

C	Mn	Si	P	S	Al	Cr	V
0.79	0.68	0.21	0.01	0.01	0.003	0.22	0.06

Tabla 2. Propiedades mecánicas del acero tipo E.

Acero	ϕ (mm)	E (GPa)	σ_Y (GPa)	σ_R (GPa)	ε^P (%)
E0	11.03	199	0.72	1.23	0.00
E3	8.21	192	0.93	1.41	0.59
E4	7.49	196	1.02	1.50	0.78
E7	5.04	208	1.49	1.83	1.57

Tabla 3. Geometría de las probetas estudiadas.

Probeta	B/ϕ	C/ϕ	R/ϕ
PAA	1.621	0.006	0.022
PCC	1.621	0.006	0.22

El proceso de trefilado produce una disminución de sección y un aumento de longitud, generándose cambios micro-estructurales que conllevan un cambio en las propiedades mecánicas del material, aumentando el límite elástico, la deformación plástica acumulada y la tensión de rotura [1]. En el presente estudio se han utilizado probetas prismáticas entalladas (denominadas PAA y PCC) con las geometrías mostradas en la figura 1 y mecanizadas según las relaciones señaladas en la Tabla 3, siendo *C* la profundidad de la entalla, *R* el radio de curvatura, *B* el espesor de la probeta prismática y ϕ el diámetro del alambre correspondiente a cada paso de trefilado analizado (previo al mecanizado).

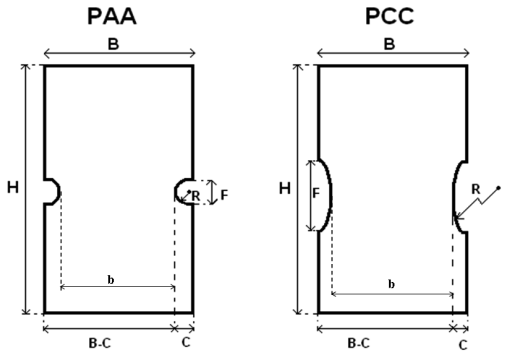


Figura 1. Esquema de las probetas con geometrías de entalla PAA y PCC.

3. RESULTADOS

De los ensayos realizados para cada tipo de entalla y paso del proceso de trefilado estudiado, se han obtenido las curvas carga-desplazamiento (*F*-*u*), las cuales están representadas en la figura 2. Los ensayos de tracción se han realizado imponiendo una velocidad de desplazamiento de mordazas de 0.01 mm/s en las probetas de tipo PAA y de 0.025 mm/s en las probetas de tipo PCC.

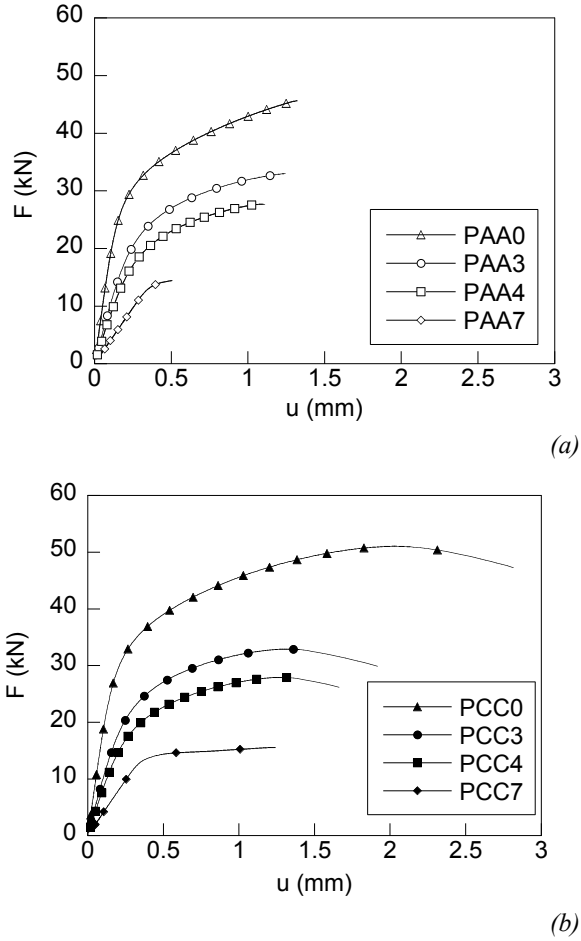


Figura 2. Curvas F-u resultado de los ensayos de tracción: (a) probetas PAA, (b) probetas PCC.

En las curvas F-u obtenidas se observa una disminución del desplazamiento registrado por el extensómetro con el grado de trefilado para ambos tipos de entalla. A partir del análisis de estas curvas se ha obtenido la rigidez *k* correspondiente para cada probeta en particular, obteniéndose una rigidez similar en las probetas pertenecientes a un mismo paso de trefilado y una reducción de este parámetro a medida que aumenta dicho grado de trefilado. En el análisis de la carga correspondiente al límite elástico de las probetas (F_Y) se ha observado un comportamiento análogo a la rigidez, *i.e.*, siendo similar en probetas obtenidas a partir de un mismo paso de trefilado y disminuyendo en los sucesivos pasos, tal y como se indica en la tabla 3.

Tabla 3. Valores de F_Y y k para las probetas ensayadas

	PAA		PCC	
	F_Y (kN)	*k* (mm/kN)	F_Y (kN)	*k* (mm/kN)
E0	19.886	182.93	21.191	179.03
E3	13.975	96.370	13.546	96.952
E4	11.199	79.692	11.163	79.200
E6	13.253	37.786	13.229	38.173

Para la realización del análisis fractográfico se han llevado a cabo tres ensayos de tracción para cada caso de estudio: paso del proceso de trefilado seleccionado y tipo de entalla. Las probetas ensayadas se han llevado hasta la fractura final por separación total de superficies, posteriormente se han examinado sus superficies de fractura en el MEB. En el análisis de las distintas superficies de fractura se pueden observar tres zonas, figura 3, en las cuales se presentan diferentes micro-mecanismos de fractura; zona de proceso de fractura (ZPF), zona intermedia (Z_{INT}) y corona exterior (CE).

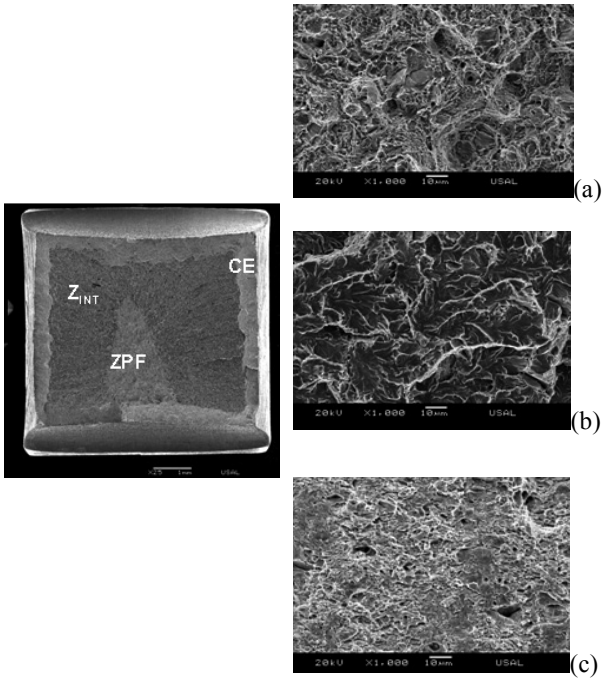


Figura 3. Superficies de fractura: (a) corona exterior, (b) zona intermedia y (c) zona de proceso de fractura.

El acero, al igual que otros materiales, puede presentar un comportamiento en fractura de tipo frágil o dúctil. El primer tipo (frágil) se caracteriza -fractográficamente- por un micromecanismo que presenta una topografía denominada *clivaje* (C), el segundo tipo (dúctil) muestra un micromecanismo de fractura que se conoce como *coalescencia de microhuecos* (CMH). De igual forma se comportan las probetas estudiadas, siendo el tipo de entalla el responsable de uno u otro comportamiento en fractura. En la figura 4 se muestran las superficies de fractura que se han obtenido después de llevar a cabo los ensayos de tracción de las distintas probetas objeto del presente estudio.

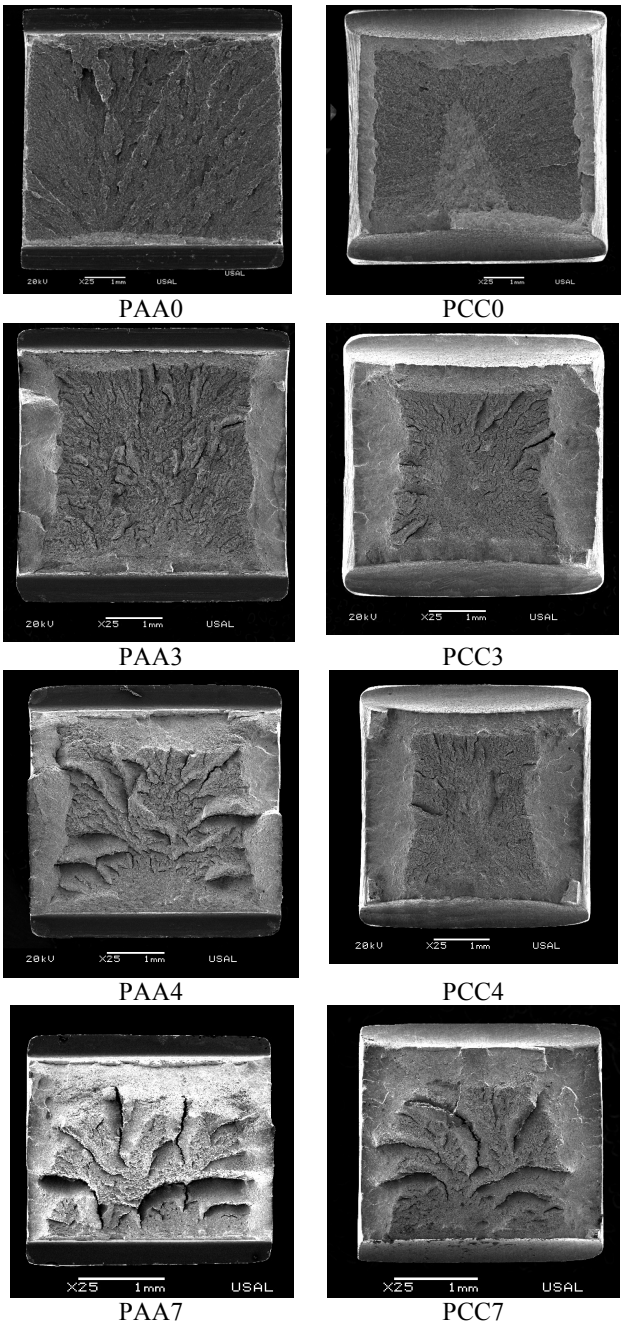
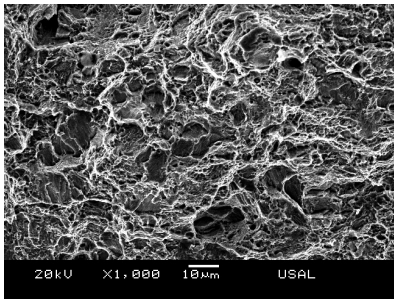
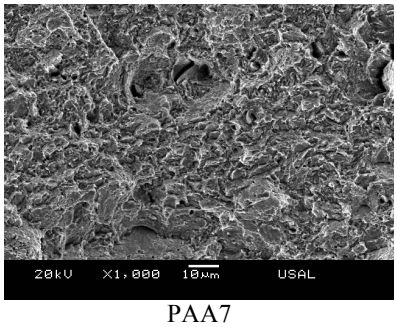


Figura 4. Superficies fractográficas de los distintos tipos de entallas PAA y PCC.

En todas las probetas analizadas se pueden diferenciar las siguientes zonas: una ZPF constituida por coalescencia de microhuecos de gran tamaño (CMH*), la Z_{INT} formada por clivaje y que disminuye con el grado de trefilado en favor del aumento de CMH; por último, la CE está formada por CMH. En las probetas de tipo PAA se ha observado una zona de clivaje en la Z_{INT} mayor que en las PCC, las cuales muestran una mayor zona de CMH. En la ZPF se ha observado una disminución del tamaño de los microhuecos a medida que aumenta el grado de trefilado, como se observa en la figura 5.



PAA0



PAA7

Figura 5. Zona de proceso de fractura: CMH.*

En la figura 6 se representan de forma comparativa los valores correspondientes a las distintas zonas características de las superficies de fractura obrtenidas a partir de los ensayos de tracción sobre las probetas entalladas. Se han medido las áreas de las diferentes zonas de la superficie de fractura y se representan de forma adimensional en la citada figura 6, teniendo en cuenta para ello la relación A/A_S siendo A el área de cada zona medida (CE, Z_{INT} y ZPF) y A_S el área de la sección neta de cada probeta considerada, i.e., la sección de la probeta medida a fondo de entalla ó sección transversal mínima.

En ambos tipos de entalla se observa un comportamiento análogo en cuanto a la tendencia creciente del área de la CE y la tendencia decreciente de la Z_{INT} a medida que avanza el proceso de trefilado. La excepción en ambos tipos de entalla es el alambre de pretensado comercial, último paso del proceso de trefilado, el cual presenta una tendencia contraria a la citada, debido posiblemente al tratamiento termomecánico de relajación de tensiones al cual ha sido sometido dicho material una vez trefilado. En ambos tipos de entallas también cabe señalar la pequeña variación del área de la ZPF.

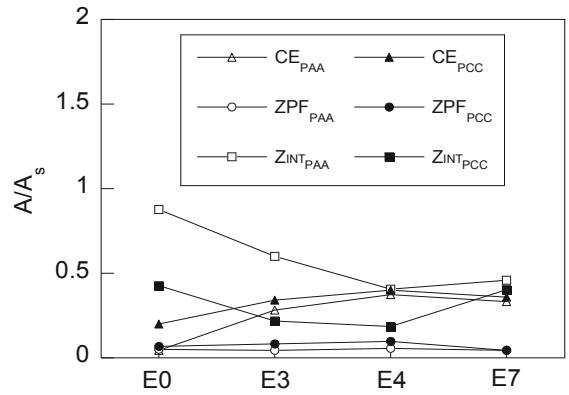
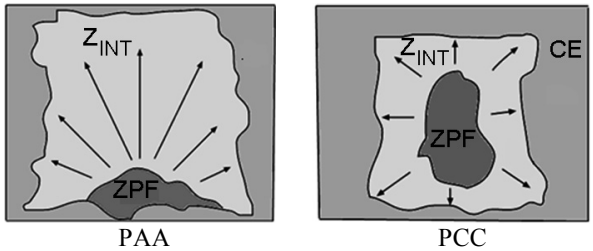


Figura 6. Relación A/A_s de las probetas ensayadas.

Las probetas del tipo PAA muestran un mecanismo de fractura en el cual dicha fractura se inicia (ZPF) en una de las entallas y progresa hacia el interior de la probeta hasta alcanzar la entalla opuesta, tal y como muestran los clivajes ubicados en la zona intermedia (Z_{INT}); ello está provocado por pequeñas irregularidades en el mecanizado de las dos entallas para una misma probeta (una y su opuesta); estas ligeras desviaciones en el mecanizado "real" provocan concentraciones de tensión y deformación con ligeras diferencias a ambos lados de cada una de las probetas tipo PAA que afectan a la ubicación real de la ZPF. Si las entallas presentasen geometrías exactamente idénticas cabe esperar un inicio de fractura simultáneo en ambas entallas, progresando hacia en el centro de la probeta correspondiente.

El mecanismo de fractura observado en las probetas del tipo PCC es diferente a las anteriores, pues el inicio de la fractura se localiza en la zona central del alambre y avanza posteriormente hacia el exterior de la probeta, como se representa en la figura 7. Sin embargo, en la probeta mecanizada a partir del alambre de prestensado PCC7 el comportamiento de la probeta es semejante al de las probetas tipo PAA, *i.e.*, la zona de proceso de fractura se sitúa próxima a una de las entallas. Esto es puede ser por causa del propio mecanizado así como de la especial disposición microestructural de las colonias perlíticas en el alambre de pretensado y su influencia sobre el comportamiento anisótropo en fractura.



PAA PCC

Figura 7. Esquema de los mecanismos de fractura asociados a cada tipo de entalla.

El acero objeto de estudio presenta dos tipos de fractura: la fractura isótropa, en la cual la superficie de rotura está plenamente contenida en un plano transversal al eje longitudinal (o dirección de trefilado), y la fractura

anisótropa en la cual la superficie de fractura presenta irregularidades en la forma de crestas y depresiones locales [11]. En las probetas entalladas objeto de estudio se producen fracturas localmente anisótropas en los últimos pasos del proceso de trefilado, tal y como se representa en la figura 8, siendo este efecto observable en el cuarto y último paso del proceso de trefilado en las probetas del tipo PAA. Sin embargo, en las probetas PCC sólo muestra este comportamiento anisótropo la probeta mecanizada a partir del alambre de pretensado PCC7 (en el cuarto paso de dicho proceso se produce una deflexión del camino de fractura despreciable).

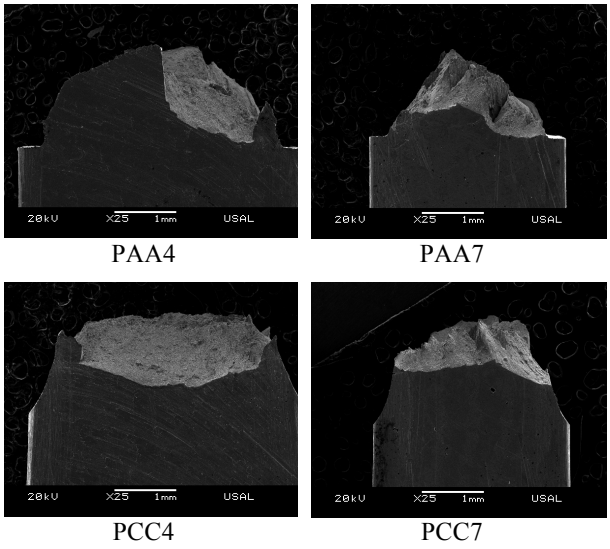


Figura 8. Comportamiento anisótropo en fractura de las probetas PAA y PCC.

Para estudiar de forma cuantitativa la deflexión del camino de fractura se ha realizado primero la medida de la distancia entre fondos de entalla *b*, seguida de la de la altura máxima alcanzada por la fractura anisótropa *h*, siendo ésta la vertical medida desde el fondo de entalla hasta el punto más alto de la superficie de fractura anisótropa (figura 9), de esta forma se obtiene el parámetro adimensional *h/b* reflejado en la tabla 4 en la que se observa que las entallas tipo AA (radio de curvatura pequeño) inducen un mayor comportamiento anisótropo en fractura reflejado en la formación de grandes crestas y valles.

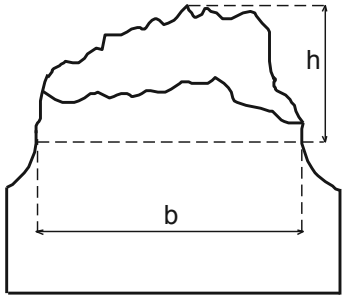


Figura. 9. Esquema de la medida de la deflexión del camino de fractura.

Tabla 4. Deflexión del camino de fractura

	PAA4	PAA7	PCC4	PCC7
h/b	0.39	0.53	0.14	0.35

En las paredes verticales de la superficie de fractura de las probetas que presentan comportamiento anisótropo se observan clivajes elongados a favor de la dirección de trefilado. Dicha orientación es más acusada en las probetas de los alambres pertenecientes al último paso del proceso de trefilado (figura 10).

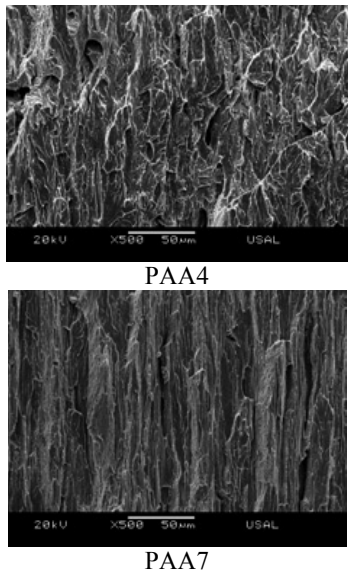


Figura 10. Clivajes en las superficies de fractura de las paredes verticales: probetas PAA4 y PAA7.

4. DISCUSIÓN

En las probetas PCC se observa un mayor alargamiento previo a rotura que en el caso de las PAA. Esto es provocado por el radio de entalla: cuanto mayor es el radio de entalla mayor el grado de deformación plástica previa a rotura que es capaz de soportar la probeta en particular. Esto mismo se ve reflejado en el estudio fractográfico, las probetas con entallas con gran radio de curvatura muestran una mayor superficie de corona exterior (CE) o labio dúctil (cortante). Por otra parte las probetas PAA muestran una mayor cantidad de superficie de fractura por clivaje.

Una vez más el radio de curvatura es el responsable en cuanto a la ubicación geométrica de la zona de proceso de fractura (ZPF) se refiere. Las probetas tipo PAA tienen una entalla con un radio de curvatura muy pequeño y similar a una fisura, ello provoca una gran concentración de tensiones el fondo de la entalla induciendo que la fractura se incube y propague a partir de dicho lugar. Por otra parte las entallas de gran radio de curvatura (probetas PCC) se comportan de forma similar a un cuello de estricción durante un ensayo de tracción simple: concentración de tensiones en el centro de la probeta, lugar en el cual se forma la zona de proceso de fractura.

Se ha observado una disminución del tamaño de los microhuecos en la ZPF a medida que aumenta el grado de trefilado, así como un aumento de la esbeltez de los clivajes, en las paredes verticales de aceros fuertemente trefilados, a medida que aumenta el proceso de trefilado. Dichas observaciones estan asociadas a los cambios microestructurales sufridos por el acero en el proceso de trefilado como: la disminución del espaciado ínter-laminar, la orientación de las láminas de perlita y el aumento de esbeltez de las colonias de perlita.

El radio de curvatura de las entallas, conjuntamente con el grado de deformación plástica previa del material empleado (el obtenido durante el trefilado), tiene influencia en la fractura localmente anisótropa del material. El comportamiento anisótropo en fractura es tanto mayor cuanto menor es el radio de curvatura y mayor es el límite elástico del material empleado en la fabricación de la probeta (mayor grado de trefilado).

5. CONCLUSIONES

Las probetas de tipo PAA y PCC presentan variaciones similares de la rigidez y de la carga correspondiente al límite elástico, produciéndose en las dos geometrías una disminución de los parámetros a medida que aumenta el proceso de trefilado. Como excepción a la tendencia se encuentran las probetas PAA7 y PCC7 por causas de un tratamiento térmo-mecánico inherente al proceso de fabricación del material estudiado.

Las probetas de tipo PAA y PCC presentan tendencias similares en la variación de área de las distintas zonas presentes en la superficie de fractura, siendo creciente el área de la zona CE y decreciente el área de la Z_{INT} a medida que aumenta el grado o nivel de trefilado de los alambres. Como excepción se encuentra el alambre de pretensado comercial, a consecuencia del tratamiento termo-mecánico de relajación de tensiones al que ha sido sometido el acero.

La zona de proceso de fractura difiere en cuanto a su ubicación espacial dentro de las probetas estudiadas, encontrándose en la periferia de la probeta (fondo de entalla) para las entallas con pequeño radio de curvatura (AA) y en el centro de las misma para aquellas con gran radio de curvartura (CC).

Cuanto menor es el radio de curvatura de la entalla (AA) y mayor es el límite elástico σ_Y del material empleado para la mecanización de la probeta, mayor es el comportamiento anisótropo en fractura mostrado: variación en la deflexión del camino de fractura en función del radio de curvatura de la entalla.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean hacer constar su agradecimiento a las siguientes instituciones financiadoras: MCYT (Proyecto MAT2002-01831), MEC (Proyecto BIA2005-08965), MCINN (Proyecto BIA2008-06810) y JCyL (Proyectos SA067A05, SA111A07 y SA039A08). Además, agradecen el suministro de acero por parte de EMESA TREFILERÍA.

REFERENCIAS

[1] J. Toribio and E. Ovejero, Microstructure evolution in a pearlitic steel subjected to progressive plastic deformation. *Mater. Sci. Eng.,* **A234-236**, 579-582, 1997.

[2] J. Toribio and E. Ovejero, Microstructure orientation in a pearlitic steel subjected to progressive plastic deformation. *J. Mater. Sci. Lett*., **17**, 1037-1040, 1998.

[3] J. Toribio, E. Ovejero and M. Toledano, Microstructural bases of anisotropic fracture behaviour of heavily drawn steel. *Int. J. Fract*., **87**, L83-L88, 1997.

[4] Toribio J., Ovejero, E., Ayaso, F. J. y Rodríguez, R., "Identificación de nuevas unidades micro-estructurales en aceros eutectoides trefilados", 5º *Jornadas Internacionales de Materialografía y Caracterización Microestructural*, San Sebastian, CD-ROM, 2008.

[5] A. D. Wilson, The influence of thickness and rolling ratio on the inclusion behaviour in plate steels. *Metallography*, **12**, 233-255, 1979.

[6] Rodríguez R., *Análisis del micro-daño y de la presencia de inclusiones en aceros progre-sivamente trefilados*, Grado de Salamanca, 204 pag., Universidad de Salamanca, 2008.

[7] R. Rodríguez, M. Lorenzo, F. J. Ayaso y J. Toribio, Evolución de las inclusiones en el proceso de trefilado en aceros perlíticos. *Anal. Mec. Fract*., **27**, 717-722, 2010.

[8] F. J. Ayaso, B. Gónzalez y J. Toribio, Deflexión del camino de fractura anisótropa por delaminación en aceros de pretensado comercial. *Anal. Mec. Fract*., **23**, 449-452, 2006.

[9] J. Toribio and F. J. Ayaso, Anisotropic fracture behaviour of cold drawn steel: a materials science approach. *Mater. Sci. Eng.*, **A343**, 265-272, 2003.

[10] B. Gónzalez, J. C. Matos, F. J. Ayaso y J. Toribio, Análisis micro y macroscópico de la fractura anisótropa en aceros eutectoides progresivamente trefilados. *Anal. Mec. Fract*., **24**, 111-116, 2007.

[11] F. J. Ayaso, B. González, J.C. Matos, D. Vergara, M. Lorenzo y J. Toribio, Análisis fractográfico cuantitativo del comportamiento en fractura de aceros perlíticos progresivamente trefilados. *Anal. Mec. Fract*., **22**, 128-133, 2005.

EFECTO DE LA MICROSTRUCTURA EN LA NUCLEACIÓN DE FISURAS EN ACEROS DE HERRAMIENTA DE TRABAJO EN FRÍO

I. Picas[1], N. Cuadrado[1], D. Casellas[1,2], A. Goez[3], L. Llanes[3]

[1]Departamento de Tecnología de Materiales, CTM Centre Tecnològic, Avda. Bases de Manresa 1, 08242, Manresa, España.
E-mail: ingrid.picas@ctm.com.es, nuria.cuadrado@ctm.com.es, daniel.casellas@ctm.com.es

[2] Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica, Universitat Politècnica de Catalunya, EPSEM, Avda. Bases de Manresa 61, 08242, Manresa, España.

[3]Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica, Universitat Politècnica de Catalunya, ETSEIB, Avda. Diagonal 647, 08028, Barcelona, España.
E-mail: alexey.goez@upc.edu, luis.miguel.llanes@upc.edu

RESUMEN

En este trabajo se han evaluado los mecanismos de nucleación de fisuras en dos tipos de aceros de herramienta de trabajo en frío bajo cargas monotónicas y cíclicas. El efecto de los constituyentes microestructurales, es decir carburos primarios y matriz de martensita revenida, así como su interacción, se identificaron mediante análisis fractográfico y a partir de la determinación de su resistencia a rotura, limite de fatiga y resistencia a rotura de los carburos primarios bajo cargas estáticas de tracción. La respuesta bajo carga monotónica está gobernada por la fractura de los carburos primarios, mientras que bajo carga cíclica el fenómeno de nucleación de fisuras no puede explicarse por el mismo mecanismo, puesto que las tensiones aplicadas en fatiga son inferiores que los valores determinados de resistencia a rotura de los carburos. La fractura de los carburos se explica pues, por el daño generado a fatiga en la matriz metálica, y como consecuencia de la localización de la deformación alrededor de los carburos.

ABSTRACT

Crack nucleation mechanisms in two types of cold work tool steels were evaluated under monotonic and cyclic loading conditions. The effect of the microstructural constituents: the primary alloy carbides and the tempered martensite matrix, and their interaction, was identified through fractographic analysis and determination of mechanical properties such as the bending strength, σ^R, the fatigue limit, $\Delta\sigma^{fat}$, and the fracture strength of the primary carbides under static tensile stressing, σ^{RC}. The response under monotonic loading was found to be governed by the fracture of primary carbides. However, under cyclic loading crack nucleation phenomena could not be explained in the same way. Carbides fracture was then probably caused by damage observed in the metallic matrix, induced by strain localization processes around carbides, which produced their breakage and gave rise to fatigue propagating cracks.

PALABRAS CLAVE: Acero de herramienta, Microestructura, Tenacidad.

1. INTRODUCCIÓN

En el transcurso de estos últimos años la industria automovilística ha destinado esfuerzos intensivos en la reducción de las emisiones de CO_2 y la mejora de la eficacia energética de los vehículos. La disminución del consumo de carburante y por consecuente, de las emisiones de CO_2, requiere un diseño innovador y sostenible de los componentes que integran los automóviles. El uso de aceros de ultra alta resistencia mecánica (UHSS) en piezas de carrocería ha permitido satisfacer los requerimientos cada vez más exigentes de reducción de peso y mejora del comportamiento a impacto, todo ello de acuerdo con criterios económicos y de funcionalidad.

A pesar de poseer una excelente relación resistencia mecánica - peso, las tensiones extremadamente elevadas que se generan en los útiles de corte y conformado en frío hacen que la aplicación de los UHSS sea un verdadero reto para las empresas del sector, ya que reducen considerablemente el rendimiento de los aceros de herramienta. Tradicionalmente, los procesos de desgaste o hundimiento por deformación plástica en el

filo de corte de las herramientas se resolvían con un aumento de dureza. Sin embargo, esta estrategia ya no es válida en caso de aceros UHSS ya que también se requieren altos niveles de tenacidad para evitar la fractura prematura de los útiles. Así pues, se precisa conseguir la mayor relación entre dureza y tenacidad del útil a través de la optimización de la microestructura del acero de herramienta. Para ello, no sólo deben estudiarse las propiedades mecánicas de la matriz metálica y los carburos primarios, sino que su interacción bajo la acción de cargas cíclicas también necesita ser interpretada.

El comportamiento a fatiga de los aceros de herramienta de trabajo en frío ha sido fruto de numerosas investigaciones durante los últimos años [1 – 9]. Estos trabajos postulan, de forma general, que la fractura de los carburos primarios, o la descohesión en la intercara carburo – matriz, son responsables de la fractura de este tipo de aceros bajo cargas cíclicas. Berns y col. [1,2] estudiaron la fractura a fatiga de un acero de herramienta de trabajo en frío convencional, de tipo DIN 1.2379 (AISI D2). Estos autores mostraron que los carburos primarios representan la discontinuidad microestructural de mayor relevancia en el acero, razón por la que se consideraron responsables de la formación de fisuras de fatiga. Fukaura y col. [3] ejecutaron ensayos de fatiga a 10^7 ciclos en el acero JIS-SKD 11 (equivalente al tipo 1.2379). Estos autores también constataron que el inicio de fractura coincide con la presencia de carburos primarios, o aglomerados de éstos. Gracias a la aplicación de técnicas de Emisión Acústica (EA), Fukaura et al. determinaron además, que el nivel de tensiones aplicado de forma monotónica y necesario para provocar la rotura de los carburos primarios en la matriz, está comprendido entre los 1100 y 1800 MPa en el acero JIS-SKD 11. Con todo, estos resultados no permiten explicar el fenómeno de fractura de carburos primarios a fatiga, puesto que el nivel de las tensiones aplicadas cíclicamente en este acero es del orden de los 700 MPa, es decir, significativamente inferior al umbral de fractura determinado para los carburos.

Con la finalidad de incrementar el conocimiento sobre la interacción de los carburos primarios y la matriz metálica en el comportamiento a fatiga de los aceros de herramienta de trabajo en frío, los estudios realizados por Shiozawa y col. [4–6] mostraron que en los regímenes de 10^7 – 10^9 ciclos, los aceros de alta resistencia como aceros rápidos o aceros para cojinetes, presentan una tendencia al inicio de microfisuras en los alrededores de partículas, defectos, inclusiones no metálicas, etc. Los autores asociaron la formación de estas fisuras con la descohesión de los carburos de precipitación secundaria presentes en la matriz metálica. Este mecanismo explica el origen de fisuras de fatiga de corta longitud, responsables de la "Granular Bright Facet" (GBF). Posteriormente, el trabajo de Sohar y col. [7–9] permitió constatar la presencia de GBFs en los alrededores de aglomerados de carburos primarios en probetas de 1.2379 ensayadas a fatiga hasta los 10^{10} ciclos. Estos resultados señalan la necesidad de mejorar la comprensión de la interacción entre la matriz metálica y los carburos primarios y secundarios en los aceros de herramienta, con el fin de explicar los mecanismos de nucleación de fisuras a fatiga.

El objetivo de esta investigación es profundizar en la influencia de los constituyentes microestructurales de los aceros de herramientas de trabajo en frío, es decir los carburos primarios y la matriz de martensita revenida, en la nucleación de fisuras de fatiga. El trabajo aprehende de forma complementaria la influencia del tamaño, la forma y la distribución de los carburos primarios en la respuesta a fatiga de los aceros. Para ello, se seleccionaron dos tipos de aceros de herramienta con características microestructurales distintas y se evaluó su comportamiento bajo carga cíclica. Los resultados obtenidos se compararon con los obtenidos bajo carga monotónica, desde el punto de vista fractográfico y de propiedades mecánicas como la resistencia a rotura, σ^R, el límite de fatiga, $\Delta\sigma^{fat}$, y la resistencia a rotura de carburos primarios determinada bajo cargas estáticas de tracción, σ^{RC}.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

En este trabajo se han estudiado dos aceros de herramienta de trabajo en frío: el primero es un acero convencional DIN 1.2379 (AISI D2) mientras que el segundo es un grado especial de acero de herramienta desarrollado por la empresa ROVALMA S.A., llamado UNIVERSAL. Estos dos aceros poseen características microestructurales distintas en lo que concierne el tamaño, la forma y la distribución de los carburos primarios en la matriz. La composición química de ambos puede consultarse en la tabla 1 y los tratamientos térmicos aplicados se recogen en la tabla 2.

Tabla 1. Composición química de los aceros estudiados

% en peso	1.2379	UNIVERSAL
C	1,5-1,6	0,9-1,2
Cr	11,0-12,0	6,5-8,5
V	0,9-1,0	2,5-3,0
Mo	0,6-0,8	-
W	-	1,1-1,4

Tabla 2. Tratamiento térmico aplicado a los aceros y durezas obtenidas

Acero	1.2379	UNIVERSAL
Austenización (temple en aceite)	1050 ºC, 30 min	1060 ºC, 35 min
Revenido	550 ºC, 2h (x2)	540 ºC, 2h (x3)
HRC	60-62	60-62

En el acero 1.2379 los carburos primarios, de tipo M_7C_3, se encuentran embebidos en la matriz metálica formando aglomerados y distribuidos en bandas orientadas según la dirección de forja, como muestra la figura 1 a). En el

acero UNIVERSAL coexisten dos tipos de carburos primarios, de tipo M_7C_3 y MC, que se reparten de manera más homogénea en la matriz comparado con el acero 1.2379, como puede observarse en la figura 1 b). Los carburos presentes en el acero UNIVERSAL poseen además, tamaños inferiores y formas más redondeadas que los del 1.2379. La microestructura de ambos aceros fue analizada con más detalle en el trabajo precedente de Picas y col. [10].

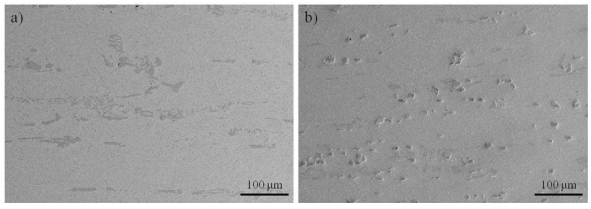


Figura 1. Microestructura de los aceros estudiados: a) 1.2379 y b) UNIVERSAL.

El comportamiento a rotura y fatiga se evaluó en términos de la resistencia a flexión en 3 puntos con una distancia entre puntos de apoyo de 40 mm. Para ello se cortaron probetas prismáticas de 5x4x50 mm, con su eje más largo orientado según la dirección de forja de barras cilíndricas. La cara de las probetas sometida a tensión fue desbastada y pulida hasta brillo especular empleando sílica coloidal con tamaño de partícula de 40 nm aproximadamente. Las aristas de la cara flexionada se redondearon para evitar efectos de concentración de tensiones.

Para evaluar la resistencia a rotura, σ^R, se empleó una máquina de ensayos universal equipada con un sistema articulado para minimizar los efectos de torsión. Los ensayos de fatiga se ejecutaron en una máquina de ensayos por resonancia con una relación de carga de 0,1. Los ensayos se llevaron a cabo a temperatura ambiente y el límite de fatiga, $\Delta\sigma^{fat}$, se determinó a $2 \cdot 10^6$ de ciclos aplicando el método de la escalera "staircase method". Se empleó la microscopia electrónica de barrido para examinar las superficies de las probetas previamente fracturadas.

La resistencia a rotura de los carburos primarios bajo cargas estáticas de tracción, σ^{RC}, se determinó en los dos aceros mediante series de carga-descarga, aplicando valores incrementales de tensión estática en el ensayo de flexión a 3 puntos, hasta alcanzar σ^R. Después de cada serie, la cara de la probeta sometida a tracción se examinó detalladamente mediante técnicas de microscopia óptica, confocal y electrónica, con el fin de identificar el inicio de la fractura de los carburos primarios en la matriz. El nivel local de tensión actuando en cada uno de los carburos rotos se calculó a partir de la posición de éstos respeto al centro de la probeta, donde la tensión es máxima en un ensayo de flexión por 3 puntos. El valor así obtenido se asignó a la resistencia a rotura asociada a cada carburo, σ^{RC}.

3. RESULTADOS

En la tabla 3 se resumen los valores de σ^R y $\Delta\sigma^{fat}$ determinados para cada uno de los aceros estudiados. Como puede apreciarse, el acero UNIVERSAL presenta una resistencia a rotura superior que la del acero 1.2379. Sin embargo, los valores de límite de fatiga son similares en ambos aceros.

Tabla 3. Resistencia a rotura, σ^{RC}, y límite de fatiga, $\Delta\sigma^{fat}$, de los aceros 1.2379 y UNIVERSAL

Acero	Resistencia a rotura, σ^R, MPa	Límite de fatiga, $\Delta\sigma^{fat}$, MPa
1.2379	2874 ± 96	856 ± 116
UNIVERSAL	3974 ± 119	887 ± 48

El análisis fractográfico de las probetas rotas de forma monotónica y cíclica permitió identificar la presencia de carburos primarios, o aglomerados de éstos, en el origen de fractura de las probetas observadas. Las figuras 2 y 3 muestran ejemplos en caso de rotura monotónica y cíclica respectivamente.

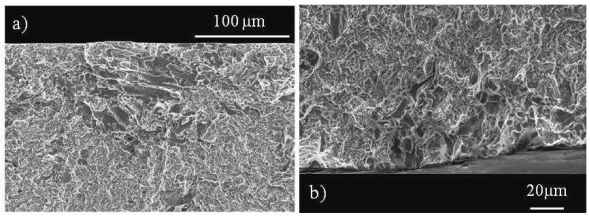


Figura 2. Fractografía de las probetas sometidas a cargas monotónicas: a) 1.2379 a σ =2760 MPa; b) UNIVERSAL a σ = 4017 MPa.

La resistencia a rotura de los carburos primarios bajo carga estática de tracción, σ^{RC}, se recoge en la tabla 4. La estructura, composición química y propiedades mecánicas asociadas de cada tipo de carburo fueron determinadas en el trabajo de Casellas y col. [11], y se incluyen igualmente en la tabla 4. Los carburos M_7C_3 et MC presentes en el acero UNIVERSAL muestran valores de σ^{RC} superiores que los M_7C_3 del acero 1.2379, lo que concuerda con sus propiedades mecánicas más elevadas y sus características morfológicas más cercanas a las esféricas. Aunque la tenacidad, K_C, más elevada de los carburos del acero UNVIVERSAL puede explicar en parte, los valores superiores de σ^{RC}, el efecto la distribución de los carburos en la matriz de forma menos aglomerada también debe ser considerado. Rammerstorfer y col. [12] describieron una estrategia de modelización que permite simular numéricamente el comportamiento termomecánico de los aceros rápidos. Mediante este modelo, los autores mostraron que efectivamente, las tensiones pueden magnificarse localmente al vecindario de los carburos primarios, y particularmente si éstos se distribuyen formando aglomerados. Así pues, los valores más elevados de σ^{RC} de los carburos del acero UNIVERSAL no sólo se deben a su tenacidad intrínseca

más alta, sino que también a su tamaño, forma y distribución en la matriz.

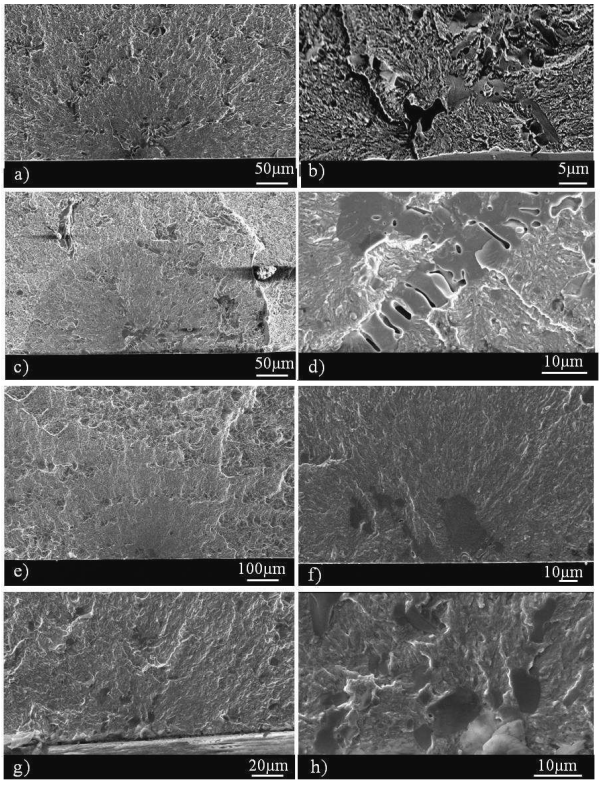


Figura 3. Fractografía de las probetas sometidas a cargas cíclicas: a) y b) 1.2379 a $\Delta\sigma$ =714 MPa, N_f = 1,08·10^6 ciclos; c) y d) 1.2379 a $\Delta\sigma$ =930 MPa, N_f = 1,01·10^4 ciclos; e) y f) UNIVERSAL a $\Delta\sigma$ =884 MPa, N_f = 2,70·10^4 ciclos; g) y h) UNIVERSAL a $\Delta\sigma$ =893 MPa, N_f = 4,38·10^4 ciclos.

Tabla 4. Estructura, composición química, propiedades mecánicas [11] y resistencia a fractura de los carburos primarios de los aceros 1.2379 y UNIVERSAL

Acero	1.2379	UNIVERSAL	
Estructura	M_7C_3	M_7C_3	MC
Composición química (% en peso)	40-45 Fe, 46-51 Cr, 6,0-6,5 V, 2-3 Mo	35-45 Fe, 35-45 Cr, 10-20 V, 2-4 W	2-6 Fe, 8-10 Cr, 50-70 V, 7-12 W
H, GPa	18,2 ± 2,4	14,5 ± 2,5	25,7 ± 3,6
E, GPa	294 ± 17	270 ± 18	315 ± 23
K_C, MPa·m$^{1/2}$	2,3 ± 0,8	2,6 ± 0,9	3,7 ± 0,6
σ^{RC},MPa	800-1200	2000-2800	2300-2800

4. DISCUSSIÓN

El mecanismo de fractura bajo carga monotónica puede explicarse a través de la nucleación de fisuras en carburos primarios, seguido de la propagación y crecimiento de éstas en la matriz. La matriz metálica presenta un comportamiento más dúctil en comparación con los carburos, fases más duras y frágiles que actúan como discontinuidades e impiden la repartición homogénea de la deformación en el seno de la microestructura del acero. Las tensiones generadas en la intercara carburo-matriz, así como la deformación que se deriva, pueden provocar la fractura de estas fases más duras, teniendo en cuenta que en ningún caso se ha podido observar descohesión a nivel de la intercara carburo-matriz, ya sea en el marco de este trabajo o incluso en el de otros [3,8].

La tensión se concentra de forma local en la matriz alrededor de los carburos y en función de su tamaño, forma y distribución en la matriz, como fue mostrado en el trabajo de Rammerstorfer y col. [12]. Cuando esta tensión alcanza el valor de σ^{RC}, rompe el carburo (figura 4 a) y d)). El aumento progresivo de la carga conlleva un incremento de la deformación en la matriz metálica hasta alcanzar el valor del límite elástico, dando lugar a una zona deformada plásticamente alrededor de la fisura iniciada en el carburo (figura 4 b) y e)). A medida que la carga va aumentando, la matriz sigue deformando cerca del carburo fracturado hasta originar en ella, pequeñas fisuras (figura 4 c) y f)). En estados de carga más avanzados, las fisuras iniciadas en la matriz crecen, coalecen y propagan hasta romper finalmente el acero.

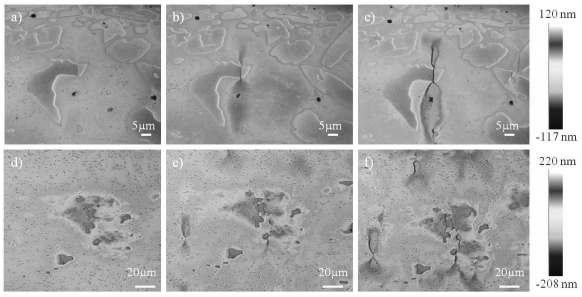


Figura 4. Acero 1.2379: a) 700 MPa; b) 1700 MPa; c) 2400 MPa. Acero UNIVERSAL: d) 2600 MPa; e) 3400 MPa; f) 3800 MPa.

El origen de fractura de las probetas sometidas a fatiga también se encuentra en carburos primarios, o en aglomerados de éstos, como se observa en las fractografías presentadas anteriormente en la figura 3 y en otros trabajos [3]. Sin embargo, el límite de fatiga determinado es significativamente inferior al umbral de fractura de los carburos del acero UNIVERSAL, y aproximadamente del mismo orden en el acero 1.2379 (figura 5). El mecanismo de nucleación de fisuras bajo cargas cíclicas no puede entonces, ser explicado únicamente por la fractura de los carburos primarios, ya que las tensiones aplicadas son inferiores a σ^{RC}, sino que difiere con respeto al constatado en caso de carga monotónica.

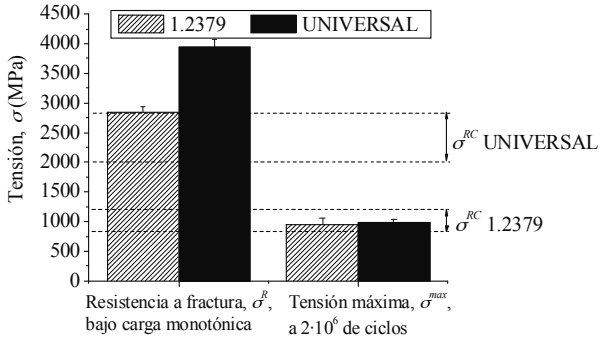


Figura 5. Resistencia a rotura, σ^R, límite de fatiga (en términos de la tensión máxima aplicada a fatiga, σ^{max}, considerando que la relación de carga $R = \sigma^{min}/\sigma^{max} = 0,1$ y $\Delta\sigma^{fat} = \sigma^{max} - \sigma^{min}$; $\sigma^{max} = \Delta\sigma^{fat}/(1-R) = \Delta\sigma^{fat}/0,9$) y resistencia a rotura de los carburos primarios bajo carga estática de tracción, σ^{RC}, en los aceros 1.2379 y UNIVERSAL.

La comprensión de los mecanismos de nucleación de fisuras en carburos primarios, en lo que concierne los ensayos de fatiga, requiere pues, el análisis de la interacción de los carburos y la matriz metálica bajo acción de cargas cíclicas. Una primera explicación que permite explicar la aparición de fisuras de fatiga reside en la descohesión de los carburos de la matriz; no obstante, este fenómeno no ha sido corroborado experimentalmente. Al contrario, se han observado fisuras que, iniciadas en carburos rotos, propagan a través de la matriz metálica, como muestran las imágenes de la cara sometida a tracción de las probetas ensayadas (figura 6). Por lo tanto, es plausible considerar que las fisuras de fatiga empiezan como consecuencia de la fractura de los carburos primarios.

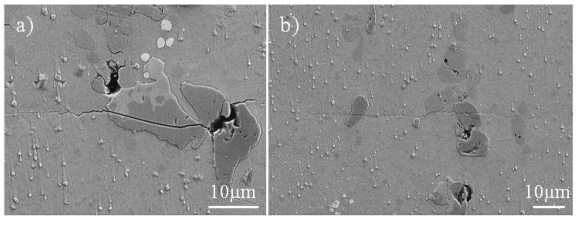


Figura 6. Fisuras propagadas a fatiga, iniciadas en carburos primarios rotos, en la superficie de probetas del acero UNIVERSAL.

Asumiendo que los carburos primarios no se ven afectados por fenómenos de daño cíclico, ya que se trata de fases monocristalinas frágiles, la matriz metálica constituida de martensita revenida y precipitados secundarios es, a su turno, susceptible a ser dañada por fatiga. Un examen detallado de la superficie de las probetas ensayadas a fatiga permitió identificar la presencia de daño, que de forma local aparece en la martensita revenida (figura 7). Este tipo de daño puede atribuirse a la destabilización de la estructura martensítica como consecuencia de la formación de bandas de deformación localizada. Fukaura y col. [3] ya observaron fenómenos de reblandecimiento cíclico en ensayos bajo control de carga del acero JIS-SKD 11. Estos autores asociaron este fenómeno a la formación de bandas de deslizamiento persistentes (PSBs) en la matriz.

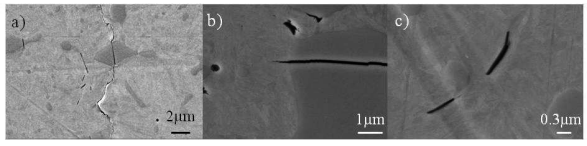


Figura 7. Daño localizado en la matriz de las probetas del acero 1.2379, en los alrededores de los carburos primarios.

Dougherty y col. [13] estudiaron el fenómeno de cierre de fisuras de fatiga en un acero de tipo 1070M, con una microestructura de martensita revenida. Estos autores asociaron el fenómeno de relajación de tensiones que tiene lugar a bajas amplitudes de deformación con la formación de bandas de deslizamiento. Así mismo, constataron que en ausencia de tensiones localizadas y elementos concentradores de deformación, las bandas de deslizamiento son zonas preferenciales de inicio de fisuras. Esta observación de Dougherty y col. [13] es particularmente pertinente en el caso de los aceros de herramienta de trabajo en frío. La fractura de los carburos primarios bajo tensiones cíclicas inferiores a σ^{RC} podría entonces, ser debida a la localización de la deformación en la matriz martensítica alrededor de los carburos, puesto que la tensión puede magnificarse localmente alrededor de ellos.

Mughrabi [14] postuló que en condiciones de carga cíclica, el proceso de daño predominante es el de la formación de bandas de deslizamiento persistentes que son, a su vez, las responsables del inicio de las fisuras de fatiga. Esta observación podría explicar los valores similares de $\Delta\sigma^{fat}$ en los aceros 1.2379 y UNIVERSAL, ya que sus matrices metálicas contienen martensita revenida de dureza equivalente. Por consecuente, la poca diferencia entre el comportamiento a fatiga de estos dos aceros se debería al hecho que sus matrices son similares. Por el contrario, los valores distintos de σ^R de los aceros 1.2379 y UNIVERSAL pueden explicarse porque la respuesta mecánica bajo carga monotónica está gobernada por las propiedades de los carburos primarios.

5. CONCLUSIÓN

En base a los resultados de rotura y fatiga, así como las observaciones fractográficas y micrográficas de las probetas ensayadas, este estudio ha permitido mostrar que los mecanismos de nucleación de fisuras bajo carga cíclica y monotónica son distintos. El papel de cada uno de los constituyentes del acero de herramienta, es decir los carburos primarios y la matriz de martensita revenida, así como su interacción durante el proceso de nucleación de fisuras, han sido identificados de la forma siguiente:

- Bajo carga monotónica, la nucleación de fisuras se ha asociado a los carburos primarios rotos cuando las tensiones aplicadas superan su resistencia a fractura. Los aceros de herramienta que poseen carburos más tenaces, pequeños y distribuidos de manera más homogénea en la matriz, presentan resistencias a rotura más elevadas
- Bajo carga cíclica, el origen de fractura también se ha identificado en los carburos primarios. Sin embargo, las tensiones aplicadas a fatiga son inferiores que el umbral de fractura de los carburos y, por lo tanto, su rotura debe asociarse con la presencia de zonas afectadas por daño cíclico en la matriz de su alrededor. El daño en la matriz metálica ha sido corroborado experimentalmente y atribuido a fenómenos de deformación localizada en la martensita revenida. Los carburos primarios pueden magnificar localmente las tensiones de la matriz de su alrededor, dando lugar a zonas de deformación localizada donde las fisuras se pueden iniciar de forma preferencial, y propagar a través de la microestructura con la evolución del ensayo de fatiga.
- Por último, el comportamiento similar, a fatiga, de los aceros 1.2379 y UNIVERSAL se ha atribuido al hecho que sus matrices metálicas son parecidas, mientras que las diferentes propiedades mecánicas y morfológicas de sus carburos primarios determinan los distintos comportamientos observados bajo carga monotónica.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al Ministerio de Industria, Turismo y Comercio de España la financiación del proyecto CENIT-Forma0 al cual se circunscribe este trabajo.

REFERENCIAS

[1] Berns, H., Trojahn, W., *Einfluss der Wärmebehandlung auf das Ermüdungsverhalten ledeburitischer Kaltarbeitsthäle*, VDI-Z, 1985, 127 (22), pp. 889-892.

[2] Berns, H., Lueg, J., Trojahn, W., Wähling, R., Wisell, H., *The fatigue behavior of conventional and powder metallurgical high speed steels*, Powder Metall Int, 1987, 19, pp. 22-26.

[3] Fukaura, K., Yokoyama, Y., Yokoi, D., Tsuji, N., Ono, K., *Fatigue of cold work tool steels: effect of heat treatment and carbide morphology on fatigue crack formation, life and fracture surface observations*, Met Mat Trans A, 2004, 35A, pp. 1289-1300.

[4] Shiozawa, K., Lu, L., Ishihara, S., *S-N curve characteristics and subsurface crack initiation in ultra-long life fatigue of a high carbon-chromium bearing steel*, Fatigue Fract Engng Mater Struct, 2002, 24, pp. 781-790.

[5] Shiozawa, K., Lu, L., *Very high-cycle fatigue behavior of shot peened high carbon-chromium bearing steel*. Fratigue Fract Engng Mater Struct, 2022, 25, pp. 813-822.

[6] Shiozawa, K., Morii, Y., Nishino, S., Lu, L., *Subsurface crack initiation and propagation mechanisms in high-strength steel in a very high cycle fatigue regime*, JSME Int Journal A, 2006, 49(1), pp. 1-10.

[7] Sohar, C.R., Betzwar-Kotas, A., Gierl, C., Weiss, B., Danninger, H., *Gigacycle fatigue behavior of a high chromium alloyed cold work tool steel*, Int Journal Fat, 2008, 30, pp. 1137-1149.

[8] Sohar, C.R., Betzwar-Kotas, A., Gierl, C., Weiss, B., Danninger, H., *Fractographic evaluation of gigacycle fatigue crack nucleation and propagation of a high Cr alloyed cold work tool steel*, Int Journal Fat, 2008, 30, pp. 2191-2199.

[9] Sohar, C.R., Betzwar-Kotas, A., Gierl, C., Weiss, B., Danninger, H., *Influence of residual stresses on gigacycle fatigue response of high chromium cold work tool steels*, Mat.-wiss. U. Werkstofftech., 2008, 39(3), pp. 248-256.

[10] Picas, I., Hernández, R., Casellas, D., Casas, B., Valls, I., "Mechanical performance of cold forming tools", *8th International Tooling Conference*, Aachen, pag. 1037-1048, 2009.

[11] Casellas, D., Caro, J., Molas, S,. Prado, J.M., Valls, I., *Fracture toughness of carbides in tool steels evaluated by nanoindentation*, Acta Mater, 2007, 55, pp. 4277-4286.

[12] Rammerstorfer, F.G., Plankensteiner, A.F., Fischer, F.D., Antretter, T., *Hierarchical models for simulating the mechanical behavior of heterogeneous materials: an approach to high speed tool steel*, Mat Sci Engng, 1999, A259, pp. 73-84.

[13] Dougherty, J.D., Srivatsan, T.S., Padovan, J., *Cyclic stress response, strain resistance and fracture behavior of modified 1070 steel*, Engng Fract Mech, 1996, 53, pp. 589-547.

[14] Mughrabi, H., *On "multi-stage" fatigue life diagrams and relevant life-controlling mechanisms in ultrahigh-cycle fatigue*, Fatigue Fract Engng Mater Struct, 2002, 25, pp. 755-764.

FRACTURA POR CORROSIÓN DE UN COMPONENTE DE ACERO INOXIDABLE AISI 316L DEBIDA A LA PRESENCIA DE FASE SIGMA GENERALIZADA

O. Conejero[1]; E. Mielgo[2]

[1] ITMA Materials Technology, Área de Siderometalurgia
C/ Calafates, 11. P.E.P.A. 33417 Avilés
E-mail: o.conejero@itma.es

[2] ITMA Materials Technology, Área de Siderometalurgia
C/ Calafates, 11. P.E.P.A. 33417 Avilés
E-mail: e.mielgo@itma.es

RESUMEN

La fase sigma, una de las más estudiadas y probablemente la más indeseable en los aceros inoxidables, causa pérdida de ductilidad, tenacidad y resistencia a la corrosión en estos materiales.
Los aceros inoxidables austeníticos AISI 316L contienen molibdeno en su composición, y son susceptibles a la precipitación de esta fase intermetálica. Dado que la formación de la fase sigma se produce a temperaturas comprendidas entre los 600 y los 1000 ºC, es necesario que el acero haya sufrido un tratamiento térmico o un proceso de soldeo para que presente este tipo de fenómeno.
Se ha llevado a cabo el estudio de la fractura de un componente de acero inoxidable AISI 316L en un servicio en contacto con ácido sulfúrico al 10%. El estudio del fallo reveló la presencia de fase sigma en el material de partida, lo que ocasionó una pérdida de resistencia a la corrosión que dio lugar a la fractura del componente.

ABSTRACT

Sigma phase is one of the most studied and undesirable intermetallic phases in stainless steels, and it causes losses in ductility, toughness and corrosion resistance.
AISI 316L austenitic stainless steels contain some amount of molybdenum, and they are susceptible to the precipitation of this intermetallic phase. As sigma phase formation takes place at temperatures between 600 and 1000 ºC, being this phenomenon usually associated to a heat treatment or a welding procedure.
An AISI 316L stainless steel fractured part, during a service in contact with a solution of 10% sulfuric acid was analyzed. The results revealed the presence of sigma phase in the bulk material, which caused a serious loss of corrosion resistance and resulted in the fracture of the part.

PALABRAS CLAVE: Fase sigma, Corrosión, Aceros Inoxidables

1. INTRODUCCIÓN

La fase sigma es una de las fases intermetálicas más perjudiciales y posiblemente la más estudiada en los aceros inoxidables. Esta fase puede precipitar en los aceros inoxidables austeníticos, ferríticos y dúplex.

La precipitación de la fase sigma provoca en el acero inoxidable una pérdida de ductilidad, tenacidad y resistencia a la corrosión. La pérdida de resistencia a la corrosión se produce debido a que la fase capta cromo y molibdeno de la matriz, haciendo al material susceptible a la corrosión

selectiva de una forma similar a la sensibilización [1, 2].

Existe abundante literatura que documenta la pérdida de resistencia a la corrosión que provoca la fase sigma en los aceros inoxidables dúplex. Sin embargo, la precipitación de la fase sigma en el acero inoxidable austenítico AISI 316L es un fenómeno que también provoca fallos en componentes en servicio.

Se ha estudiado un componente de acero inoxidable AISI 316L que presentó una fractura por desintegración. El componente estuvo sometido a un servicio en contacto con ácido sulfúrico al 10%, a temperaturas de 50 ºC, y presentó fractura frágil en varias zonas, tal y como se observa en la Figura 1, con un aspecto esponjoso.

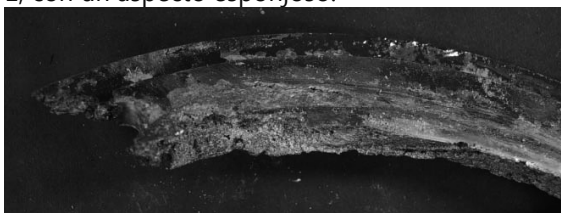


Figura 1. Zona de fractura del componente de acero inoxidable AISI 316L.

2. ANÁLISIS QUÍMICO

Se llevó a cabo un análisis químico del material, por medio de espectroscopía de emisión atómica. Los resultados concuerdan con la especificación del acero, tal y como se puede comprobar en la Tabla 1.

Tabla 1. Composición química del componente (% en peso)

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo
A	0.03 *	1.0 *	2.0 *	0.045 *	0.03 *	16-18	10-14	2-3
B	0.02	0.4	1.2	0.028	0.003	17.1	10.2	2.1

*Valores máximos. A = AISI 316L; B = Muestra del componente

3. ESTUDIO POR MICROSCOPÍA ELECTRÓNICA DE BARRIDO

Se llevó a cabo un estudio por medio de un microscopio electrónico de barrido, con el fin de observar tanto la superficie de fractura del componente, como su microstructura.

En la Figura 2 se puede observar la superficie de fractura del componente. El aspecto esponjoso advertido en la observación visual previa se debe a la fractura en forma de láminas.

Figura 2. Superficie de fractura del componente

Para realizar el estudio metalográfico se extrajo una muestra de una sección transversal del componente, que se embutió en resina protectora de bordes, se desbastó, pulió y atacó con ácido oxálico para revelar su microstructura. Esta muestra se observó en el microscopio electrónico de barrido y se analizó por medio de un espectrómetro de energías dispersivas de rayos X.

La observación reveló la presencia generalizada de una fase intermetálica, tal y como se puede observar en la Figura 3. En la Tabla 2 se recogen los análisis químicos de la fase intermetálica y de la fase matriz (respectivamente, puntos 1 y 2 en la figura). Se puede apreciar que la fase intermetálica (espectro 1) es más rica en cromo y molibdeno y más pobre en níquel que la matriz (espectro 2).

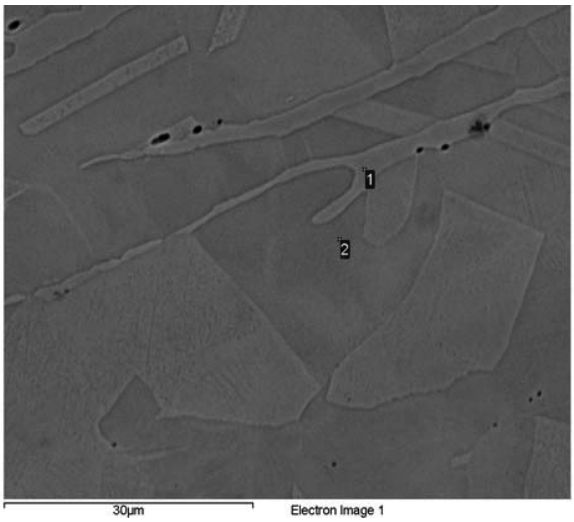


Figura 3. Microstructura del componente, con presencia de fase sigma.

Tabla 2. Análisis químicos correspondientes a la Figura 3 (% en peso).

	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo
1	-	23.9	1.2	66.1	4.5	4.3
2	0.6	18.1	1.1	68.4	9.7	2.2

En la Figura 4 se muestra otra imagen tomada en una zona de la superficie de la muestra. Aquí se puede ver claramente el avance de la corrosión a lo largo de las intercaras de la fase intermetálica. Los análisis químicos correspondientes a esta figura se muestran en la Tabla 3, y revelan el enriquecimiento en cromo y molibdeno de la fase intermetálica (espectros 1 y 3) así como el empobrecimiento de las regiones adyacentes en estos mismos elementos.

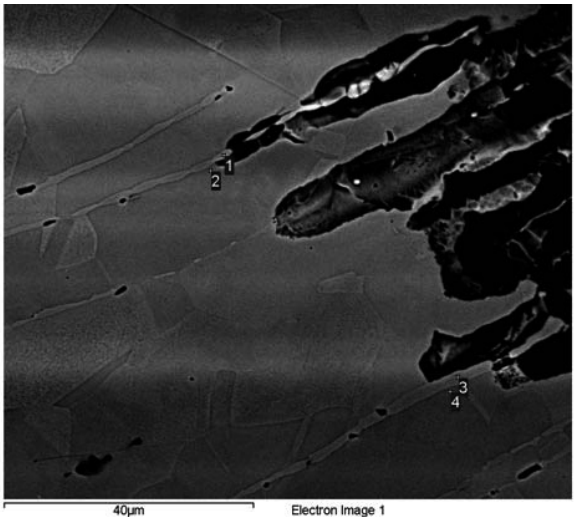


Figura 4. Zona de la superficie del componente analizado

Tabla 3. Análisis químicos correspondientes a la Figura 4 (% en peso).

	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo
1	0.5	24.2	0.9	65.7	4.5	4.2
2	0.6	17.7	1.5	67.6	10.0	2.7
3	0.5	23.8	1.1	65.3	4.7	4.6
4	0.6	18.3	1.6	67.6	9.4	2.5

Con el fin de identificar la fase intermetálica, se realizó un ataque con ferricianuro potásico a una de las probetas pulidas. Con este ataque se revela la fase sigma en color azulado y la ferrita delta en color marrón. En la Figura 5 se muestra una de las micrografías, en las que se pudieron apreciar tonalidades azuladas y amarronadas en las fases intermetálicas. Esto demuestra que la fase intermetálica está formada por ferrita delta en transformación a fase sigma.

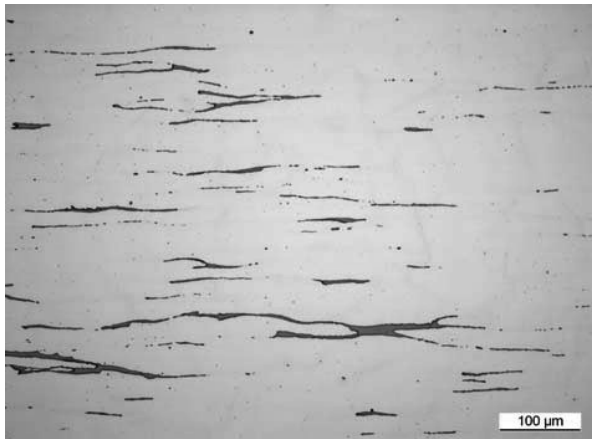


Figura 5. Estudio metalográfico; ataque con ferricianuro potásico.

4. DISCUSIÓN DE RESULTADOS

La muestra estudiada presenta un grave deterioro por corrosión que produjo una estructura muy porosa y frágil. La composición química del material es correcta y cumple con la especificación AISI 316L, pero su microstructura presenta abundante precipitación de una fase intermetálica rica en cromo y molibdeno.

El componente trabaja en un medio agresivo de ácido sulfúrico al 10%, razón por la cual se seleccionó un acero inoxidable austenítico AISI 316L. Sin embargo, la fase intermetálica aparecida empobrece a la matriz en los elementos de aleación necesarios para proteger al material en este medio (cromo y molibdeno), por lo que el metal sufre un ataque selectivo por corrosión que da lugar a una fuerte porosidad que termina provocando la fractura frágil del material. La superficie de fractura tiene una morfología laminar, debido a que la corrosión avanza a lo largo de las intercaras de la fase intermetálica, formando láminas sueltas de material que dan lugar a la fragilización y fractura del mismo.

La fase sigma se origina a temperaturas comprendidas entre los 600 y los 1000 ºC [3], aunque este rango puede variar algo con la composición y el procesado del material. Los tiempos más cortos de formación suelen darse entre los 700 y los 810 ºC [4]. Además, esta fase se origina de forma preferente en las intercaras ferrita/austenita [5-7].

El contenido en molibdeno de la fase sigma en aceros inoxidables austeníticos depende del tiempo de envejecimiento. Cuando se incrementa el tiempo de envejecimiento se produce un enriquecimiento en molibdeno [7]. Además del molibdeno, la fase es rica en cromo, por lo que su formación requiere la redistribución de los elementos de aleación, que debe tener lugar por medio de difusión sustitucional [8] desde las áreas adyacentes [9].

Se han reportado composiciones de la fase sigma en aceros AISI 316 con contenidos del 44% Fe, 29.2 % Cr y 8.3 % Mo [10]. En el estudio llevado a cabo en este trabajo, la composición no alcanza valores tan elevados en los citados elementos de aleación, por lo que la fase intermetálica se puede identificar como ferrita delta en transformación a fase sigma.

Como esta fase se encontró de forma generalizada en el material, y dado que el componente en servicio no superó los 50 ºC de temperatura, tuvo que haberse originado durante la fabricación del mismo, por lo que el componente se suministró con este defecto microstructural, que fue el que causó la desintegración del mismo en contacto con el medio agresivo de trabajo.

Los aceros inoxidables requieren un tratamiento térmico de recocido posterior si su fabricación implica someterlos a temperaturas elevadas. Un tratamiento de recocido entre 1050 y 1100 ºC redisuelve las diferentes fases y carburos que se hubieran formado y si, a continuación, se realiza un enfriamiento rápido en agua por ejemplo, resulta una microstructura homogénea libre de fases no deseadas. Un proceso de fabricación deficiente puede dar lugar, como en el caso objeto de este estudio, a una microstructura perjudicial para el servicio al que va a ser sometido el material [11].

5. CONCLUSIONES

El estudio llevado a cabo puso de manifiesto la influencia de la fase sigma sobre la resistencia a la corrosión de los aceros inoxidables austeníticos. Se encontró abundante precipitación de ferrita delta en transformación a fase sigma en el material de estudio, que finalmente sufrió una fractura frágil por desintegración. La fase intermetálica se originó durante la fabricación del componente, y ha sido esa microstructura defectuosa la que ocasionó el fallo en servicio.

REFERENCIAS

[1] Villanueva DME, Junior FCP, Plaut RL, Padilha AF. Comparative study on sigma phase precipitation of three types of stainless steels: austenitic, superferritic and duplex. Materials Science and Technology 2006;22(9):1098-104.

[2] Chaves R, Costa I, de Melo HG, Wolynec S. Evaluation of selective corrosion in UNSS31803 duplex stainless steel with electrochemical impedance spectroscopy. Electrochimica Acta 2006;51(8-9):1842-6.

[3] Pohl M, Storz O, Glogowski T. Effect of intermetallic precipitations on the properties of duplex stainless steel. Materials Characterization 2007;58(1):65-71.

[4] Davis JR. Stainless Steels (ASM Specialty Handbook). ASM International; 1995.

[5] Meszaros I, Szabo PJ. Complex magnetic and microstructural investigation of duplex stainless steel. Ndt & E International 2005;38(7):517-21.

[6] Dobranszky J, Szabo PJ, Berecz T, Hrotko V, Portko M. Energy-dispersive spectroscopy and electron backscatter diffraction analysis of isothermally aged SAF 2507 type superduplex stainless steel. Spectrochimica Acta Part B-Atomic Spectroscopy 2004;59(10-11):1781-8.
[7] Michalska J, Sozanska M. Qualitative and quantitative analysis of sigma and chi phases in 2205 duplex stainless steel. Materials Characterization 2006;56(4-5):355-62.
[8] Schwind M, Kallqvist J, Nilsson JO, Agren J, Andren HO. sigma-phase precipitation in stabilized austenitic stainless steels. Acta Materialia 2000;48(10):2473-81.
[9] Korb LJ. Corrosion. ASM International; 1987.
[10] Marshall P. Austenitic Stainless Steels: Microstructure and Mechanical Properties. Springer; 1984.
[11] Conejero O, Palacios M, Rivera S. Premature corrosion failure of a 316L stainless steel plate due to the presence of sigma phase. Engineering Failure Analysis 2009;16(3):699-704.

INFLUENCIA DE LA TEMPERATURA DE RECOCIDO EN EL COMPORTAMIENTO A FRACTURA DE UN ACERO DP600 DURANTE EL ENSAYO HET.

J. M. Artímez[1], F. J. Belzunce[2]

[1] Fundación ITMA, Parque Empresarial Principado de Asturias, 33417 Avilés.
j.artimez@itma.es

[2] Departamento de Ciencia de los Materiales, Universidad de Oviedo, Campus Universitario, 33203 Gijón.
belzunce@uniovi.es

RESUMEN

Los aceros duales forman parte de la primera generación de aceros avanzados de alta resistencia (AHSS). Son aceros con composiciones químicas muy simples cuyas excelentes propiedades mecánicas y de conformabilidad se deben a configuraciones microestructurales específicas que se obtienen mediante recocido continuo del producto laminado en frío o directamente mediante laminación en caliente. Además, tienen buena soldabilidad y aptitud al galvanizado lo que explica su fuerte implantación en el sector de automoción.
Una de las propiedades más importantes de los aceros destinados a este sector es su aptitud a la conformabilidad de las superficies de corte. Es bien conocido que esta propiedad mejora de forma significativa a medida que aumenta la homogeneidad microestructural. Se presenta en este trabajo una aparente excepción a esta correlación que pone de manifiesto cómo cada parámetro del tratamiento térmico de recocido juega un papel crítico en las propiedades finales de estos aceros. En concreto, se analiza el comportamiento de un acero DP600 sometido a diferentes tratamientos térmicos de revenido. Se ha podido comprobar que la conformabilidad de las superficies de corte disminuye al aumentar la temperatura de revenido de 200 a 300 ºC y que este comportamiento está asociado al empleo de una temperatura de recocido intercrítica próxima a la temperatura de máxima solubilidad del carbono en la ferrita.

ABSTRACT

Dual-Phase Steels belong to the so called first generation of Advanced High Strength Steels (AHSS). These steels, which are usually obtained by continuous annealing of cold rolled sheet, have very simple chemical compositions and excellent mechanical and formability properties which can be explained by their unique microstructural features. Furthermore, they can be easily welded and galvanized which explains that these steels are being used more and more in the automotive industry.
Edge formability, which is usually measured by stretching a punched hole until fracture, is one of the most important properties describing the formability of steel sheets; especially those used in the automotive industry. It is well known that this property improves as microstructure homogeneity increases. This paper presents an apparent exception to this correlation and shows how each parameter of the continuous annealing cycle plays a critical role in the final properties of these steels. In particular, the behavior of a DP600 steel submitted to different tempering temperatures is analyzed. It is shown that, contrary to expectations, edge formability decreases with increasing tempering temperature from 200 to 300 º C. This behavior can be explained by the use of an annealing temperature very close to that of maximum carbon solubility in ferrite.

PALABRAS CLAVE: DP600, recocido continuo, HET.

1. INTRODUCCIÓN

Los aceros duales ferrito-martensíticos pertenecen a la llamada primera generación de aceros avanzados de alta resistencia (AHSS). Son aceros con composiciones químicas muy sencillas y con muy buenas propiedades mecánicas y de conformabilidad; además se pueden soldar y galvanizar con relativa facilidad lo que explica su fuerte introducción en el sector de la automoción. Estos materiales pertenecen a la familia de aceros de alta y ultra alta resistencia y destacan por sus elevados coeficientes de endurecimiento y porque no presentan palier de fluencia por lo que su aptitud al conformado, en general, y al conformado por estirado en particular,

es excelente. Estos aceros se suelen emplear para la fabricación de componentes estructurales y del chasis en los que se requiera elevada absorción de energía durante un eventual impacto.

Las propiedades de estos aceros se pueden explicar teniendo en cuenta su microestructura, constituida fundamentalmente por martensita en una matriz de ferrita. Esta configuración microestructural se suele obtener mediante recocido en continuo de chapa laminada en frío. Descrito de forma muy simple, el tratamiento habitual consiste en un calentamiento hasta el dominio bifásico austenita-ferrita seguido de un enfriamiento lo suficientemente rápido como para que la austenita se transforme principalmente en martensita. Esta transformación está asociada a un aumento de volumen que genera en la matriz ferrítica un elevado estado de tensiones residuales y una elevada densidad de dislocaciones de elevada movilidad y que son responsables del bajo límite elástico y de la ausencia del palier de fluencia de estos aceros. A su vez, la presencia de este microconstituyente de elevada dureza en la matriz ferrítica es responsable de un elevado endurecimiento plástico y explica los bajos valores de la relación "limite elástico/carga de rotura" de estos materiales.

El contenido de martensita, comprendido normalmente entre el 5 y el 20 %, así como su contenido en carbono, su morfología y distribución dependen de numerosos factores aunque la composición química y los parámetros del tratamiento térmico de recocido juegan un papel crítico. Estos parámetros no sólo influyen en la naturaleza del constituyente secundario (además de martensita, estos aceros pueden contener pequeños porcentajes de bainita y de austenita retenida) sino también en la matriz ferrítica que puede ser de naturaleza compleja. Así, para una determinada composición química, en función de la temperatura de recocido empleada y de la ruta de enfriamiento aplicada, la microestructura final puede contener diferentes tipos de ferrita (intercrítica, alotriomórfica, epitaxial o bainítica, por ejemplo) con diferentes contenidos de carbono. En función del poder anticarburígeno de la aleación y del ciclo de recocido empleado, la microestructura puede contener pequeños porcentajes de austenita retenida. La configuración microestructural puede resultar relativamente compleja y muy sensible a la composición química y a los parámetros del tratamiento térmico.

Uno de los puntos débiles de estos aceros es su relativamente baja aptitud al conformado de las superficies de corte. Esta propiedad se suele determinar mediante el ensayo del agujero extruido o expandido (HET: Hole Expansion/Extrusion Test). Esta es una propiedad muy importante en el sector de automoción dada la necesidad de conformar piezas con geometrías relativamente complejas que contienen superficies generadas por diferentes procesos de corte. Mediante este ensayo es posible predecir la sensibilidad del acero durante el conformado de la pieza a los defectos originados en la superficie corte. Se han realizado numerosos estudios sobre la conformabilidad de las superficies de corte en aceros convencionales y en aceros duales y con efecto TRIP con diferentes composiciones y microestructuras. En general, se ha demostrado que el parámetro HE (que expresa el máximo incremento del diámetro del agujero con respecto al diámetro inicial sin que se produzca una fractura) disminuye claramente con la resistencia en el caso de los aceros convencionales hasta resistencias del orden de los 700 MPa y, partir de este valor, dicho parámetro parece no ser tan sensible a la resistencia del acero [1]. Esta relación se ha asociado a la mayor sensibilidad de los aceros más duros a las entallas que en mayor o menor medida se generan en la mecanización de la superficie de corte. También se ha observado cómo el parámetro HE crece al aumentar el coeficiente de anisotropía normal "r", es decir, a medida que disminuye la tendencia al adelgazamiento de la chapa durante su deformación (téngase en cuenta que el ensayo del agujero extruido induce en la superficie de corte un estado tensional casi uniaxial). Sin embargo, en el caso de los aceros pertenecientes a la familia de aceros avanzados de alta resistencia, la relación entre HE y la resistencia no está tan clara, lo que pone de manifiesto que la configuración microestructural de estos aceros juega un papel muy relevante en el comportamiento del material durante dicho ensayo. Lo que ya se ha demostrado es que dicha propiedad mejora al aumentar la homogeneidad microestructural y al disminuir la relación de durezas entre el constituyente secundario y la matriz; algo que se puede explicar teniendo en cuenta que el daño microestructural comienza a producirse preferentemente entre los granos de martensita y la matriz y entre los granos de martensita situados en las bandas de segregación [2-10]. Una posibilidad de aumentar la homogeneidad de este tipo de aceros es aumentando la dureza de la matriz o disminuyendo la del constituyente secundario. Lógicamente, una forma sencilla de disminuir la dureza del constituyente secundario es aplicando tratamientos térmicos de revenido lo que puede suponer una mejora del parámetro HE del 100 % en aceros DP600 [11].

En el presente trabajo se muestra la evolución de la conformabilidad de las superficies de corte de un acero dual ferrito-martensítico DP600, con un 18 % de martensita, en función de la temperatura de revenido. Se ha podido comprobar cómo el parámetro HE mejora de forma significativa cuando se aplica un revenido a 200 ºC pero, contrariamente a lo esperado, vuelve a los valores del material sin revenir cuando la temperatura de revenido aplicada es de 300 ºC. Como se ha comentado anteriormente, la microestructura final de estos aceros es fuertemente dependiente de cada parámetro del tratamiento térmico y se ha demostrado que la razón de este comportamiento está asociada al empleo de una temperatura de recocido próxima a la de la máxima solubilidad del carbono en la ferrita intercrítica.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.

En la tabla 1 se muestra la composición del acero de la calidad DP600 sobre el que se ha realizado el estudio.

Tabla 1. Composición química del acero DP600 (% en peso).

C	Si	Mn	P	S	Al	N
0,13	0,40	0,90	0,011	0,0040	0,05	0,0035

La chapa de acero, en estado de laminación en frío y con un espesor de 1.1 mm, fue sometida en un simulador de recocido continuo al tratamiento térmico que se muestran en la figura 1.

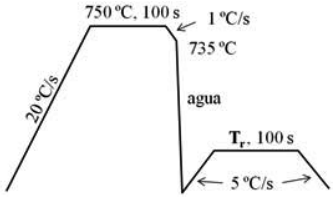


Figura 1. Tratamientos térmicos aplicados sobre la chapa deformada en frío.

Sobre cada material se hicieron agujeros por punzonado con un diámetro inicial "d" decreciente. Las chapas fueron colocadas con las rebarbas del punzonado hacia arriba y sujetadas por una brida con la geometría indicada en la figura 2. Los agujeros fueron entonces deformados con un punzón, con un diámetro de 50 mm y un extremo cónico con un ángulo de 15º, siendo el desplazamiento del mismo de abajo hacia arriba. El ensayo consiste en abrir los agujeros con un diámetro inicial "d" cada vez más pequeño hasta que se produce una fractura del material en todo el espesor. El valor HE se calcula a partir de dicho diámetro según la expresión (1).

$$HE = (D-d)/d \quad (1)$$

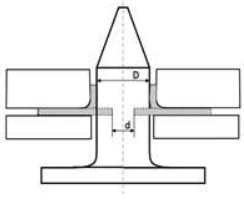


Figura 2. Configuración del ensayo para la determinación del parámetro HE

También se realizaron ensayos de tracción sobre probetas mecanizadas en la dirección longitudinal de laminación con una longitud inicial calibrada de 80 mm. Los materiales también fueron caracterizados mediante microscopía óptica y electrónica de barrido tras un procedimiento convencional de desbaste, pulido y ataque químico realizado en la sección longitudinal de laminación. El objetivo de este análisis fue conocer la naturaleza y contenido del constituyente secundario. Se realizó un estudio similar sobre las probetas sometidas al ensayo HET con el fin de conocer los mecanismos de generación y propagación del daño microestructural. También se midió la microdureza de la matriz y del constituyente secundario con un ultramicrodurómetro.

3. ANÁLISIS DE RESULTADOS y DISCUSIÓN.

En la figura 1 se muestran las curvas de tracción ingenieriles de los tres materiales y en la tabla 2 se resumen las propiedades mecánicas del acero en función del tratamiento térmico. El porcentaje de martensita de estos aceros era del 18%.

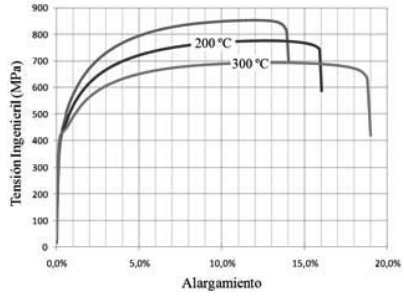


Figura 3. Evolución de las curvas de tracción con la temperatura de revenido.

Tabla 2. Evolución de las propiedades mecánicas y de la microdureza de la martensita y de la ferrita en función de la temperatura de revenido

T_r (ºC)	R_e MPa	R_m MPa	R_e/R_m	A_u %	A_{80} %	n_{4-12}	HE %	F HV	M HV	M/F
25	450	850	0,53	11,4	13,5	0,16	22	198	622	3,1
200	425	770	0,55	12,1	15,6	0,17	49	134	620	4,6
300	435	690	0,63	13,0	18,4	0,15	28	132	441	3,3

Como es lógico, la carga de rotura disminuye de forma notable con la temperatura de revenido. Su disminución es lineal con la temperatura de revenido y sigue la expresión (2), similar a la reportada por otros autores [11, 12].

$$R_m = 850\text{-}0.57\,(T_r\text{-}25); \ T_r \text{ en ºC} \quad (2)$$

El límite elástico apenas varía (nótese, en la figura 3, que tras el revenido de 300 ºC se comienza a apreciar el palier de fluencia). De este modo, la relación R_e/R_m aumenta así como el alargamiento total y el uniforme, como era de esperar. Nótese que el coeficiente de endurecimiento aumenta ligeramente en el material revenido a 200 ºC y disminuye en el caso del material revenido a 300 ºC. Esto se puede explicar teniendo en cuenta que a 200 ºC se produce un ablandamiento muy importante de la fase matriz y que la martensita mantiene la misma dureza. Cuando la temperatura de revenido aumenta hasta los 300 ºC la ferrita ya no experimenta un ablandamiento adicional pero sí se aprecia un ablandamiento significativo de la martensita. En la misma tabla se exponen los resultados del ensayo HET y se puede apreciar que el valor de HE aumenta de

forma muy notable cuando se aplica al material un revenido a 200 ºC pero disminuye casi hasta el valor de partida cuando se aplica el revenido a 300 ºC. Este comportamiento es muy diferente del que reportan Fang et al. [11] sobre un acero DP600 con una composición química similar (0.13C–0.85Mn) al que se ha investigado en el presente trabajo. Sobre dicho acero se aplicó un ciclo de recocido similar al mostrado en la figura 1 pero empleando una temperatura de recocido de 780 ºC lo que da lugar a la formación de un 28 % de martensita. En dicho trabajo se muestra que el parámetro HE aumenta con la temperatura de revenido hasta los 300 ºC y se mantiene prácticamente constante para temperaturas superiores.

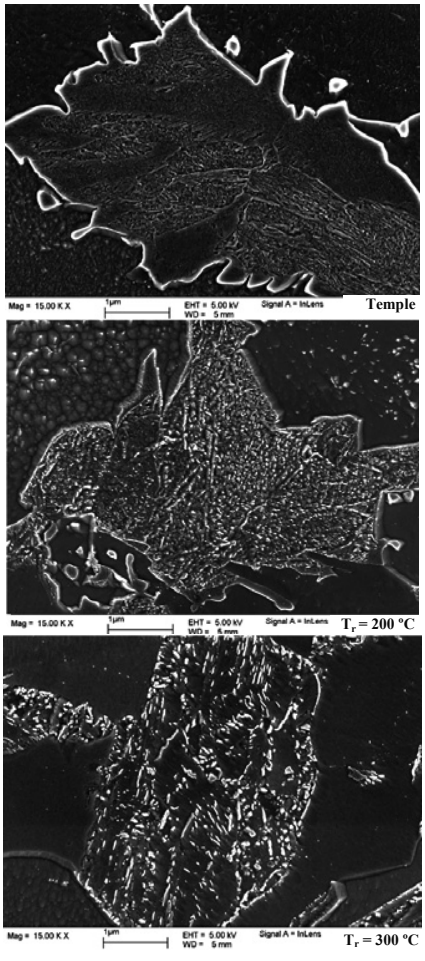


Figura 4: Evolución del constituyente secundario en función de la temperatura de revenido.

En la figura 4 se puede apreciar la evolución del constituyente secundario en función de la temperatura de revenido. Nótese la fina precipitación que se aprecia en la martensita revenida a 200 ºC y cómo dicha precipitación es más grosera a 300 ºC y también cómo da lugar a la formación de carburos con morfologías aciculares.

En la figura 5 se muestra la evolución de la fase matriz con la temperatura de revenido. En la microestructura de temple no se aprecia ninguna precipitación en la ferrita. En el material revenido a 200 ºC se puede apreciar una precipitación muy fina de cementita en la ferrita. Al aumentar la temperatura de revenido hasta los 300 ºC se puede observar que se ha producido un engrosamiento muy significativo de estos carburos que adquieren, además, morfologías aciculares. Esta precipitación tiene lugar preferentemente en la ferrita intercrítica (granos de mayor tamaño) pero no en la ferrita que se forma como consecuencia de la descomposición parcial de la austenita durante la etapa de enfriamiento lento del recocido (1ºC/s, véase la figura 1).

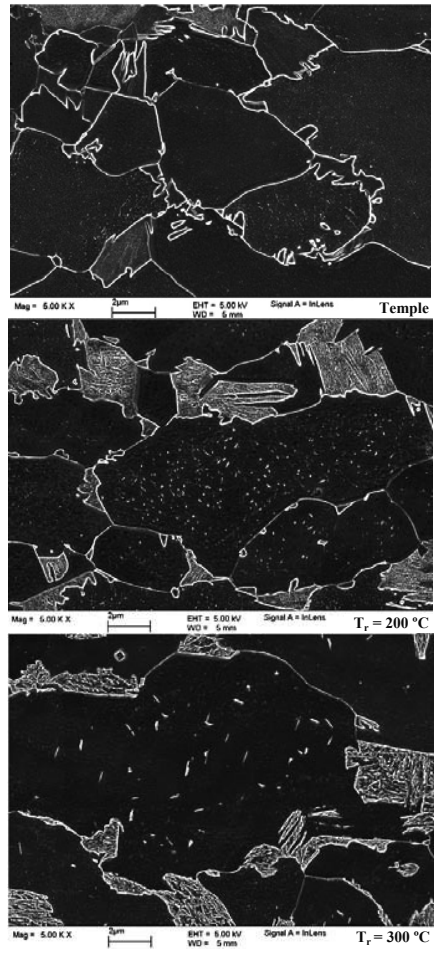


Figura 5: Evolución de la matriz en función de la temperatura de revenido.

Se hizo una simulación con el software de equilibrios termodinámicos ThermoCalc con el fin de conocer la evolución del contenido de carbono de la ferrita en el dominio bifásico austenita-ferrita. El resultado se puede observar en la figura 6. Nótese que la temperatura de recocido empleada (750 ºC), así como la temperatura de temple (735 ºC), se sitúan en el rango de la máxima solubilidad del carbono en la ferrita lo que explica la precipitación que se aprecia en la ferrita intercrítica en

los materiales envejecidos a 200 y 300 ºC. En el análisis microestructural realizado sobre las probetas sometidas al ensayo HET se pudo comprobar que, en el caso del material en estado de temple se observa una elevada densidad de microhuecos que se forman preferentemente entre los granos de martensita y entre la martensita de elevada dureza y la matriz. En la figura 7 se muestra un detalle de la localización de dos de estos microhuecos.

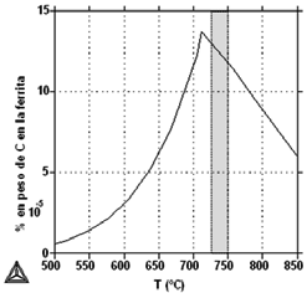


Figura 6: Evolución estimada mediante la aplicación ThermoCalc del contenido en C de la ferrita en función de la temperatura de recocido.

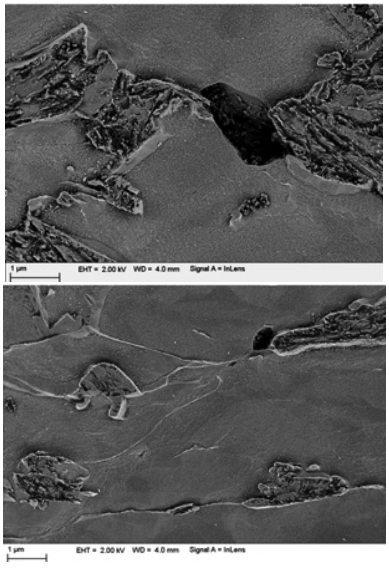


Figura 7: Acero en estado de temple. El daño interno se comienza a producir preferentemente entre granos de martensita (sup) y entre la martensita y la ferrita (inf).

En el caso del material revenido a 200 ºC se pudo apreciar una menor densidad de este tipo de defectos lo que no se puede explicar en virtud de una menor diferencia de durezas entre la martensita y la ferrita (véase la tabla 2). La formación de los microhuecos entre el constituyente duro y la fase matriz puede estar también muy influenciada por las tensiones residuales que se generan en la ferrita como consecuencia de la expansión asociada a la transformación martensítica. El revenido a 200 ºC puede aliviar este estado tensional y dificultar la nucleación de estos microhuecos. Sin embargo, como consecuencia de la formación de cementita grosera y de morfología acicular que tiene lugar durante el envejecimiento a 300 ºC, se pudo observar una elevada densidad de microhuecos formados en la interfase cementita-ferrita y especialmente cuando dicha precipitación tiene lugar en los bordes de grano. En la figura 8 se muestra, a modo de ejemplo, varios detalles de este tipo de microdaño que no se produce en el caso de los otros dos aceros y que explica el peor comportamiento del material envejecido a 300 ºC

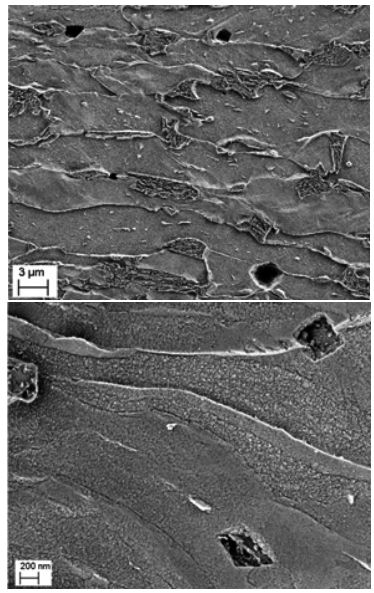


Figura 8: Acero revenido a 300 ºC. El daño se produce también en la interfase ferrita-cementita.

En el caso del acero analizado por Fang et al. [11] se empleó una temperatura intercrítica mayor (780 ºC), por lo que la ferrita intercrítica no resulta estar tan saturada en carbono como la que se ha analizado en el presente trabajo. En el caso del acero objeto del presente trabajo, el empleo de una temperatura de revenido de 300 ºC no da lugar a una mayor homogeneidad microestructural desde el punto de vista de la relación de durezas entre la martensita y la matriz como consecuencia del ablandamiento tan importante que experimenta la ferrita sobresaturada de carbono en el estado de temple, pero sí se produce una disminución de la resistencia importante, por lo que cabría esperar un mejor comportamiento del acero durante el ensayo HET. Sin embargo, la mejora no es significativa. Se ha podido comprobar que el revenido a 300 ºC también induce, en este caso, la formación de precipitados de cementita groseros de morfología acicular de elevada dureza, que introducen en la microestructura una heterogeneidad de durezas muy importante. Estos carburos inducen la formación de una elevada densidad de microhuecos en la interfase con la ferrita y son los responsables del bajo valor del parámetro HE del material revenido a 300 ºC. Llama la atención, sin embargo, que el material revenido a 200 ºC y que tiene la mayor relación de durezas entre la martensita y la fase matriz tenga el mejor comportamiento durante el ensayo HET, lo que contradice los resultados obtenidos por otros autores [2-

11]. Una posible explicación podría estar relacionada con el efecto de la temperatura de revenido en la relajación de tensiones que experimenta la ferrita en la intercara con el constituyente secundario; lo que explicaría que el material revenido a 200 ºC tuviese una menor densidad de microhuecos formados en estas regiones pese a ser el material con la mayor relación de durezas entre la matriz y el constituyente secundario.

4. CONCLUSIONES.

Se ha analizado la evolución microestructural y de las propiedades mecánicas de un acero dual ferrito-martensítico DP600 (0.4C, 0.90Mn, 0.40Si) con un 18 % de martensita en función de la temperatura de revenido.

La evolución de la carga de rotura, límite elástico y alargamiento es la esperada para este tipo de acero. El coeficiente de endurecimiento aumenta ligeramente en el caso del material revenido a 200 ºC como consecuencia del ablandamiento que experimenta la fase matriz debido a la precipitación de cementita (la dureza de la martensita se mantiene casi constante). Al aumentar la temperatura de revenido hasta 300 ºC es la martensita la que experimenta un ablandamiento significativo y el coeficiente de endurecimiento disminuye a la vez que se comienza a apreciar el palier de fluencia.

Se ha podido comprobar que la conformabilidad de las superficies de corte expresada mediante el parámetro HE disminuye de forma muy notable al aumentar la temperatura de revenido desde 200 hasta 300 ºC. La causa de esta anomalía se puede explicar como consecuencia de una precipitación grosera de cementita de morfología acicular en la ferrita que tiene lugar debido al empleo de una temperatura de recocido intercrítica situada en el rango de temperaturas correspondiente a la de la máxima solubilidad del carbono en la ferrita. Tomando como referencia el acero en estado de temple, el empleo de una temperatura de revenido de 300 ºC no disminuye la relación de durezas entre la martensita y la ferrita de forma significativa como consecuencia del ablandamiento que experimentan tanto la fase matriz como el constituyente secundario. Sin embargo, la formación de dichas partículas de cementita afecta de forma muy negativa al comportamiento del acero durante el ensayo HET dando lugar a una elevada densidad de lugares preferentes para la generación de microhuecos.

La conformabilidad de las superficies de corte de este acero no se puede relacionar, en este caso, con la diferencia de durezas entre la matriz y el constituyente secundario. El buen comportamiento que el acero revenido a 200 ºC demuestra durante el ensayo HET podría estar asociado a la relajación de las tensiones residuales que se producen durante el temple como consecuencia del aumento de volumen asociado a la transformación martensítica.

Este trabajo pone de manifiesto, nuevamente, que las propiedades mecánicas y de conformabilidad de los aceros avanzados de alta resistencia son muy sensibles a la configuración microestructural y ésta, a su vez, depende mucho de cada uno de los parámetros del tratamiento térmico.

REFERENCIAS

[1] American Iron and Steel Institute, *Characterization of Formability of New Generation High Strength Steels for Automotive Applications*. Final Report, 2003

[2] M. Sudo, M. Higashi, H. Hori, T. Iwai, S. Kambe, Z. Shibata, *Effects of microstructure on the mechanical properties of multi-phase sheet steels*, Transactions of the ISIJ, Vol. 21, 1981, pp. 820-827.

[3] M. Sudo, I. Tsukatani, Z. Shibata, *Effect of microstructure on the plastic anisotropy and mechanical properties of triphase sheet steel*, Conf. on Metallurgy of Continuous-Annealed Sheet Steel, Dallas, TX, Feb. 1982, pp. 301-319

[4] M. Sudo, I. Kokubo, *Microstructure-mechanical property relationships in multi-phase steel sheet*, Scandinavian Journal of Metallurgy, 13 (1984), pp. 329-342.

[5] S. Hashimoto, M. Sudo, K. Mimura, T. Hosoda, *Effect of microstructure on mechanical properties of C-Mn high strength hot rolled sheet*, Trans. ISIJ, Vol. 26, 1986, pp. 985-992.

[6] G. Avramovic-Cingara, Y. Ososkov, M.K. Jain, D.S. Wilkinson, *Effect of martensite distribution on damage behaviour in DP600 dual phase steels*, Materials Science and Engineering 2009; A516:7

[7] G. Avramovic-Cingara, Ch. A.R. Saleh, M.K. Jain, D.S. Wilkinson, *Void Nucleation and Growth in Dual-Phase Steel 600 during Uniaxial Tensile Testing.* Metallurgical and Materials Transactions 2009; 40A:3117.

[8] H. Asano, N. Matsuzu, A. Itami, K. Koyama, *Development of high strength steel sheet with excellent stretch formability for automotive applications*, SAE Technical paper # 940943

[9] E. Maire OB, M. Di Michiel, C. Verdu. Initiation and growth of damage in a dual-phase steel observed by X-ray microtomography. Acta Materialia 2008; 56:4954.

[10] Jidong Kang YO, J. David Embury and David S. Wilkinson. *Digital image correlation studies for microscopic strain distribution and damage in dual phase steels*. Scripta Materialia 2007; 56:999.

[11] X. Fang ZF, B. Ralph, P. Evans, R. Underhill. *Effects of tempering temperature on tensile and hole expansion properties of a C–Mn steel*. Materials Processing Technology 2003; 132:215.

[12] S.S.M. Tavares, P.D. Pedroza, J.R. Teodosio, T. Gurova, *Mechanical properties of a quenched and tempered dual phase steel*, Scripta Mater. 40 (1999) 887–892.

FRACTURA DE MATERIALES POLÍMEROS Y COMPUESTOS

ANÁLISIS DEL EFECTO ENTALLA EN EL PMMA MEDIANTE EL USO DE LA TEORIÍA DE LAS DISTANCIAS CRÍTICAS

V. Madrazo, S. Cicero, I.A. Carrascal, M. Laporta

Dpto. Ciencia e Ingeniería del Terreno y de los Materiales, Universidad de Cantabria, Av/ Los Castros s/n, 39005, Santander, Cantabria, ciceros@unican.es

RESUMEN

La Teoría de las Distancias Críticas (TDC) es en realidad un conjunto de metodologías que tienen en común el hecho de que en las evaluaciones en rotura utilizan un parámetro característico del material con unidades de longitud (la distancia crítica). Esta teoría es una herramienta científica y tecnológica enormemente útil, puesto que permite analizar situaciones muy variadas, que van desde los componentes sin defectos hasta los componentes fisurados o entallados (realmente, analiza en rotura cualquier concentrador de tensiones). En los últimos años se ha analizado la aplicabilidad de la TDC a los distintos tipos de materiales, determinando las singularidades en cada uno de los casos. En cuanto a los polímeros se han realizado validaciones en PC, PS, resinas epoxi y en PMMA, pero el alcance de los estudios realizados no permite aún considerar que su aplicación en los polímeros está completamente validada.

En este artículo se analiza la aplicación de la TDC en el PMMA, calibrando los parámetros del modelo mediante la combinación de ensayos de laboratorio y simulaciones por elementos finitos, y aplicándolo en sus diferentes versiones a la predicción del efecto entalla sobre la tenacidad aparente a fractura medida en probetas entalladas.

ABSTRACT

The Theory of Critical Distances (TCD) is actually a group of methodologies, all of them using a characteristic material length parameter (the critical distance) when performing fracture assessments. This theory is a very useful scientific and engineering tool, as long as it allows a wide variety of situations to be analysed, from plain specimens to cracked and notched specimens (actually, it analyses any type of stress concentrators at rupture). Over the last years the applicability of the TCD in the different types of materials has been analysed, defining the singularities arising in the different cases. Concerning polymers, there have been some studies on PC, PS, epoxies and PMMA, but the scope of the analyses performed has not completely validated the application of the TCD in PMMA.

In this paper, the application of the TCD on PMMA is analysed, the parameters involved in the analysis are calibrated through a combination of laboratory tests and finite elements analysis, and the different versions of the TCD are applied to the prediction of the notch effect on the apparent fracture toughness measured on notched specimens.

PALABRAS CLAVE: TDC, PMMA, entalla, tenacidad aparente.

1. INTRODUCCIÓN

Los componentes entallados presentan una tenacidad aparente mayor que la que tiene los componentes fisurados (i.e., [1-6]). Si en las evaluaciones en rotura se consideran las entallas como si fueran fisuras, los resultados obtenidos pueden resultar muy conservadores, por lo que es necesario desarrollar metodologías que consideren su verdadero comportamiento.

Existen dos criterios de fallo en la teoría de las entallas: el criterio de fractura global y el criterio de fractura local [1,2]. El primero de ellos establece que la fractura se produce cuando el factor concentrador de tensiones de la entalla (K_ρ) alcanza un valor crítico (K_ρ^c) que depende del radio de entalla y del material:

$$K_\rho = K_\rho^c \qquad (1)$$

K_ρ define la tensión y los campos de tensiones en los alrededores del fondo de entalla. Esta aproximación, con una importancia incuestionable, es totalmente análoga a la usada para las fisuras; sin embargo, su utilización es muy limitada, ya sea por la falta de soluciones de K_ρ (como ocurre con K_I) y/o por la determinación experimental de K_ρ^c.

Los criterios locales, que se basan en el campo de tensiones elástico-lineal en el fondo de entalla, tienen mucha mayor aplicación que los globales y, de entre todos ellos, destacan el método del punto (PM, *Point Method*) y el método de la línea (LM, *Line Method*). Estos dos métodos son realmente dos de las metodologías de las Teoría de las Distancias Críticas (TCD) y representan dos aproximaciones de la Mecánica de la Fractura Finita (otra de las metodologías incluidas en la TCD). La TCD en sus diferentes versiones puede aplicarse a los análisis de la capacidad resistente de componentes que contengan

algún tipo de concentrador de tensiones, desde probetas lisas (sin ningún tipo de defecto) hasta componentes fisurados, incluyendo cualquier otro tipo de defectos como entallas, agujeros, poros, etc. Por otra parte, las diferentes metodologías de la TCD pueden hacer predicciones de la tenacidad aparente a fractura de componentes entallados (en vez de fisurados).

Con todo esto, la principal intención de este trabajo es proporcionar una validación de la aplicación de la TCD en el análisis del efecto entalla en el PMMA. Éste es un material muy interesante desde un punto de vista ingenieril, con un comportamiento elástico-lineal a escala macroscópica (frágil) pero también con no linealidades a escala microscópica que hacen necesaria la calibración de los parámetros del material usados en las TCD.

2. LA TEORÍA DE LAS DISTANCIAS CRÍTICAS Y SU APLICACIÓN EN EL ANÁLISIS DE ENTALLAS

La TCD es en realidad un conjunto de metodologías que tienen en común el hecho de que en las evaluaciones en rotura utilizan un parámetro característico del material con unidades de longitud (la distancia crítica) [7,8]. Los orígenes de la TCD se localizan a mediados del siglo XX con los trabajos de Neuber [9] y Peterson [10], pero ha sido en la última década cuando se ha analizado sistemáticamente esta teoría estableciendo su aplicabilidad a diferentes tipos de materiales (eg., metales, cerámicos, polímeros y compuestos), procesos (principalmente fractura y fatiga) y condiciones (eg., elástico-lineal frente elastoplástico).

El parámetro de longitud mencionado anteriormente es normalmente conocido como L (distancia crítica), y su expresión (en análisis de fractura) es:

$$L = \frac{1}{\pi}\left(\frac{K_{IC}}{\sigma_0}\right)^2 \qquad (2)$$

Donde K_{IC} es la tenacidad a fractura del material y σ_0 es un parámetro resistente característico del material (tensión inherente), mayor que σ_u, que debe ser calibrado. Sólo en aquellas condiciones donde el comportamiento elástico-lineal se da tanto a escala macroscópica como microscópica (eg., fractura en materiales cerámicos) σ_0 coincide con σ_u.

A la hora de hacer predicciones existen cuatro aproximaciones en las que se usa L junto con un análisis elástico lineal: dos de estas se basan en las tensiones y las otras dos en el factor de intensidad de tensiones (que también define el campo de tensiones en el fondo del defecto). De cualquier forma, como se ve en [7], y como se verá a continuación, las predicciones hechas por estos métodos dan resultados bastante parecidos. Los cuatro métodos son los siguientes:

- El Método del Punto (PM, *Point Method*): es la aproximación más sencilla, y se asume que el fallo se produce cuando la tensión alcanza el valor de la tensión inherente (σ_0) a una determinada distancia del frente de la entalla, r_c. Se considera un comportamiento elástico-lineal y a partir del campo de tensiones en el fondo de entalla [7,11], se demuestra que r_c es igual a L/2. En determinados casos (fractura en materiales cerámicos y compuestos) σ_0 es igual a σ_u, mientras que en otros (fractura en polímeros y metales) σ_0 toma valores mas altos aunque constantes para cada material. Así resulta que el criterio de fallo es:

$$\sigma\left(\frac{L}{2}\right) = \sigma_0 \qquad (3)$$

La Figura 1 muestra un ejemplo de esta metodología.

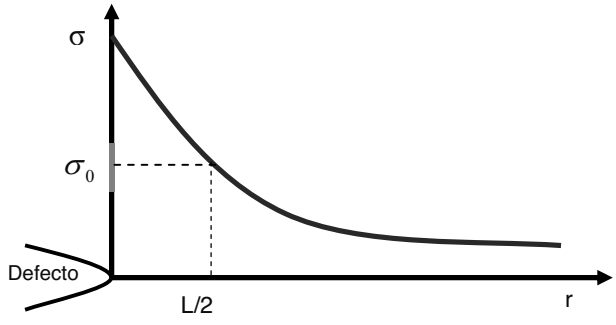


Figura 1. Curva tensión-distancia al fondo de entalla y definición de la metodología del PM.

- El Método de la Línea (LM, *Line Method*): supone que el fallo se produce cuando la tensión media a lo largo de una longitud determinada, d (que comienza en el frente de la entalla), alcanza el valor de la tensión inherente, σ_0. Una vez mas a partir del campo de tensiones en el fondo de entalla, es fácil demostrar que esa distancia d es igual a 2L. Por lo tanto, la expresión del LM es:

$$\frac{1}{2L}\int_0^{2L}\sigma(r)dr = \sigma_0 \qquad (4)$$

Las predicciones usando LM son un poco distintas a las que se obtienen al usar PM [7], pero ambos métodos generan resultados razonablemente parecidos a los datos obtenidos experimentalmente.

- El Método de la Fisura Imaginaria (ICM, *Imaginary Crack Method)*: es una aproximación a la mecánica de la fractura en la que se supone que existe una fisura en el frente de la entalla, produciéndose el fallo cuando esta fisura alcanza un valor crítico del factor de intensidad de tensiones. Se pueden encontrar mas

detalles de esta metodología en la bibliografía (eg., [7]).

- Mecánica de la Fractura Finita (FFM, *Finite Fracture Mechanics*): desarrollada por Taylor [7,12], está basada en la teoría de Griffith [13] pero suponiendo una propagación finita de la fisura (Δa), en vez de la propagación diferencial que proponía éste. Además, Δa es constante para un determinado material e igual a 2L, y la fractura tiene lugar cuando la tensión aplicada alcanza el valor crítico (σ_f) dado por [18]:

$$\sigma_f = \frac{K_c}{\sqrt{\pi\left(a + \Delta a/2\right)}} \qquad (5)$$

La TCD permite las evaluaciones en rotura de componentes con cualquier tipo de defecto concentrador de tensiones. Por ejemplo, si se utiliza el PM en un determinado material, bastaría con ensayar dos probetas con diferentes tipos de defectos (e.g., entalla afilada y entalla roma). Las probetas pueden modelarse con elementos finitos determinando el estado tensional en el fondo de entalla con la carga de rotura y representando sus correspondientes curvas tensión-distancia. Estas curvas se cruzan en un punto de coordenadas (L/2 y σ_0) tal y como muestra la Figura 2.

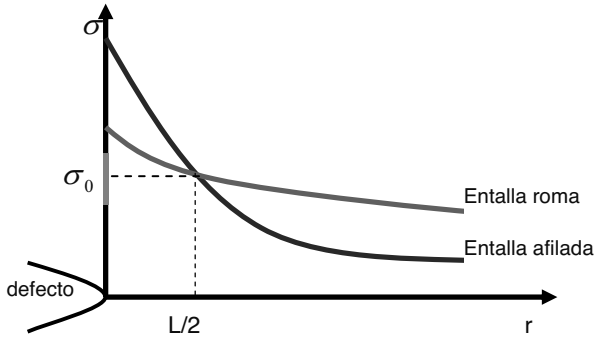


Figura 2. Obtención de los parámetros L y σ_0.

Para saber la carga de rotura de otro componente (hecho con el mismo material) que contenga cualquier otro tipo de defecto, bastaría con simular dicho componente y dicho defecto, la carga de fractura será la que satisfaga la ecuación (3). Además, la TDC (en sus diferentes versiones) permite analizar componentes entallados de una manera relativamente sencilla. De hecho, el PM, el LM y la FFM proporcionan expresiones (sus justificaciones pueden encontrarse en [7,12]), para la tenacidad aparente a fractura (K_{IN}) de componentes entallados. Esto tiene una gran importancia desde un punto de vista práctico, dado que reduce el análisis a fractura de un componente entallado a su equivalente en un componente fisurado con la única particularidad de considerar K_{IN} en vez de K_{IC}. El fallo se produce cuando:

$$K_I = K_{IN} \qquad (6)$$

K_I es el factor intensidad de tensiones para una fisura de las mismas dimensiones que la entalla (salvo el radio) y K_{IN} puede obtenerse utilizando las siguientes expresiones (ρ es el radio de entalla):

$$K_{IN} = K_{IC} \frac{\left(1 + \frac{\rho}{L}\right)^{3/2}}{\left(1 + \frac{2\rho}{L}\right)} \qquad (7)$$

cuando se utiliza el PM,

$$K_{IN} = K_{IC} \sqrt{1 + \frac{\rho}{4L}} \qquad (8)$$

cuando se utiliza el LM, y

$$K_{IN} = K_{IC} \frac{1}{2.24} \sqrt{\frac{\rho}{L}} \quad \text{(entalla roma)} \qquad (9)$$

$$K_{IN} = K_{IC} \sqrt{\frac{1}{1 - \frac{\rho}{20.08L}}} \quad \text{(entalla afilada)} \qquad (10)$$

cuando se utiliza la FFM en entallas pasantes en bordes o en agujeros elípticos (otras geometrías podría proporcionar resultados similares). Hay que destacar que la FFM diferencia entre entallas romas y entallas afiladas: la solución roma se aplica en las situaciones en las que:

$$2L < a^* = a_n \frac{F_2^2}{\left(F_1^2 K_t^2 - F_2^2\right)} \qquad (11)$$

mientras que la solución afilada se aplica cuando 2L > a* (ambas soluciones coinciden cuando 2L = a*). a_n es la longitud de la entalla, K_t es el factor concentrador de tensiones (tensión máxima en el fondo de entalla dividida entre la tensión aplicada, σ) de la entalla y F_1 y F_2 son unas constantes que dependen de la geometría [12].

Una vez se ha explicado la TCD y se han definido las predicciones de K_{IN}, se ha desarrollado un programa experimental acompañado de unas simulaciones por elementos finitos para comparar los resultados experimentales con las predicciones de la TCD en el comportamiento a fractura del PMMA.

3. PROGRAMA EXPERIMENTAL Y RESULTADOS

Para poder hacer una predicción del efecto entalla sobre la tenacidad aparente a fractura medida en probetas entalladas de PMMA se ha utilizado la TDC

calibrando los parámetros del modelo mediante la combinación de ensayos de fractura en probetas entalladas y simulaciones por elementos finitos. En primer lugar se realizaron dos ensayos de tracción (según ASTM D638 [14]) a 20 ºC para determinar las propiedades de tracción del material a analizar. La velocidad de aplicación de la carga fue de 5 mm/min [20] y la geometría de las probetas se muestra en la Figura 3. Los principales parámetros del material quedan recogidos en la Tabla 1.

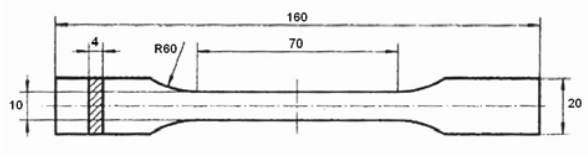


Figura 3. Esquema de la geometría de las probetas para el ensayo de tracción. Cotas en mm.

Tabla 1. Parámetros de tracción del PMMA.

Test	E (GPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_u (MPa)	e_{max} (%)
1	3.40	47.0	74.5	4.7
2	3.45	50.0	69.4	3.4

E el modulo de Young, $\sigma_{0.2}$ la tensión correspondiente a una deformación del 0.2%, σ_u la tensión de rotura y e_{max} la deformación máxima en rotura. Estos resultados son similares a otros encontrados en la bibliografía (e.g., [7,8]).

Posteriormente se realizaron los ensayos de flexión en tres puntos en probetas entalladas (SENB, ver Figura 5) según norma ASTM D5045 [15]), con una velocidad de desplazamiento de 10 mm/min [15] y una temperatura de ensayo de 20ºC. Se realizaron ocho series de ensayos, correspondientes a otros tantos radios de entalla que van de 0 mm (defectos tipo fisura) a 2.5 mm, de cinco probetas cada una. Las entallas se realizaron por mecanizado, salvo aquellas cuyo radio es aproximadamente cero que fueron generadas con una cuchilla a partir del una entalla inicial. La Tabla 2 muestra la identificación y las características geométricas de cada una de las probetas de flexión que dieron lugar a ensayos válidos.

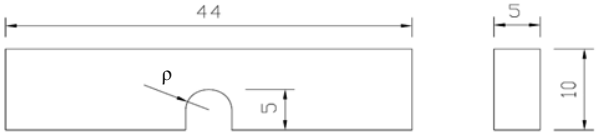


Figura 5. Esquema de la geometría de las probetas SENB. Cotas en mm, ρ varia de 0 mm a 2.5 mm

En la Tabla 3 se muestran los resultados tanto de la carga de rotura como de la tenacidad a fractura aparente (K_{IN}), obtenida al aplicar a las probetas entalladas la formulación asociada al cálculo del de la tenacidad a fractura en probetas fisuradas [16]. Los resultados de K_{IN} también se muestran de manera gráfica en la Figura 6.

Tabla 2. Geometría de las probetas SENB utilizadas en los ensayos de fractura.

Probeta	W (mm)	Espesor, b (mm)	Longitud de fisura, a (mm)	Radio de entalla, ρ (mm)
0-1	10	5	5.32	≈ 0
0-2			4.72	
0-3			5.43	
0.25-1	10	5	5	0.25
0.25-2				
0.25-3				
0.25-4				
0.32-1	10	5	5	0.32
0.32-2				
0.32-3				
0.32-4				
0.5-1	10	5	5	0.5
0.5-2				
0.5-3				
0.5-5				
1.0-1	10	5	5	1.0
1.0-2				
1.0-3				
1.0-4				
1.0-5				
1.5-5	10	5	5	1.5
1.5-6				
1.5-7				
1.5-8				
2.0-1	10	5	5	2.0
2.0-2				
2.0-3				
2.5-1	10	5	5	2.5
2.5-2				
2.5-3				
2.5-5				
2.5-6				

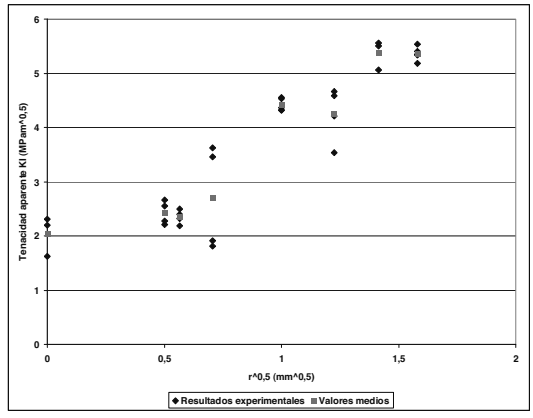


Figura 6. Resultados experimentales de K_{IN}, también se muestran los valores medios para cada radio de entallas.

Puede observarse cómo el incremento de la tenacidad aparente es muy bajo para radios de entalla por debajo de 0.32 mm, con valores de K_{IN} parecidos en fisuras (realmente valores de K_{IC}), mientras que para radios de entalla por encima de 0.5 mm el incremento se hace notable. Esto indica la existencia de un radio de entalla

por debajo del cual el efecto entalla no tiene lugar, en consonancia con numerosas observaciones experimentales (eg., [1-8]). Otra observación importante es la dispersión que presentan las probetas de radio 0.5 mm, con dos comportamientos diferentes: el primero de ellos es muy similar al observado en radio menores y el segundo, con valores más altos K_{IN}, mucho mas parecido al de radios mayores.

Tabla 3. Resultados experimentales obtenidos de las probetas SENB entalladas.

Probeta	a (mm)	Radio de entalla, ρ (mm)	Carga max (N)	K_{IN} (MPam$^{1/2}$)
0-1	5.50	0	130.03	2.31
0-2	4.72		83.00	1.62
0-3	5.32		131.23	2.19
0.25-1	5	0.25	124.90	2.66
0.25-2			119.90	2.55
0.25-3			104.00	2.21
0.25-4			107.10	2.28
0.32-1	5	0.32	117.40	2.50
0.32-2			112.60	2.40
0.32-3			102.50	2.18
0.32-4			108.70	2.31
0.5-1	5	0.5	90.00	1.92
0.5-2			85.20	1.81
0.5-3			170.30	3.63
0.5-5			162.60	3.46
1.0-1	5	1.0	212.80	4.53
1.0-2			213.60	4.55
1.0-3			204.80	4.36
1.0-4			202.80	4.32
1.0-5			202.60	4.31
1.5-5	5	1.5	215.50	4.59
1.5-6			165.90	3.53
1.5-7			219.00	4.66
1.5-8			197.90	4.21
2.0-1	5	2.0	258.50	5.51
2.0-2			261.10	5.56
2.0-3			237.80	5.06
2.5-1	5	2.5	253.80	5.41
2.5-2			259.90	5.54
2.5-3			250.40	5.33
2.5-5			251.30	5.35
2.5-6			243.20	5.18

4. SIMULACIÓN POR ELEMENTOS FINITOS

Se ha realizado una simulación por elementos finitos (FE, *Finite Elements*) (ANSYS 12.1) de diferentes probetas para determinar el campo de tensiones en el fondo de entalla en el momento del fallo. Para mostrar la simplicidad del método, dos de las geometrías, correspondientes a la fisura y a la entalla de 1.5 mm, fueron sometidas a una carga igual a la media de todas las cargas de rotura registradas en los ensayos válidos de cada serie o familia, y se obtuvo la curva tensión-distancia (desde el fondo de entalla) correspondiente a la mitad de la sección, tal y como se ve en la Figura 7. De acuerdo a la bibliografía (e.g., [7,8]), la simulación se ha realizado en condiciones puramente elástico-lineales, mostrándose los resultados en la Figura 8.

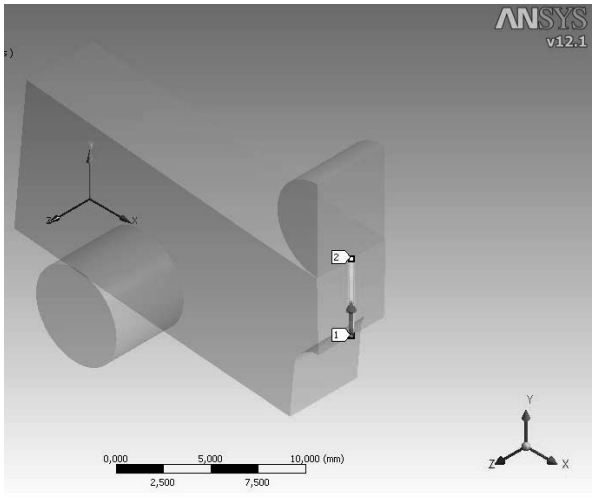


Figura 7. Modelo utilizado en la simulación numérica y línea a lo largo de la cual se han obtenido los perfiles de tensiones.

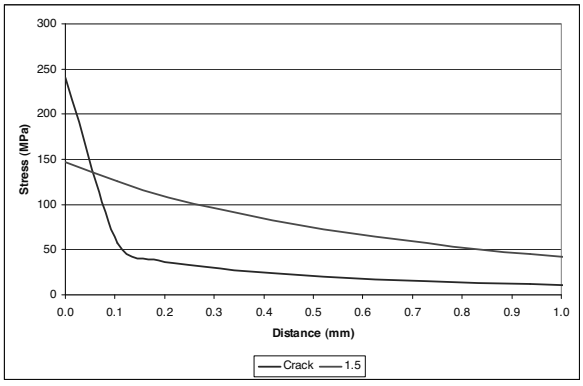


Figura 8. Curvas tensión-distancia correspondientes a las diferentes series de probetas ensayadas.

El punto de corte se produce para una tensión de 135 MPa (valor de σ_0, según el PM) y una distancia de 0.055 mm (L/2, según el PM).

5. APLICACIÓN DE LA TCD EN LA PREDICCIÓN DEL EFECTO ENTALLA EN EL PMMA

Una vez presentados el programa experimental y la simulación por EF, junto con los valores resultantes de la calibración de los parámetros característicos de la TCD para el PMMA, la aplicación de esta teoría a través de dos de sus metodologías (PM y LM) va a servir de validación para la predicción del efecto entalla en fractura según la TDC. Así, las predicciones proporcionadas por la ecuaciones de la (7) y (8) se comparan con los valores experimentales en la Figura 9, quedando demostrada la capacidad de la TDC para proporcionar predicciones precisas del efecto entalla.

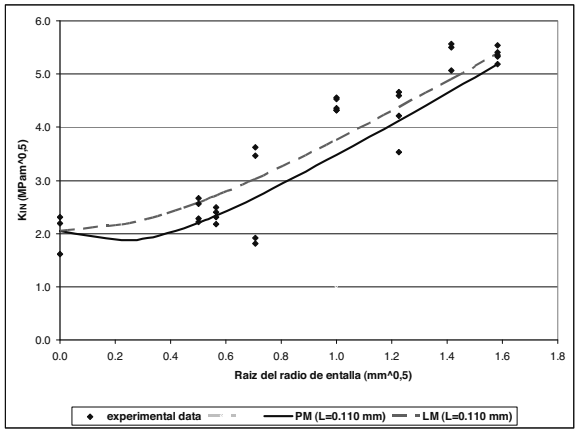


Figura 9. Comparación entre los datos experimentales (y su correspondiente mejor ajuste) y las predicciones del PM (ecuación (7)) y del LM (ecuación (8), con σ_0 = 135 MPa y L = 0.110 mm.

6. CONCLUSIONES

Este trabajo presenta un análisis del efecto entalla observado en probetas de PMMA utilizando diferentes metodologías (PM y LM, fundamentalmente) de la Teoría de las Distancias Criticas. Esta teoría permite llevar a cabo el análisis a fractura de un componente con cualquier concentrador de tensiones, aunque requiere cierta calibración cuando aparecen procesos no lineales en el material (como es el caso del PMMA).

La aplicación de la TCD en el PMMA ha sido validada, dado que ha proporcionado buenas predicciones si se comparan con los resultados experimentales. Estas predicciones han resultado satisfactorias tanto para el LM como para el LM, con resultados sensiblemente parecidos.

AGRADECIMIENTOS

Los autores de este trabajo desean agradecer al Ministerio de Ciencia e Innovación del Gobierno de España la financiación del proyecto MAT2009-08141, (subprograma MAT): "Análisis de Integridad Estructural en Defectos Tipo Entalla", de cuyos resultados se deriva este artículo.

REFERENCIAS

[1] Griffith, A.A., "The phenomena of rupture and flow in solids", *Phil. Trans. R. Soc. London.* A 221, pp. 163-198, 1920.

[1] Niu LS, Chehimi C, Pluvinage G. "Stress field near a large blunted V notch and application of the concept of notch stress intensity factor to the fracture of very brittle materials". *Engng Fract Mech* 1994;49:325–35.

[2] Pluvinage G. "Fatigue and fracture emanating from notch; the use of the notch stress intensity factor". *Nucl Engng Des* 1998;185:173–84.

[3] Bao Y, Jin Z. "Size effects and mean strength criterion for ceramics". *Fatigue Fract Engng Mater Struct* 1993;16:829–35.

[4] Fenghui W. "Prediction of intrinsic fracture toughness for brittle materials from the apparent toughness of notched-crack specimen". *J Mater Sci* 2000;35:2543–6.

[5] Creager M, Paris C. "Elastic field equations for blunt cracks with reference to stress corrosion cracking". *Int J Fract* 1967;3:247–52.

[6] Cicero S, Gutiérrez-Solana F, Álvarez JA. "Structural integrity assessment of components subjected to low constraint conditions". *Engng Fract Mech* 2008;75:3038–59.

[7] Taylor D. "The theory of critical distances: a new perspective in fracture mechanics". *Elsevier*; 2007.

[8] Taylor D, Merlo M, Pegley R, Cavatorta MP. "The effect of stress concentrations on the fracture strength of polymethylmethacrylate". *Mater Sci Engng* 2004;A382: 288–94.

[9] Neuber H. "Theory of notch stresses: principles for exact calculation of strength with reference to structural form and material". *Berlin: Springer Verlag*; 1958.

[10] Peterson RE. "Notch sensitivity". *In: Sines G, Waisman JL, editors. Metal fatigue. New York: McGraw Hill*; 1959. p. 293–306.

[11] Anderson TL. "Fracture mechanics: fundamentals and applications". *Florida: CRC Press*; 1991.

[12] Taylor D, Cornetti P, Pugno N. "The fracture mechanics of finite crack extensión". *Engng Fract Mech* 2005;72:1021–38.

[13] Griffith AA. "The phenomena of rupture and flow in solids". *Phil Trans Roy Soc Lond* 1920;A 221:163–98.

[14] ASTM D638-10, "Standard Test Method for Tensile Properties of Plastics", *American Society of Testing and Materials, Philadelphia*, 2010

[15] ASTM D5045-99, "Standard Test Methods for Plane-Strain Fracture Toughness and Strain Energy Release Rate of Plastic Materials", *American Society of Testing and Materials, Philadelphia*, 1999

DETERMINACIÓN DE LA TENACIDAD DE FRACTURA UMBRAL DE POLIPROPILENOS EN LA REGIÓN DE TRANSICIÓN DÚCTIL-FRÁGIL

A. Salazar[1], J. Rodríguez[1], A. Martínez[2], P. M. Frontini[3]

[1] Departamento de Ciencia e Ingeniería de Materiales, Escuela Superior de Ciencias Experimentales y Tecnología, Universidad Rey Juan Carlos, C/ Tulipán, s/n, 28933 Móstoles, Madrid, España.
E-mail: alicia.salazar@urjc.es

[2] Centro Catalán del Plástico, Universidad Politécnica de Cataluña, C/ Colón 114, 08222 Terrasa, España.
E-mail: antonio.martinez@upc.edu

[3]Instituto de Investigaciones en Ciencia y Tecnología de Materiales, Juan B. Justo 4302, Mar del Plata, Argentina
E-mail: pmfronti@fi.mdp.edu.ar

RESUMEN

El polipropileno homopolímero y el copolímero al azar etileno-propileno con 3.1 wt% bajo condiciones cuasi-estáticas y a 23 ºC se encuentran en régimen de transición dúctil-frágil. Bajo estas condiciones se ha determinado la tenacidad de fractura umbral por debajo del cual la probabilidad de fractura es nula. Para ello se ha utilizado un análisis estadístico basado en el modelo de Weibull de 3 parámetros. Para cada material se han ensayados probetas con dos dimensiones diferentes. El polipropileno homopolímero presentó en las probetas de menor tamaño valores de tenacidad de fractura umbral un 25% superiores a los de mayor tamaño. Ello obligó a la aplicación de criterios de censura, desarrollados para metales, reduciendo las diferencias a un 16%. En el caso del copolímero al azar, la tenacidad de fractura umbral fue independiente del tamaño. Por último, el copolímero al azar presentó tenacidades de fractura umbrales un 68% superiores a los del polipropileno homopolímero debido a la presencia de la fase elastomérica.

ABSTRACT

Polypropylene homopolymer and an ethyelene-propylene random copolymer with 3.1 wt% of ethylene were within the ductile to brittle transition region under quasi-static conditions and at room temperature. A statistical analysis was performed using the 3-parameter Weibull model to determine the threshold toughness, below which there is null probability of failure. Samples with different size were tested for each material. In case of the polypropylene homopolymer, the threshold toughness of the smaller specimens was ~ 25% higher than those with bigger size. This forced the use of data censoring criteria based on the metallic field, which reduced the differences up to 16%. On the contrary the threshold toughness of the random copolymer resulted size independent. Finally, the random copolymer showed threshold fracture toughness 68% higher than that of the polypropylene homopolymer for the present of the elastomeric phase.

PALABRAS CLAVE: Transición dúctil-frágil, tenacidad de fractura umbral, polipropileno.

1. INTRODUCCIÓN

La creciente demanda en el mercado de plásticos con fines tecnológicos e ingenieriles de precio moderado y de facilidad de reciclado ha hecho del polipropileno (PP) un candidato atractivo para numerosas aplicaciones. La razón principal es que es fácilmente reciclable y puede ser procesado por casi todos los métodos, incluyendo inyección, soplado y extrusión. Sin embargo, su tenacidad de fractura no es lo suficientemente elevada para un uso extensivo en la industria y en la mayoría de las aplicaciones de ingeniería. Una manera de aumentar la tenacidad de fractura de estos materiales consiste en incorporar una fase elastomérica dispersa en la matriz que introduzca mecanismos de deformación que absorban energía durante la fractura. Esto puede realizarse de dos maneras: mezclando físicamente el PP con otros polímeros (blends) o mediante copolimerización del PP con otras poliolefinas de menor T_g como el polietileno. En el caso del PP, la copolimerización es preferible frente a las mezclas físicas debido a su baja mojabilidad [1-2].

En algunos casos, el comportamiento en fractura de materiales base PP no es completamente frágil ni enteramente dúctil [2-4]. En estas condiciones, las curvas fuerza-desplazamiento son siempre no lineales, lo que invalida el uso de la Mecánica de la Fractura Elástica y Lineal (*MFEL*) para su caracterización. Esta no linealidad se debe bien a la generación de una zona plástica en el entorno de la fisura que no puede considerarse pequeña [4-5], o incluso al crecimiento

estable de grieta previa a la rotura inestable [4, 6]. Además, la construcción de las curvas J-R empleando la Mecánica de la Fractura Elasto-Plástica (*MFEP*) no es posible al no desarrollarse un régimen completamente dúctil. Todas estas características en el comportamiento en fractura de los polímeros, unido con una considerable dispersión en los valores de la tenacidad de fractura, corresponden a la región de transición dúctil-frágil.

Cocco et al. [4, 7] demostraron que la alta dispersión en los valores de tenacidad de fractura del PP en la región de transición dúctil-frágil puede ser tratada mediante una aproximación estadística, utilizando el modelo del eslabón más débil [8]. Esta teoría parte de las siguientes hipótesis: (1) la tenacidad de fractura es variable a lo largo del volumen de la pieza y, particularmente, a lo largo del frente de grieta; (2) la tenacidad de fractura está gobernada por el punto o la región que presente menor valor de tenacidad de fractura a lo largo del frente de grieta. Los valores experimentales pueden ajustarse a un modelo de Weibull de 3 parámetros en el que se obtiene un valor mínimo de tenacidad de fractura o tenacidad umbral [4, 7, 9]. Este parámetro es un valor seguro de diseño, ya que por debajo del mismo la probabilidad de fallo es nula o la probabilidad de supervivencia es del 100%.

Los polímeros semicristalinos como el PP y sus copolímeros tienen usos estructurales reemplazando en muchas ocasiones a los tradicionales metales. La importancia de determinar de manera fiable la tenacidad de fractura de estos polímeros en régimen de transición se apoya en el hecho de que para estos materiales la transición se encuentra próxima a la temperatura ambiente o la solicitación en servicio puede resultar en una velocidad de deformación en el rango de transición. La incertidumbre en la determinación del valor de la tenacidad de fractura hace que existan fallos inesperados que ponen en riesgo la integridad estructural del componente. Por ello, el objetivo del presente trabajo es determinar la tenacidad de fractura umbral de un PP homopolímero y de un copolímero al azar etileno-propileno en la región de transición dúctil-frágil. Además, se evaluará el efecto del etileno en el valor de la tenacidad de fractura umbral.

2. APROXIMACIÓN ESTADÍSTICA: MÉTODO DE WEIBULL

Los materiales que presentan un comportamiento en la zona de transición dúctil-frágil son difíciles de caracterizar ya que no es posible aplicar los modelos basados en la teoría Elástico-Lineal (*MFEL*), ni tampoco aquellos basados en la teoría Elasto-Plástica (*MFEP*). En estos casos, es posible aplicar la aproximación estadística basada en el modelo de Weibull de tres parámetros (*3P-W*). Este modelo se rige por la siguiente expresión:

$$F(J) = 1 - exp\left\{-\left[\frac{J - J_o}{C - J_o}\right]^m\right\} \quad (1)$$

donde *F(J)* es la probabilidad de fallo, *J* es el valor de la tenacidad de fractura de la probeta, que viene dada por:

$$J = \frac{2U}{B(W - a_o)} \quad (2)$$

donde *U* es el área bajo la curva fuerza-desplazamiento, *B*, *W* y a_0 son el espesor, el ancho y la longitud de grieta inicial, respectivamente; *C* es un parámetro de escala, *m* se denomina factor de forma y J_o es la tenacidad de fractura umbral, que representa el valor mínimo de tenacidad por debajo del cual la probabilidad de fallo es nula.

Para ajustar la curva de distribución a los puntos experimentales, los parámetros de Weibull (J_o, *m* y *C*) fueron calculados siguiendo el siguiente procedimiento:

1. Los valores de tenacidad fueron ordenados de menor a mayor y se les asignó un número de orden a cada valor, *i*.
2. La probabilidad acumulativa fue calculada utilizando el siguiente estimador:

$$F(J) \approx P_i = \frac{i - 0{,}5}{N} \quad (3)$$

donde *i* es el i-ésimo valor de *J* y *N* el número total de datos.

3. La función de probabilidad (ec. 1) se ajusta a una línea recta tomando dos veces logaritmos:

$$ln\left[ln\left(\frac{1}{1 - P}\right)\right] = m \cdot ln(J - J_o) - m \cdot ln(C - J_o) \quad (4)$$

El parámetro de escala, *m*, es la pendiente de la recta y *C* puede calcularse a partir de la ordenada en el origen. J_0 se obtiene como el valor que proporciona el mejor ajuste de los puntos experimentales a la ecuación (4).

3. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Los materiales estudiados fueron un polipropileno homopolímero, PP0, y un copolímero al azar etileno-propileno, EPR, procesados por moldeo por inyección. La Tabla 1 recoge el contenido en etileno, el peso molecular, M_w, el índice de polidispersidad, α, la temperatura de transición vítrea, T_g, y el índice de cristalinidad, χ_c.

Tabla 1. Parámetros estructurales y propiedades térmicas de los materiales estudiados

	wt% etileno[a]	M_w (kg/mol)[b]	α[b]	T_g (ºC)[c]	χ_c (%)[d]
PP0	0	396	7.48	10.6	51.6
EPR	3.1	263	5.35	0.63	32.8

[a] Medida por resonancia magnética nuclear (RMN)
[b] Medida por cromatografía de exclusión de tamaños (SEC)
[c] Medida por análisis térmico mecanodinámico (DMTA)
[d] Medida por calorimetría diferencial de barrido (DSC)

Los ensayos de tracción se llevaron a cabo atendiendo a las directrices de la norma ASTM D638 [10] a una velocidad de solicitación de 1 mm/min y a temperatura

ambiente. Las probetas eran de tipo *halterio* con dimensiones en la zona libre entre mordazas de 4x6x33 mm. La tabla 2 muestra los valores medios, junto con las correspondientes desviaciones stándard, del módulo de elasticidad, E, el coeficiente de Poisson, ν, la tensión de cedencia, σ_Y, y la deformación de cedencia, ε_Y.

Tabla 2. Propiedades mecánicas de PP0 y EPR.

	PP0	EPR
E (GPa)	1.91 ± 0.03	1.04 ± 0.03
ν	0.40 ± 0.01	0.38 ± 0.02
σ_Y (MPa)	33.2 ± 0.2	26.3 ± 0.4
ε_Y (MPa)	7.76 ± 0.05	13.8 ± 0.3

Los ensayos de tenacidad se realizaron sobre probetas normalizadas de flexión, (*Single Edge Notch Bend, SENB*) [11], con espesores de 6.35 y 9 mm, siendo las dimensiones totales de 6.35x12.7x52 mm y 9x18x80 mm, respectivamente. Se utilizó un dispositivo de flexión en tres puntos con una luz de cuatro veces el ancho de la probeta. La longitud de la entalla inicial fue de 6.35 y 9 mm para las probetas con espesores de 6.35 y 9 mm de espesor, respectivamente. Con ayuda de una cuchilla se insertó una grieta afilada en el centro de la entalla hasta conseguir una longitud final, a_0, de 7 mm para las muestras de 6.35 mm de espesor y de 9.9 mm para las probetas de 9 mm de espesor. Los ensayos de fractura se realizaron en una máquina electromecánica universal de ensayos mecánicos (*MTS Alliance RF/100*) en la que la fuerza se midió con una célula de carga de ± 5 kN. Las condiciones de ensayo fueron tales que ambos materiales se encontraron en régimen de transición dúctil-frágil, es decir, a 23 ºC y bajo control de posición a una velocidad de 1 mm/min. Debido a la naturaleza aleatoria del comportamiento en fractura, se llevaron a cabo ~ 60 ensayos para cada material y condición.

4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

4.1. Polipropileno homopolímero, PP0.

Para el polipropileno homopolímero, PP, los registros fuerza-desplazamiento de las probetas con 6.35 y 9 mm de espesor fueron no lineales y todas las probetas se rompieron de manera inestable antes de alcanzar el *plateau* de carga máxima (Figura 1).

Las Figuras 2a y 2b muestran las superficies de fractura para las probetas de 6.35 y 9 mm de espesor, respectivamente. Todas ellas presentaron crecimiento irregular de fisura, pero en ningún caso el avance superó, en promedio, el 10% ligamento remanente incial. Los resultados de tenacidad variaron entre 6.6 y 12.9 kJ/m^2 y entre 5.4 y 12.6 kJ/m^2 para las probetas con 6.35 y 9 mm de espesor, respectivamente. A su vez, los correspondientes valores de tenacidad de fractura medio fueron de 9.75 y 9 kJ/m^2, respectivamente. Las Figuras 3a y 3b muestran la evolución de la regresión lineal de la función de probabilidad acumulativa (ec. 4) para el PP0 con espesores de 6.35 y 9 mm respectivamente, tomando diferentes valores de J_0.

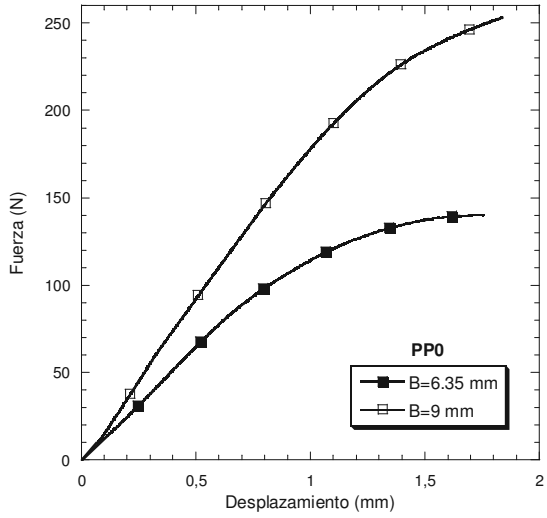


Figura 1. Típicas curvas fuerza-desplazamiento de probetas de PP0 con 6.35 y 9 mm de espesor.

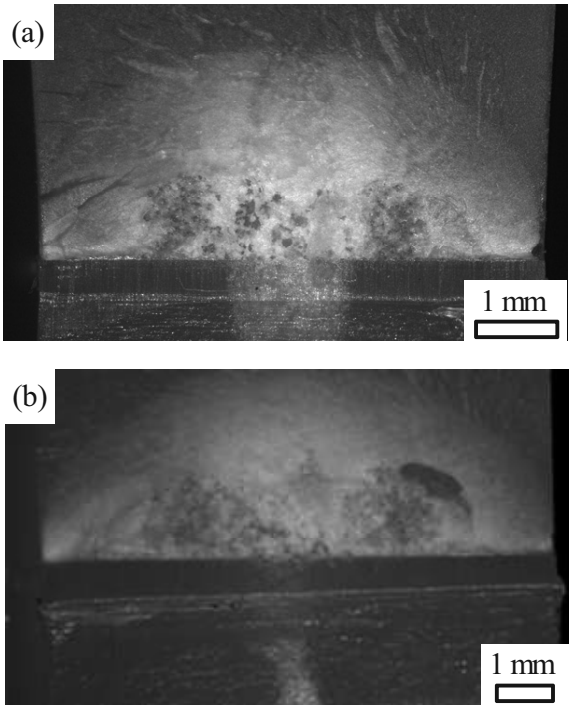


Figura 2. Superficies de fractura típicas de probetas del PP0 con espesores de (a) 6.35 y (b) 9 mm.

El número de ensayos para determinar la tenacidad de fractura umbral en la región de transición dúctil-frágil del PP0 fue de 60 probetas para las muestras con 6.35 mm de espesor y de 32 probetas para las muestras con 9 mm de espesor. En éste último caso hubo que descartar 28 probetas de las 60 inicialmente ensayadas debido a la presencia de poros en la región de rotura con tamaños superiores a 500 μm. Estos defectos se generaron durante el proceso de inyección, siendo más probable su aparición cuanto mayor es el espesor de la probeta.

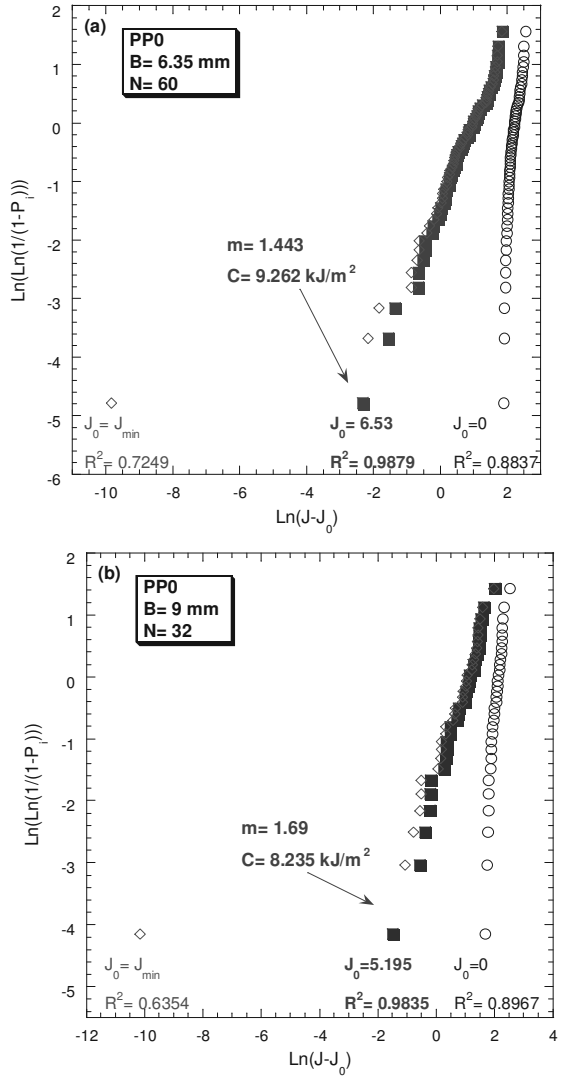


Figura 3. Ajuste de la función de probabilidad (ec. 4) del PP0 con (a) 6.35 mm y (b) 9 mm de espesor.

Los valores de tenacidad de fractura umbral obtenidos para las probetas de PP0 de 6.35 y 9 mm de espesor fueron 6.53 y 5.195 kJ/m^2, respectivamente. La discrepancia de estos resultados con el espesor pueden deberse a dos motivos. El primero de ellos parte de la hipótesis de la aproximación estadística: el punto de menor tenacidad de fractura a lo largo del frente de grieta controla la fractura frágil, por tanto, una probeta se rompe cuando se alcanza el valor del factor de intensidad de tensiones crítico (eslabón más débil) en dicho punto [4, 7-9]. De acuerdo con Heerens et al [8], la máxima tensión afectará a un volumen mayor del material en una probeta con una fisura que avanza que en una probeta con una fisura estacionaria, aumentando así la probabilidad de fractura frágil y pudiendo ser este avance dependiente del espesor. El segundo motivo se debe a que las probetas de menor espesor, 6.35 mm, pueden no estar en condiciones de deformación plana. Para evitar estos efectos en la determinación tenacidad de fractura umbral, se utilizan estrategias de censura de datos. Éstas consisten en realizar el cálculo de la probabilidad teniendo en cuenta todos los datos pero utilizando un criterio de exclusión al ajustar los parámetros de la función distribución. La norma ASTM E1921 [12] establece requerimientos en relación a las dimensiones de las probetas, estableciendo un valor límite de J para evitar los efectos de pérdida de restricción en el plano (*estado mixto tensional*) y de esta manera conseguir un frente de grieta recto. El valor máximo de J, J_{lim}, es igual a:

$$J_{lim} = \frac{(W - a_0)\sigma_Y}{30} \qquad (5)$$

El tratamiento estadístico a realizar en un conjunto de datos en el que existen valores que no cumplen el criterio de tamaño definido por la ecuación 5 es el mismo que el descrito en el procedimiento experimental a excepción que los datos censurados son reemplazados por J_{lim} (ec. 5) [12].

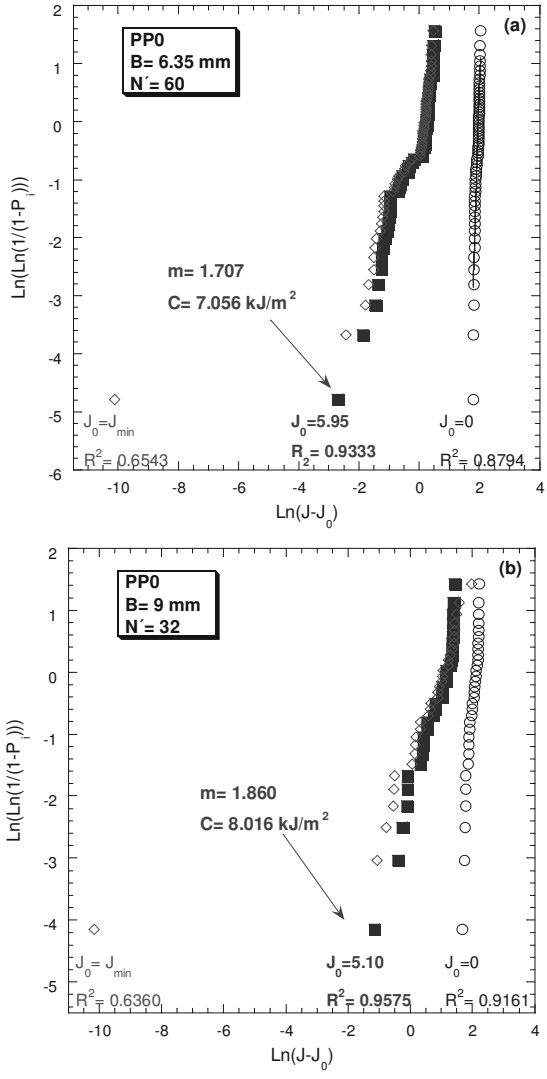


Figura 4. Ajuste de las funciones de probabilidad del PP0 con censura de datos según criterio de tamaño (ec. 5) para probetas con (a) 6.35 y (b) 9 mm de espesor.

Las Figuras 4a y 4b muestran la evolución de la regresión lineal de la función de probabilidad

acumulativa (ec. 4) para el PP0 con espesores de 6.35 y 9 mm respectivamente, tomando diferentes valores de J_0 y teniendo en cuenta el criterio de tamaño definido por la ecuación 5. Los valores de J_0 del PP0 de las probetas con 6.35 y 9 mm de espesor tras tener en cuenta la exclusión de datos según el criterio de tamaño son 5.10 y 5.95 kJ/m^2, respectivamente. Las diferencias en J_0 con el espesor fueron del 16%, y el hecho de un alcanzar uniformidad en el valor puede ser debido a que el valor de J_{lim} (ec. 5) está desarrollado para metales [12] y muy probablemente deben ser redefinidos para polímeros.

4.2. Copolímero al azar, EPR.

Las curvas fuerza-desplazamiento de las probetas de EPR con 6.35 y 9 mm de espesor fueron no lineales y todas rompieron de manera inestable antes de alcanzar el *plateau* de carga máxima (Figura 5).

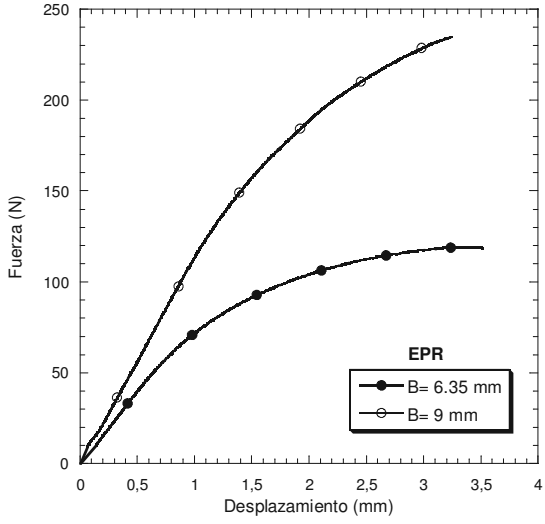


Figura 5. Curvas fuerza-desplazamiento características de probetas de EPR con 6.35 y 9 mm de espesor.

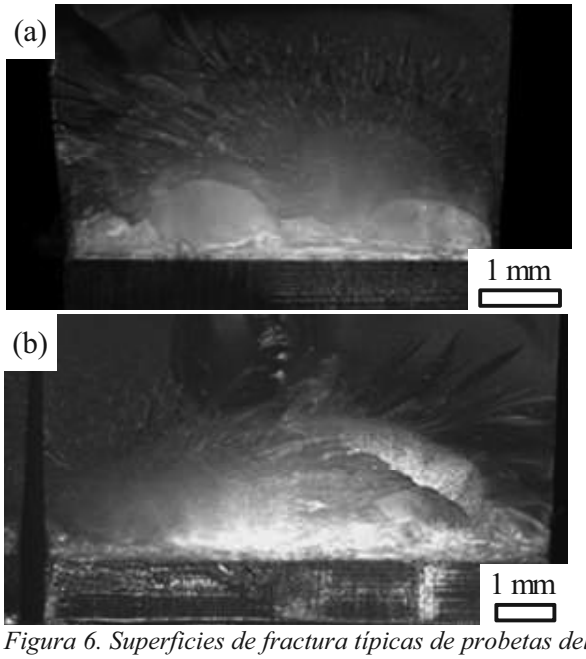


Figura 6. Superficies de fractura típicas de probetas del EPR con espesores de (a) 6.35 y (b) 9 mm.

Las Figuras 6a y 6b muestran las superficies de fractura características para las probetas de 6.35 y 9 mm de espesor, respectivamente. Se observa una zona de clara deformación plástica (zona blanquecina) próxima a la entalla y pequeños crecimientos estables de grieta con longitudes máximas de ~300 μm. Los resultados de tenacidad variaron entre 10.68 y 34.98 kJ/m^2 y entre 9.00 y 16.69 kJ/m^2 para las probetas con 6.35 y 9 mm de espesor, respectivamente. A su vez, las correspondientes tenacidades de fractura medias fueron de 22.83 y 12.84 kJ/m^2, respectivamente. Las Figuras 7a y 7b muestran la evolución de la regresión lineal de la función de probabilidad acumulativa (ec. 4) para el EPR con espesores de 6.35 y 9 mm respectivamente, tomando diferentes valores de J_0. Los valores de tenacidad de fractura umbral obtenidos para las probetas de EPR de 6.35 y 9 mm de espesor fueron 8.5 y 8.58 kJ/m^2, respectivamente. Los valores de J_0 para este material fueron independientes del espesor, siendo innecesaria la utilización de criterios de censura.

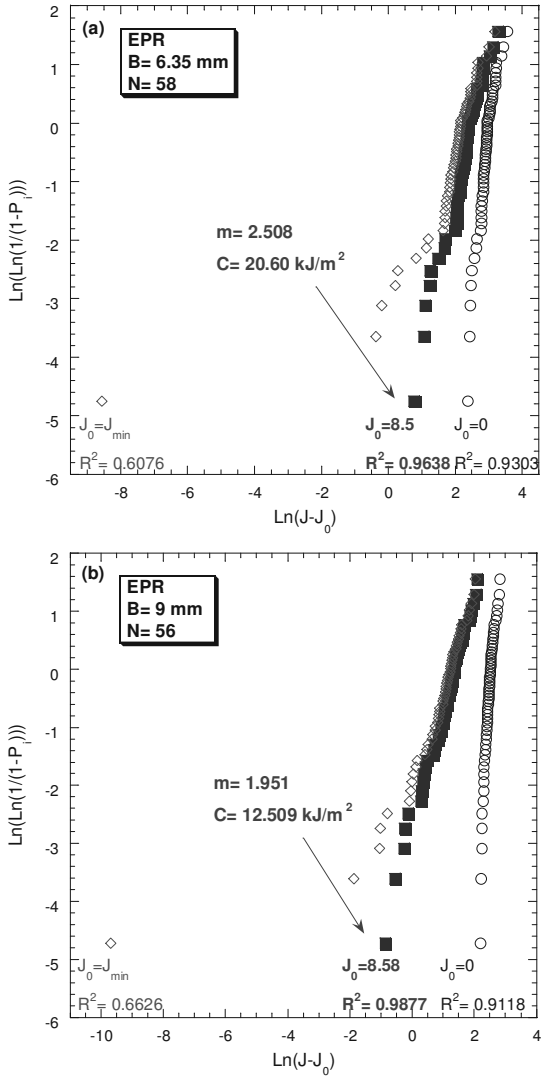


Figura 7. Ajuste de las funciones de probabilidad del EPR para probetas con (a) 6.35 y (b) 9 mm de espesor.

4.3. Efecto del contenido de etileno

La tabla 3 recopila los valores de tenacidad de fractura umbral del PP y EPR medidos en probetas con espesores de 6.35 y 9 mm de espesor. Dos conclusiones se obtienen del análisis de la presente tabla. En primer lugar, el valor de J_0 es un parámetro independiente del tamaño para un mismo material. Las diferencias más significativas se obtuvieron en PP0, con discrepancias del 16%. En segundo lugar, el material con contenido en etileno, EPR, presentó valores de J_0 un 68% más altos que los del polipropileno homopolímero, PP0. Este es un resultado esperable teniendo que la fase etilénica es introducida para generar mecanismos de deformación que absorban energía durante la fractura [1].

Tabla 3. Valores de la tenacidad de fractura umbral en kJ/m^2, J_0, obtenidos en probetas de 6.35 y 9 mm de espesor de PP0 y EPR.

B (mm)	PP0	EPR
6.35	5.95	8.50
9	5.10	8.58

5. CONCLUSIONES

El polipropileno homopolímero y el copolímero al azar etileno-propileno con un 3.1 wt% de etileno se encuentran en la región de transición dúctil-frágil bajo condiciones cuasi-estáticas y a temperatura ambiente. Por ello, se ha evaluado la influencia del tamaño y del contenido en etileno en la tenacidad de fractura umbral en este régimen utilizando el modelo de Weibull de 3 parámetros. En el caso del polipropileno homopolímero, la tenacidad de fractura umbral presentó valores ~25% mayores en las probetas con menor espesor, es decir, de 6.35 mm frente a 9 mm de espesor. Estas diferencias obligaron a utilizar criterios de censura, basados en aquellos desarrollados para metales, lo que redujo estas diferencias a ~ 16%. En el caso del copolímero al azar, no se observaron diferencias entre los valores de la tenacidad de fractura umbral medidos en probetas con distintas dimensiones pero sí en los valores de la tenacidad de fractura media. Por último, la tenacidad de fractura umbral del copolímero al azar presentó valores de tenacidad ~ 68% superiores a los de polipropileno homopolímero, puesto que el etileno es una fase elastomérica introducida para generar mecanismos de deformación durante el proceso de rotura.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al *Ministerio de Educación* la financiación a través del MAT2009-14294, y a REPSOL por el suministro de material.

REFERENCIAS

[1] Moore, E. P., *Polypropylene handbook – Polymerization, characterization, properties, processing and applications*, editado por Hanser Publishers, (1996), Munich.

[2] Fasce, L. A., Frontini, P. M., *Assessment of impact toughness of PP-Elastomeric Polyolefine blends.* Journal of Macromolecular Science Part B-Physics, B41 (2002), pp. 1231-1248.

[3] Grein, C., Kausch, H. H., Beguelin, P. H., *Characterization of toughened polymers by LEFM using an experimental determination of the plastic zone correction.* Polymer Testing, 22 (2003), pp. 733-746.

[4] Cocco, R. G., *Tenacidad de fractura en la region de transición ductil-frágil de polímeros*. Tesis Doctoral, Argentina, 2007.

[5] Grellmann, W., Che, M., *Assessment of temperature-dependent fracture behavior with different fracture mechanics concepts on examples of unoriented and cold-rolled polypropylene*. Journal of Applied Polymer Science, 66 (1997), pp. 1237-1249.

[6] Anderson, T. L., *Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications*, 2nd ed.; CRC Press: Boca Raton, FL (1995); pp. 297-299.

[7] Cocco, R. G., Frontini, P. M., Pérez Ipiña, J. E., *Threshold toughness of polymers in the ductile to brittle transition region by different approaches. Engineering Fracture Mechanics*, 74 [10] (2007), pp. 1561-1578.

[8] Heerens, J., Zerbst, U., Schwalbe, K. H., *Strategy for characterizing fracture toughness in the ductile to brittle transition regime*. Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures 16 [11] (1993), pp. 1213-1230.

[9] Landes, J. D., Mc Cabe, D. E., Effect of section size on transition behaviour of structural steels. Westinghouse R&D Center, paper 81-1D7-Metal-P2 (1982).

[10] ASTM D638-10: *Standard test method for tensile properties of plastics*.

[11] Hale, G.E., Ramsteiner, F., *J-fracture toughness of polymers at slow speed*. In: Fracture mechanics testing methods for polymers, adhesives and composites, D. R. Moore, A. Pavan, J. G. Williams editors, Elsevier Science Ltd. and ESIS: The Netherlands, 2001, pp 123-157.

[12] ASTM E1921-97: *Standard test method for determination of reference temperature, T_0, for ferritic steels in the transition range*.

COMPORTAMIENTO AL IMPACTO CHARPY DE PA 6.6 RECICLADA REFORZADA CON FIBRA DE VIDRIO PROCEDENTE DE PLACAS PARA SUJECIÓN DE VIA FÉRREA

S. Diego, J. A. Casado, I. A. Carrascal, J. A. Polanco y F. Gutiérrez-Solana

Departamento de Ciencia e Ingeniería del Terreno y los Materiales.
E.T.S. de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos. Universidad de Cantabria
Avda. Los Castros s/n, 39005-Santander, España.
soraya.diego@unican.es /Tel. 34 942 201 837

RESUMEN

En el presente trabajo se ha estudiado la influencia de la temperatura, en condiciones secas y con 1,5% de humedad, en el comportamiento al impacto de la poliamida 6.6 reforzada con un 35% en peso de fibra corta de vidrio procedente del reciclado de placas acodadas de sujeción de vía. El material polimérico reciclado estudiado se clasificó según su origen: material virgen utilizado como referencia o patrón (P), material rechazado en los controles de calidad (D) y material retirado de vía tras siete años en servicio (V). Este estudio se ha llevado a cabo aplicando la metodología establecida en las Normas Europeas ISO 179-1/2 para la determinación de las propiedades de impacto con probetas entalladas utilizando un péndulo Charpy instrumentado. Los valores de resiliencia frente a la temperatura obtenidos para cada tipo de material, ponen de manifiesto: Una pérdida de resistencia al impacto sistemática con el reciclado del 50% con respecto del material de referencia, independientemente del origen de material y del contenido de agua. En todos los casos la transición del comportamiento dúctil-frágil es gradual no apreciándose un rango de temperaturas donde se pueda definir, ni siquiera en el entorno de la temperatura de transición vítrea. No obstante, la temperatura de fragilización TB (1/4) del material reciclado registra un descenso de 70ºC, independientemente del origen de material y del contenido de agua, de nuevo. El estudio de la fractografía por MEB revela que el aspecto morfológico de la superficie de rotura de las probetas cambia notoriamente en el rango de temperaturas próximo al valor de la de fragilización del material.

ABSTRACT

In this paper we have studied the influence of temperature, under dry conditions and 1.5% moisture, on the impact behavior of polyamide 6.6 reinforced with 35 % of its weight of short fiber glass from recycled rail fastening plates. The recycled polymeric material studied was classified according to its origin: raw material used as reference (P), material rejected in quality control (D) and track material removed after seven years of service (V). This study was carried out using the methodology set out in European Standards ISO 179-1/2 for determining the impact properties with notched standard specimens using an instrumented Charpy pendulum. The toughness values versus temperature obtained for each type of material reveal that: A systematic loss of impact strength of 50% with recycling compared to the reference material, regardless of source material and water content. In all cases the ductile-brittle transition behavior is gradual not appreciate a range of temperatures which can be defined, even in the vicinity of the glass transition temperature. However, the embrittlement temperature TB (1/4) of the recycled material shows a decrease of 70 ºC, regardless of source material and water content, again. The fractography study by SEM reveals that the morphological appearance of the fracture surface of standard specimens changes sharply in the temperature range close to the embrittlement value of the material.

PALABRAS CLAVE: Poliamida reforzada, reciclado, impacto, Charpy, temperatura, ferrocarril.

1.- INTRODUCCIÓN Y OBJETIVO

La utilización de polímeros reforzados con fibra de vidrio en aplicaciones ingenieriles ha aumentando considerablemente debido a su alta resistencia mecánica y rigidez, masa reducida, resistencia a la corrosión, facilidad de diseño y fabricación. Sin embargo, una preocupación constante es el efecto de las cargas de impacto a las que pueden estar sometido el composite y que pueden dañarlo severamente, reduciendo la resistencia de una estructura. Por lo tanto, el comportamiento dinámico a fractura del material reforzado bajo cargas de impacto es de suma importancia para su funcionamiento en servicio, siendo notorio por ello, que numerosas investigaciones se hayan centrado en su estudio [1-5].

Muchos polímeros semicristalinos ingenieriles exhiben una buena resistencia y ductilidad a temperatura

ambiente y ratios de deformación moderados. Sin embargo, estos materiales se convierten en frágiles bajo severas condiciones tales como bajas temperaturas o altos ratios de deformación sufriendo una transición del comportamiento dúctil-frágil brusca. A bajas temperaturas las fracturas son catastróficas, se representan por la ausencia de distorsión de las partes rotas y se absorbe poca energía. A altas temperaturas las fracturas se caracterizan por una fluencia definida del material a lo largo de la zona de ruptura. La rotura frágil tiene lugar cuando el material se comporta elásticamente hasta el punto de rotura, mientras que la rotura dúctil la muestra se deforma permanentemente cerca del punto de fractura [6].

Las empresas ferroviarias utilizan en sus infraestructuras, piezas conformadas con polímeros termoplásticos reforzados con fibra de vidrio. Estas piezas poseen una aplicación estructural de responsabilidad dentro de la vía, estos constituyentes son las placas acodadas de sujeción entre el carril y la traviesa, inyectadas con poliamida 6.6 reforzada con un 35% en peso de fibra de vidrio corta. Una parte de las piezas producidas para tal fin son desechadas por no superar los controles de calidad, éstas junto con el material sobrante de las mazarotas de la inyección y el necesario para la puesta a punto de la inyectora, constituyen casi el 10 % de la producción total. El 90 % restante corresponde a las placas para la puesta en vía que tras su ciclo de vida son retiradas.

La principal función de las placas acodadas es aminorar los efectos dinámicos del carril hacia la traviesa mediante la amortiguación de los impactos en el sentido horizontal y de las cargas y vibraciones inducidas por el paso de las circulaciones ferroviarias. Además, contribuyen a aislar eléctricamente los carriles, a impedir su desplazamiento longitudinal y el giro de los mismos, e incluso a soportar los esfuerzos de aceleración y frenado transmitidos por el tren.

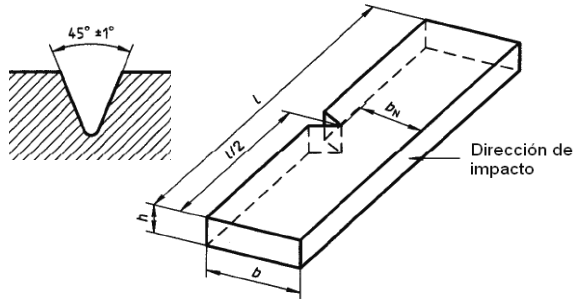
La recuperación de este material polimérico para su posterior reutilización supone un gran ahorro tanto económico como medio ambiental. No obstante, cualquier tipo de reciclado va acompañado de una pérdida de calidad del material con una degradación de sus propiedades que pudiera limitar su vida útil. En estudios propios previos [7-10] se analizó el efecto y la disminución de propiedades mecánicas, físicas y térmicas que provocaba el proceso de reciclado reiterado sobre las placas de poliamida 6.6 reforzada con fibra de vidrio tanto en material rechazado como el retirado en vía.

Como complemento, en este trabajo se ha estudiado la resistencia al impacto, a diferentes temperaturas, de la poliamida 6.6 reforzada con un 35 % en peso de fibra de vidrio (PA66GF35) corta reciclada con material rechazado en los controles de calidad y con el retirado en vía. Este estudio se ha llevado a cabo aplicando la metodología establecida en las Normas Europeas ISO 179-1/2 [11 y 12] para la determinación de las propiedades de impacto Charpy a partir de diagramas fuerza-flexión utilizando una máquina de impacto Charpy instrumentada.

2.- MATERIAL OBJETO DE ENSAYO

El presente trabajo se llevó a cabo empleando probetas Charpy del tipo 1 con entallas simples mecanizadas en V del tipo A, en la cara estrecha, (Ver figura 1) normalizadas y conformadas con PA 6.6 reforzada con un 35% en peso de fibra de vidrio corta reciclada procedente de placas rechazadas en los controles de calidad, identificado como “Piezas Defectuosas” (D), y recogido directamente de la vía colocadas en traviesas MR-90, en el área de mantenimiento de la estación de RENFE en Fuencarral, Madrid, procedentes de Córdoba con siete años en servicio, identificado como “Piezas Vía” (V). Además se inyectaron probetas con granza virgen suministrada por DSM Akulon S223-Hg 7 black, para utilizarlas como referencia. Asimismo, se consideraron dos condiciones de ensayo; probetas secas (secadas durante 7 días en estufa a 100 ºC) y probetas con un 1,5 % de humedad.

El proceso de inyección se llevó a cabo en una máquina inyectora ALLROUNDER 221 K de Arburg con una temperatura en la boquilla de 290 ºC.



Tipo de probeta	Longitud l	Anchura b	Espesor h	Distancia entre apoyos L
1	80 ± 2	10,0 ± 0,2	4,0 ± 0,2	$62^{+0,5}_{-0,0}$

Figura 1: Probetas Charpy tipo 1 con entalla tipo A. [11]

3.- EXPERIMENTACIÓN Y EQUIPAMIENTO

3.1.- Principio del método Charpy

Uno de los métodos más sencillos para caracterizar la tenacidad es utilizar un péndulo de impacto Charpy (ver figura 2). Este método consiste en golpear mediante una masa, una probeta que se encuentra soportada, cerca de sus extremos, entre unas mordazas paralelas. La masa, M, que se encuentra acoplada al extremo de un péndulo de longitud, L, se deja caer desde una altura inicial, h_0, a través de la cual se controla la velocidad de aplicación de la carga en el momento del impacto. La masa impacta perpendicularmente en la mitad del dorso de la

cara entallada de la probeta normalizada, fracturándola. Conociendo la masa del péndulo y la diferencia entre la altura inicial, h_0, y la final tras el impacto, h_f, del mismo, se puede medir la energía absorbida en el proceso de fracturación.

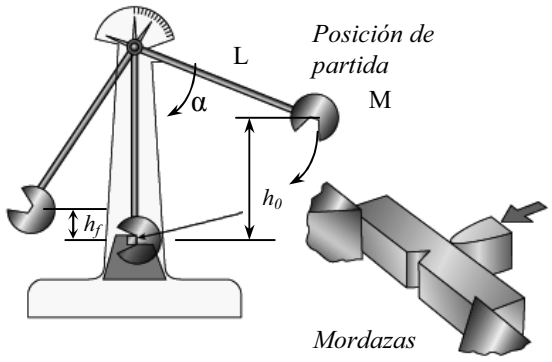


Figura 2: Esquema de un ensayo de impacto Charpy

Muchos de los ensayos de impacto se realizan en condiciones en las cuales se favorece la fractura frágil. Entre los factores que contribuyen a modificar el modo de fractura se encuentran [13]:

- La *velocidad de aplicación de la carga*, la cual se controla variando el ángulo α.
- La *presencia de concentradores de tensiones*, lo cual se logra mecanizando una entalla en la probeta del material a estudiar.
- La *exposición a diferentes temperaturas*. El aumento progresivo de la temperatura provoca un aumento de la energía de impacto. La transición en el comportamiento frágil-dúctil se produce en un rango de temperaturas, variable con el material de ensayo.
- La *morfología del polímero*: Depende de la orientación de las cadenas poliméricas en la muestra, del grado de cristalinidad y del tamaño de las esferulitas.
- Las *condiciones de procesamiento*. Temperatura y presión.

Los polímeros experimenten una transición dúctil-frágil con la disminución de la temperatura. Para determinar la transición de la PA66GF35 se ha realizado el ensayo de impacto Charpy a distintas temperaturas con la ayuda de un equipo de atemperamiento, sumergiendo las probetas en baños debidamente para alcanzar las temperaturas de ensayo.

3.2.- Equipamiento

Los ensayos de impacto Charpy se han llevado a cabo con un péndulo Impactor II instrument Equipment tipo 7613.000 S/N 21581 code 7601.005.1, equipado con un martillo instrumentado de 5 J, N.001-M 1602 y un software Ceastview para el tratamiento de resultados. Las temperaturas de ensayo se lograron por inmersión de las probetas durante 30 minutos, antes del mismo, en un baño de aceite LAUDA Proline RP 890 y un baño termostático de agua Corporación internacional de tecnología, S.A.

La máquina de ensayos de impacto Charpy está acoplada a un ordenador mediante una tarjeta de adquisición de datos, a través de la cual es posible registrar las curvas fuerza-tiempo generadas durante los ensayos que permite obtener el valor de la energía absorbida por el material en el proceso de fractura.

3.3.- Parámetros de ensayo

Velocidad de impacto: 2,90 m/s
Altura de impacto: 1000,00 mm
Ángulo de impacto: 150 º
Masa de impacto: 1,19 kg
Distancia entre mordazas: 62 mm
Temperaturas de ensayo: (-80, -20, 6, 20, 30, 50, 80, 120 y 160) ºC

3.4.- Cálculo de resultados

El péndulo Charpy registra la curva de fuerza-tiempo obtenida durante el ensayo gracias al martillo instrumentado con una célula de carga. Los resultados obtenidos en el ensayo de impacto se describen a continuación:

Flexión, *s*, en (m), se define como el desplazamiento del martillo con respecto a los soportes de la probeta después del impacto, desde el primer contacto entre el martillo y la probeta. La flexión se calcula con la expresión (1).

$$s(t) = v_0 t - \frac{L_\mathrm{P} \times g}{M_\mathrm{H}} \int_0^t \int_0^{t_1} F(t)\ \mathrm{d}t\ \mathrm{d}t_1$$

$$s_i = \sum_{i=0}^{i-1} s_i + t_{sampling} \frac{v_i + v_{i-1}}{2} \qquad (1)$$

Energía de impacto, *E*, en (J), se define como la energía consumida en acelerar, deformar y romper la probeta durante la flexión. Esta energía se obtiene mediante la expresión (2).

$$E_j = \int_0^{s_j} F(s)\ \mathrm{d}s\ ;\ E_i = \sum_{i=0}^{i-1} E_i + t_{sampling} \frac{F_i v_i + F_{i-1} v_{i-1}}{2} \qquad (2)$$

Resistencia al impacto Charpy, a_{cN}, en (kJ/m^2), se define como la energía de impacto en la rotura con respecto al área de la sección transversal inicial central con entalla. Se calcula con la expresión (3).

$$a_{cN} = \frac{\boldsymbol{E}_\mathrm{B}}{h b_\mathrm{N}} \times 10^3 \qquad (3)$$

Donde,

$t_{sampling} = t - t_{i-1}$
$t_{sampling}$: tiempo de muestreo (s).

t: tiempo (s).
v: velocidad de impacto (m/s)
F(t): fuerza medida en el tiempo *t* tras el impacto (N).
F(s): curva de fuerza-desplazamiento.
F: fuerza de impacto (N).
M_{total}: masa del martillo (kg).
g: aceleración debida a la gravedad (m/s^2).
Lp: longitud del péndulo (m).
M_H: momento horizontal del péndulo (N.m).
h: espesor de la probeta (mm).
b_N: anchura medida desde la base de la entalla (mm).
E_B: energía en la rotura (J).

3.5.- Tipos de fallos

En los materiales compuestos para moldeo, pueden producirse diferentes roturas que se codifican de la forma siguiente [11 y 12]:

- *C*: rotura completa, la probeta se separa en dos o más piezas.
- *H*: rotura en bisagra de forma que las dos partes de la probeta están unidas sólo por una fina lámina periférica en forma de bisagra sin rigidez residual.
- *P*: Rotura parcial, rotura incompleta que no corresponde a la definición de rotura en bisagra.
- *N*: sin rotura, la probeta sólo está torcida y deformada en los soportes, con posibilidad de zonas blanquecinas debidas a la tensión del golpe.

Los subgrupos de la rotura completa (C) y en bisagra (H) se codifican por las siguientes letras:

- *t*: rotura tenaz, fluencia seguida de agrietamiento estable.
- *b*: rotura frágil, fluencia seguida de rotura por agrietamiento inestable.
- *s*: rotura con astillamiento, agrietamiento inestable seguido de astillamiento.

4.- RESULTADOS Y ANÁLISIS

A continuación se presentan los resultados obtenidos en los ensayos de impacto sobre el material compuesto reciclado a diferentes temperaturas y su discusión.

4.1.- Curvas fuerza - flexión

Todas las probetas ensayadas, hasta 80ºC, independientemente de su procedencia rompieron en dos partes (rotura completa tipo C). Por el contrario, las probetas ensayadas a 120 y 160ºC se fracturaron en forma de bisagra (tipo H). Los gráficos de las Figuras 3 y 4 muestran las curvas fuerza-flexión de las muestras (P, D y V) secas (S) y húmedas (H) para las dos condiciones de temperatura extremas, -80 y 160 ºC, respectivamente. A -80 ºC, las curvas de los tres tipos de muestras secas y húmedas presentan un modo de fallo del subgrupo *s* mientras que a 160ºC, la rotura es del subgrupo *t* para todas ellas.

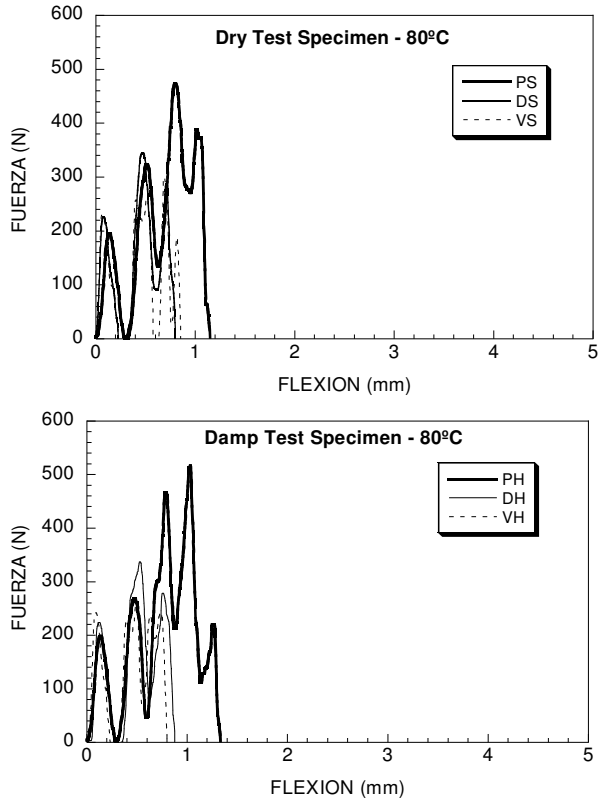


Figura 3: Curva fuerza-flexión a -80 ºC

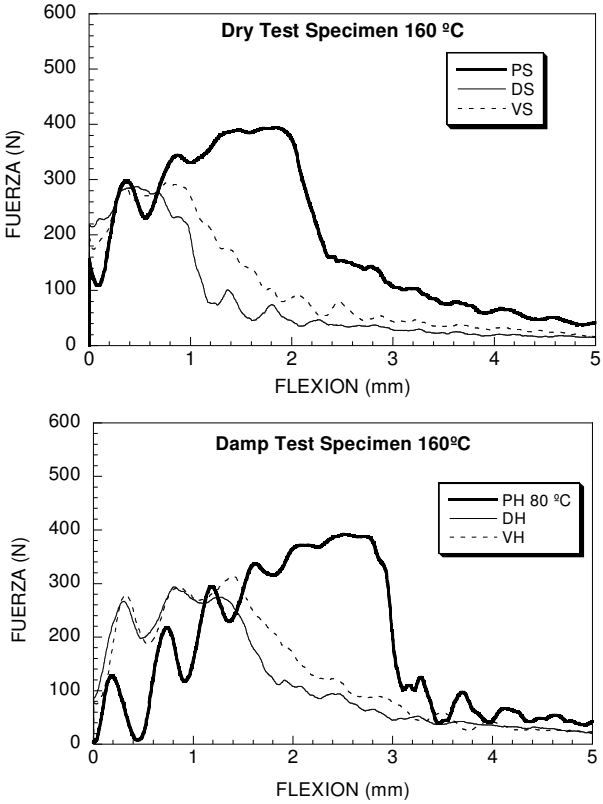


Figura 4: Curva fuerza-flexión a 160 y 80 ºC

4.2.- Transición dúctil-frágil

En la Figura 5 se ha representado la tenacidad al impacto obtenida para cada tipo de material y estado frente a la temperatura de ensayo. Se puede observar una dependencia similar para todas las condiciones, en valores negativos de temperatura donde la resistencia al impacto se mantiene prácticamente invariable. Sin embargo, a partir de los 0ºC comienza a crecer de forma acelerada. Se aprecia una disminución de tenacidad, en todo el rango de temperaturas para el material reciclado con respecto al de referencia. En valores negativos de temperatura, se mantiene una disminución notable del 50% (8,2 → 3,8 kJ/m^2) entre condiciones secas o húmedas pero no se observa una diferencia considerable entre la procedencia del material reciclado. A partir de 0ºC, las curvas comienzan a crecer y a diverger entre ellas, determinándose unas caídas de tenacidad a los 160ºC, entre el material de referencia y el material reciclado, del 36 % (33,0 → 21,2 kJ/m^2) en estado húmedo y del 47 % (33,0 → 17,5 kJ/m^2) en condiciones secas. Se estima una disminución de resistencia al impacto del 17 % (21,2 → 17,5 kJ/m^2) entre el material reciclado húmedo y seco, y un descenso del 6% entre el material reciclado de vía y defectuoso tanto en condiciones húmedas (21,7 → 20,5 kJ/m^2) como secas (17,9 → 16,8 kJ/m^2).

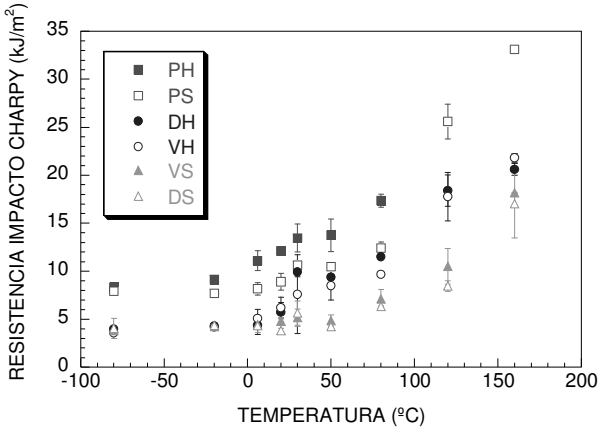


Figura 5: Curvas Resistencia impacto-Temperatura

En esta representación de la resistencia al impacto frente a la temperatura no se aprecia de forma clara una temperatura de transición entre el comportamiento frágil-dúctil. En este caso, la transición es progresiva de modo que no se puede atribuir un valor concreto. Para ello se considera el criterio T_B (1/4) [6] como la temperatura para la cual la resistencia al impacto del material con un fondo de entalla de 0,25 mm de radio es igual a 10 kJ/m^2. Los valores de T_B (1/4) para el material ensayado se recogen en la Tabla 1.

Tabla 1: Temperaturas de transición frágil-dúctil T_B

	PH	PS	DH	DS	VH	VS
T_B (1/4)	-10,00	35,00	53,33	124,16	65,83	113,34

4.3.- Estudio fractográfico

Las observaciones en el MEB revelan una morfología de las superficies de fractura asociada a un mecanismo de rotura frágil hasta los 80 ºC para todos los materiales ensayados independientemente de las condiciones de humedad. A mayor temperatura las superficies de fractura presentan un aspecto de rotura dúctil mostrándose la matriz altamente deformada, como se puede apreciar en las micrografías de la Figura 6 tomadas sobre el patrón seco a 300 aumentos. En las macrografías de la Figura 7, se pueden observar las superficies de fractura del material de referencia seco y con un 1,5% de humedad a todas las temperaturas ensayadas y 4 probetas del material reciclado ensayado a 20ºC. A simple vista se aprecian las zonas con alta deformación plástica, debido al comportamiento dúctil, identificadas por un área de tono más oscuro. Con esta observación, no se han encontrado evidencias relevantes que diferencien las superficies de fractura entre los materiales dependiendo de su procedencia o estado de humedad.

Tras el análisis de las micrografías se puede determinar un rango de transición entre el comportamiento dúctil-frágil para el material seco comprendido entre (80-120) ºC y entre (50-80) ºC con un humedad. Estos rangos térmicos se sitúan por encima de los valores de la temperatura de transición vítrea definidos para la matriz de poliamida 6.6 variables según su procedencia P, V o D (35±3ºC en húmedo [7] y 65±3ºC en seco [9]) evidenciándose el efecto beneficioso que desde el punto de vista de la resistencia térmica ejerce la incorporación de fibra de vidrio.

5.- CONCLUSIONES

Del trabajo experimental desarrollado se pueden extraer las siguientes conclusiones:

- Una pérdida de resistencia al impacto sistemática con el reciclado del 50% con respecto del material de referencia, independientemente del origen del material y de su contenido de agua.
- En todos los casos la transición del comportamiento dúctil-frágil es gradual no apreciándose un rango de temperaturas donde se pueda definir, ni siquiera en el entorno de la temperatura de transición vítrea, que establece para este material entorno a 35 ± 3ºC [7], dependiendo de su procedencia y del contenido de humedad.
- La temperatura de fragilización T_B (1/4) [6] del material reciclado registra un descenso de 70ºC, independientemente del origen de material y del contenido de agua, evidenciando el riesgo de reutilización de este material para situaciones de impacto.
- El estudio de la fractografía por MEB revela que el aspecto morfológico de la superficie de rotura de las

probetas cambia notoriamente en el rango de temperaturas de transición dúctil-frágil definido en las condiciones evaluadas.

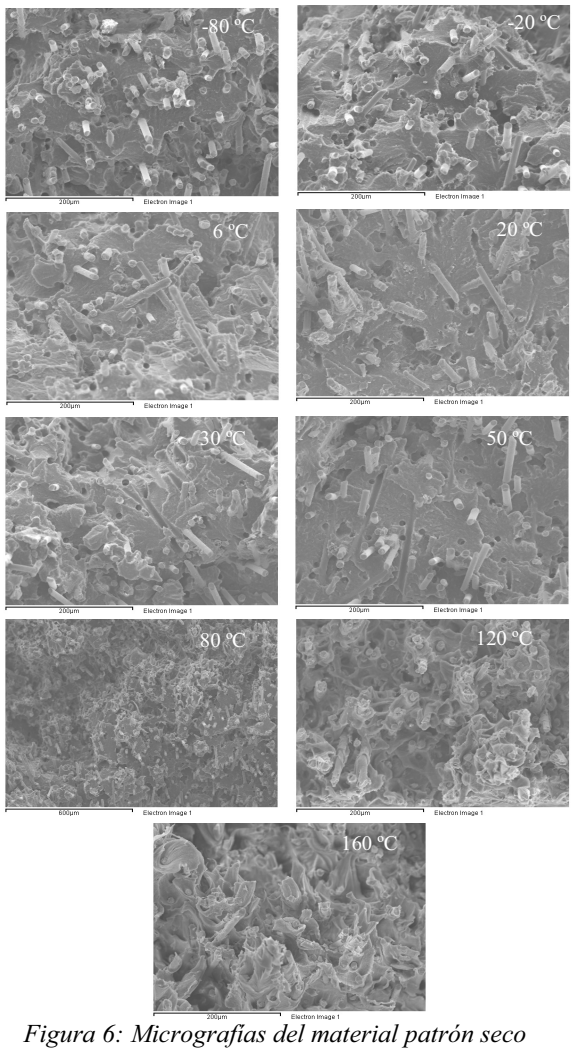
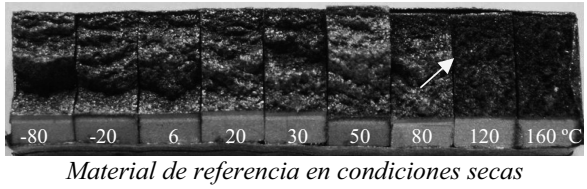
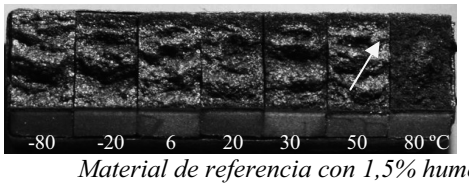


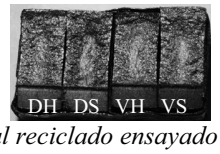
Figura 6: Micrografías del material patrón seco



Material de referencia en condiciones secas



Material de referencia con 1,5% humedad



Material reciclado ensayado a 20 ºC

Figura 7: Macrografías de las superficies de fractura

6.-BIBLIOGRAFÍA

[1] Wei Jianga. et al. *Brittle-ductile transition of particle toughened polymers: influence of the matrix properties*. Polymer, vol. 45, pp. 6427–6430, 2004.

[2] Z. Bartczak et al. *Toughness mechanism in semi-crystalline polymer blends: I. High-density polyethylene toughened with rubbers* Polymer, vol. 40, pp. 2331–2346, 1999.

[3] J. Yang et al. *Brittle–ductile transition of PP/POE blends in both impact and high speed tensile tests* Polymer, vol. 44, pp 5047–5052, 2003.

[4] R. J. Gaymans et al. *The BrittIe - DuctiIe Transition Temperature of Polycarbonate as a Function of Test Speed*. Polymer Engineering and Science, Vol. 40, No. 1, pp. 256-262, January 2000.

[5] Koicchi Kitao. *A Study of Brittle-Ductile Transition in Polyethylene.* Polymer Engineering and Science, Vol. 37, No. 5, pp. 777-788, May 1997.

[6] Fred W. Billmeyer, JR. *Ciencia de los polímeros*. Editorial Reverté, 2004.

[7] Casado, J. et al. *Efecto del reciclado de poliamida reforzada en el comportamiento mecánico de placas de sujeción de vía de ferrocarril para AVE*. MATCOMP-07. pp. 811- 818, 2007.

[8] Casado, J. et al. *Mechanical behavior of recycled reinforced polyamide railway fasteners*. Polymer Composites. 2009.

[9] Diego, S. et al. *Influencia de las impurezas y del ambiente en el comportamiento mecánico de la poliamida reforzada reciclada*. Anales de mecánica de la fractura. pp. 199-204. XXVI Encuentro del grupo español de fractura. Santander 2009.

[10] Casado J. et al. *Efecto del número de reciclados en el comportamiento en fatiga de la poliamida reforzada*. Anales de mecánica de la fractura. pp. 295-300. XXVI Encuentro del grupo español de fractura. Santander 2009.

[11] UNE-EN ISO 179-1. *Plásticos. Determinación de las propiedades al impacto Charpy. Parte 1: Ensayo de impacto no instrumentado*. AENOR. Octubre 01.

[12] UNE-EN ISO 179-2. *Plásticos. Determinación de las propiedades frente al impacto Charpy. Parte 2: Ensayo de impacto instrumentado*. AENOR. Julio 00.

[13] Y.Ortega. *Prueba de impacto: ensayo Charpy*. Revista mexicana de física E 52 (1) pp. 51-57. Junio 2006

[14] UNE-EN ISO 1874-2. *Plásticos. Materiales de poliamida (PA) para moldeo y extrusión. Parte 2: Preparación de las probetas y determinación de propiedades*. AENOR. Septiembre 07.

CARACTERIZACIÓN DE POLIETILENOS DE ALTA DENSIDAD FRENTE AL FENÓMENO DEL CRECIMIENTO LENTO DE GRIETA

A. Adib[1], C. Domínguez[2], R. A García[3], M. Aroca[4], M.A. Garrido[1], J. Rodríguez[1]

[1] Departamento de Ciencia e Ingeniería de Materiales. Universidad Rey Juan Carlos, C/ Tulipán, s/n, 28933 Móstoles, Madrid, España. E-mail: jesus.rodriguez.perez@urjc.es
[2] Laboratorio de Tecnología de Polímeros. Universidad Rey Juan Carlos
3 Departamento de Tecnología Química y Ambiental. Universidad Rey Juan Carlos
[4] Centro de Tecnología REPSOL, Ctra, de Extremadura, km. 18, 28931 Madrid.

RESUMEN

Muchos de los fallos de tuberías de polietileno de alta densidad se deben al fenómeno del crecimiento lento de grieta (slow crack growth), un proceso de rotura dependiente del tiempo, y por tanto muy difícil de caracterizar con precisión. Parte de estas dificultades son consecuencia de la imposibilidad de aislar este fenómeno de otros también presentes en la rotura, como el enromamiento y la deformación plástica en el frente de grieta.

En este trabajo se comparan los resultados experimentales obtenidos con dos geometrías de probeta diferentes, PENT (Pennsylvania Edge-Notch Tensile) y CDNT (Circumferentially Deep Notch Tensile), diseñadas en ambos casos para favorecer el fenómeno del slow crack growth en ensayos acelerados. Los distintos tiempos de rotura medidos experimentalmente se justifican en función del grado de triaxialidad impuesto en el fondo de la fisura en cada geometría. Las conclusiones de este estudio pueden ser de utilidad a la hora de clasificar materiales por su resistencia al fenómeno de slow crack growth.

ABSTRACT

Many of the polyethylene pipes failures are due to the slow crack growth mechanism, a time controlled process which is very difficult to characterize accurately. Some of these difficulties are associated with the impossibility of isolating this phenomenon from others also present during failure, such as blunting or plastic flow in the crack tip region.

In this work, experimental results obtained from two different specimen geometries PENT (Pennsylvania Edge-Notch Tensile) and CDNT (Circumferentially Deep Notch Tensile), both designed as accelerated tests to study the slow crack growth mechanism, were compared. The different experimental failure times are justified in terms of the crack tip triaxiality. The conclusions extracted can be useful to classify materials according to its slow crack growth resistance.

PALABRAS CLAVE: *Slow crack growth*, polietileno de alta densidad.

1. INTRODUCCIÓN

El fenómeno de *slow crack growth*, (SCG) crecimiento lento de grieta, es uno de los mecanismos de fallo característicos de las tuberías de polietileno destinadas al transporte de agua y gas [Ref 1,2]. Este mecanismo de fallo se caracteriza por tener lugar a niveles de tensión claramente inferiores al límite elástico del material y con una morfología típica de una rotura frágil. El tiempo de rotura del material asociado al mecanismo de SCG está controlado por la formación de *crazes* en el material, por la evolución de la zona de daño y por la propagación de este daño al resto del componente. Las roturas en tuberías causadas por SCG se producen después de años de servicio. Lógicamente, la caracterización del comportamiento del material frente al fenómeno de SCG debe realizarse mediante ensayos acelerados que permitan en tiempos razonables dar una buena estimación de la resistencia del material a este fenómeno de fallo a largo plazo.

Uno de los trabajos pioneros desde el punto de vista experimental se debe a Lu y Brown [3] que desde la Universidad de Pensilvania propusieron en los años 90 un ensayo para medir la resistencia al fenómeno de SCG del material de una tubería. Este ensayo conocido como PENT (*Pennsylvania Edge-Notch Tensile*) se ha recogido en las normas ASTM F1473 [4] e ISO 16241 [5] y se ha convertido en un procedimiento reconocido en el campo de los plásticos para clasificar materiales. En el ensayo PENT, como indica la figura 1, se someten a tracción probetas prismáticas rectangulares de

50x25x10 mm en las que se ha introducido una entalla principal de 3,5 mm de profundidad y dos entallas secundarias de 1 mm de profundidad que pretenden favorecer las condiciones de deformación plana. Con el fin de que los tiempos de fallo no sean demasiado largos, los ensayos PENT se realizan a una temperatura de 80 ºC aplicando una tensión remota constante de 2,4 MPa. Con estas condiciones se acelera la rotura pero se mantienen las condiciones del fenómeno de SCG. El ensayo PENT se ha utilizado ampliamente como medida de la resistencia al SCG [6,7], pero con las nuevas generaciones de polietilenos han aparecido algunos problemas que limitan su utilidad. Los tiempos de rotura empiezan a ser muy grandes y, sobre todo, se producen roturas que no garantizan las características esperadas en un verdadero mecanismo de SCG.

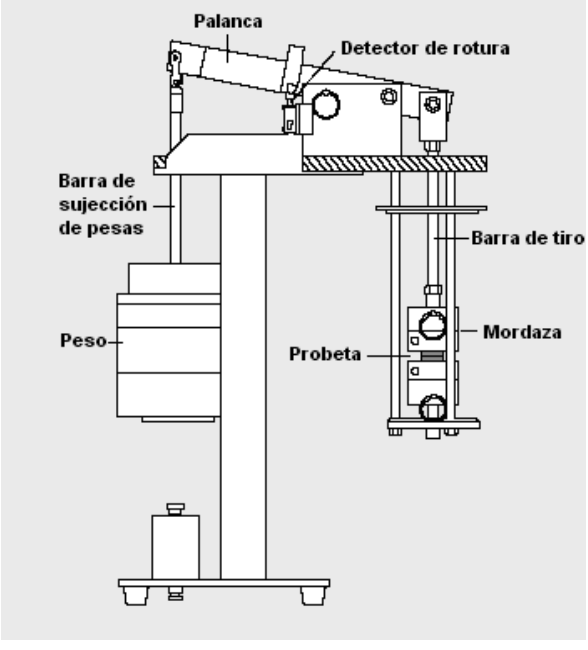


Figura 1. Esquema de una estación de ensayo PENT.

Los mecanismos de fallo característicos de los materiales poliméricos están condicionados por la generación de *crazes*. El gran tamaño de la zona de *crazing* puede limitar en algunos casos la utilización de la Mecánica de la Fractura y, por ese motivo, Williams [8] propuso la utilización de probetas con una entalla circunferencial profunda para caracterizar el fenómeno de formación de *crazes* en el material. Estas probetas CDNT (Circumferentially Deep Notch Tensile), que se recogen en la figura2, favorecen el mecanismo frágil de *crazing* frente al flujo plástico, al tener un elevado grado de triaxialidad, en especial si el área del ligamento es un porcentaje pequeño de la inicial, del orden del 10 %. La geometría CDNT se utilizó posteriormente para predecir el tiempo de fallo por SCG en tuberías de polietileno [9].

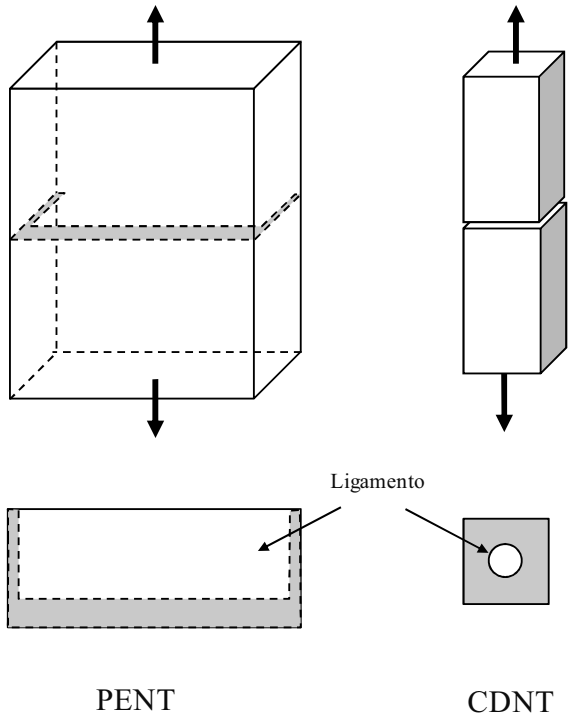


Figura 2. Esquema de las geometrías PENT y CDNT.

El objetivo de este trabajo ha consistido en reproducir directamente mediante el uso de las probetas CDNT el fenómeno de SCG, bajo ciertas condiciones de temperatura y tensión remota. Los tiempos de rotura y la morfología de las superficies de fractura producidas se compararon con las obtenidas en ensayos PENT. Junto con la realización de los ensayos en ambos casos en una serie de materiales con diferentes resistencias al SCG, se han simulado los ensayos con un código de elementos finitos para comparar el grado de triaxialidad en cada una de las configuraciones. El fin último es determinar el mejor método experimental para caracterizar el comportamiento frente al mecanismo de SCG de polietilenos de alta densidad.

2. MATERIALES

En este trabajo se han estudiado diferentes grados de resinas de polietileno de segunda generación PE80 y tercera generación PE100, todos ellos sumnistrados por REPSOL. La tabla 1 resume las principales propiedades físico-químicas de estos materiales. Se trata de copolímeros etileno-buteno obtenidos a través de un catalizador Ziegler-Natta de Aluminio/titanio, a excepción del material PE80A que es un copolímero etileno-hexeno con catalizador de cromo.

Material y comonómero		M_w (kg/mol)	M_w/M_n	ρ (g/cm^3)	X (wt %)	T_m (ºC)	σ_y (MPa)
PE80A	1-hexene	165	6.8	0.9430	59.8	132.5	9.0
PE80B	1-butene	235	14.1	0.9481	64.5	135.3	10.4
PE100A	1-butene	238	16.8	0.9483	65.1	135.0	10.3
PE100B	1-butene	238	14.4	0.9493	64.7	134.8	10.8
PE100C	1-butene	243	16.8	0.9490	65.8	134.8	10.6

Tabla 1. Propiedades de los materiales analizados.

3. METODOLOGÍA

3.1 Técnicas experimentales

Para determinar la distribución de pesos moleculares de las muestras se utilizó un equipo de cromatografía de permeación de geles GPC (*Gel Permeation Chromatography*) de la marca Waters Alliance CPCV 2000 equipado con un detector de índice de refracción y un viscosímetro. La temperatura del análisis fue de 145 ºC con un flujo de 1,0 ml/min. Para realizar la separación molecular se empleó un sistema formado por tres columnas, dos de Polymer Plgel de 10μm Mixed B y una de 10 μm y tamaño de poro de 10^6 Å. La concentración de la muestra fue de 1,3 mg/ml y 150 μl de volumen de inyección. El sistema fue previamente calibrado utilizando patrones de poliestireno según el procedimiento de calibración universal.

Para la medida de las propiedades térmicas como la temperatura de fusión, T_m, y para la determinación del grado de cristalinidad, X, se empleó un equipo de Calorimetría Diferencial de Barrido, DSC (*Differential Scanning Calorimetry*) DSC822 de la marca Mettler-Toledo. El análisis se realizó en una atmósfera inerte de nitrógeno a una velocidad de calentamiento o enfriamiento de 10ºC/min, siguiendo el procedimiento descrito en la norma ASTM D3418 [10]. El grado de cristalinidad se calculó a partir de la entalpía de fusión por unidad de masa, tomando como valor de referencia la correspondiente a un polietileno 100% cristalino, 290 J/g. Para garantizar lo adecuado de las medidas se extrajeron muestras del núcleo de las probetas empleadas en los ensayos PENT.

La determinación de la densidad, ρ, se realizó siguiendo el método de columna de gradientes descrito en la norma UNE-EN ISO 1183-2 [11]. Según este método, la densidad se mide a 23 ºC en una columna en la que se ha generado un gradiente de densidades mediante una mezcla de etanol y agua. Las medidas se realizan al comparar la posición de las muestras con una serie de patrones.

Se realizaron ensayos de tracción a 80 ºC y 50 % de humedad relativa, en una máquina de ensayos INSTRON 5565, siguiendo las recomendaciones de la norma ISO 527-2:1993 [12]. Se ensayaron probetas normalizadas con forma de halterio a una velocidad de desplazamiento del cuadro de la máquina de 50 mm/min y se determinó la tensión de cedencia σ_y.

Las probetas para los ensayos PENT se fabricaron a partir de una placa moldeada por compresión en una prensa hidráulica a una temperatura de 180 ºC y a una presión de 200 bares. El proceso de enfriamiento hasta alcanzar la temperatura ambiente de 20 ºC superó las 5 horas con una velocidad de enfriamiento de aproximadamente 0,5 ºC/min. Durante este proceso se permite que la presión decrezca de manera natural siguiendo las indicaciones de la norma ASTM F1473[4]. Las probetas de PENT de 50x25x10 mm se mecanizaron a partir de las placas moldeadas y se entallaron mediante el uso de una cuchilla que se desplazó a una velocidad de 200 μm/min. Con este sistema se introdujeron entallas laterales de 1 mm de profundidad y una entalla frontal de 3,5 mm. Los ensayos PENT se realizaron en un equipo INSTRON 3800 aplicando una tensión de 2,4 MPa y a 80 ºC. Se registró el tiempo de rotura de al menos 3 probetas por material.

Los ensayos CDNT se realizaron en el mismo equipo que los de PENT, pero con unas condiciones de tensión remota aplicada de 1 MPa y a la temperatura de 80 ºC. En las probetas prismáticas de 10x10x50 mm se introdujo una entalla circunferencial hasta una profundidad tal que la relación entre el área inicial y el área del ligamento fuera 1/10.

3.2 Técnicas numéricas.

Con el fin de determinar el grado de triaxialidad característico de cada configuración, PENT y CDNT, se

realizó un modelo de elementos finitos usando el código comercial ANSYS. En el modelo se emplearon elementos tridimensionales cuadráticos, definidos por 20 nodos. En la zona de la entalla la malla se refinó para poder describir con la suficiente precisión el elevado gradiente tensional. Las posiciones de los nodos dentro de los elementos finitos se situaron de manera que fuera posible captar la singularidad característica del frente de grieta.

La simetría de cada problema permite reducir el modelo de elementos finitos a 1/2 de la geometría real en el caso de los ensayos PENT y a 1/4 en el de los ensayos CDNT. Para el material se empleó un modelo elastoplástico con endurecimiento multilineal isotrópico. Las características particulares se corresponden con las obtenidas experimentalmente en los ensayos de tracción realizados a 80 ºC en el material PE100A. En el proceso de carga se aplicó en ambos casos, PENT y CDNT, un desplazamiento de 500 μm.

4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

En la figura 3 se comparan los tiempos de rotura correspondientes a los ensayos PENT y CDNT para los cinco materiales ensayados en este trabajo. Como se puede apreciar en la figura los tiempos PENT y CDNT difieren notablemente. En ocasiones, los tiempos de fallo de los ensayos CDNT y PENT no siguen las mismas tendencias y, además, la clasificación de los materiales en función de su resistencia al SCG es diferente si se toman unos datos u otros.

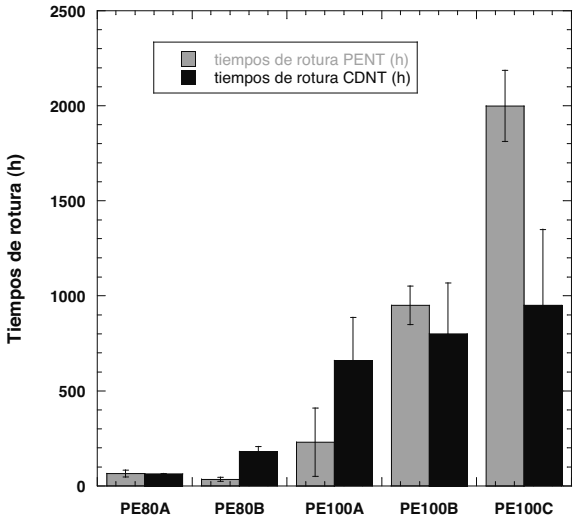


Figura 3. Comparación de los tiempos de rotura.

En la figura 4 se recogen algunas imágenes de microscopía electrónica de barrido de las superficies de fractura del material PE80B. En ellas se pueden apreciar dos fenómenos asociados a la deformación plástica del material que son muy relevantes para el comportamiento frente al SCG. En primer lugar, en las imágenes 4a y 4b, se compara el aspecto general de la superficie de fractura. En el caso de los ensayos PENT se observan unas líneas de deformación plástica marcada que se conocen con el término inglés de *arrest lines*, y que son una consecuencia de un fenómeno de enromamiento del frente de grieta. Este fenómeno no se observa en las superficies de fractura de las probetas CDNT. En las imágenes 4c y 4d se muestran detalles a mayor aumento de las dos superficies de fractura. La morfología de las superficies de fractura de las probetas CDNT es más fina, con microhuecos de menor tamaño y fibrillas con un grado menor de estiramiento. Como en el caso de la figura 4a, estas observaciones indican que el grado de deformación plástica en las probetas CDNT ha sido considerablemente menor que en el caso de las probetas PENT.

Para justificar las diferencias encontradas en los tiempos de rotura y en las morfologías de las superficies de fractura se ha realizado un modelo de elementos finitos de los ensayos PENT y CDNT usando las propiedades del material PE100A. En la figura 5 se comparan los grados de triaxialidad característicos de cada configuración, entendiendo por ello, la relación entre la tensión hidrostática, σ_m, y la tensión equivalente, σ_{eq}. El grado de triaxialidad se ha representado en función de una distancia normalizada por el ligamento, de forma que en la geometría CDNT la distancia correspondiente al frente de grieta es 1 y la correspondiente al centro de la probeta es 0. En el caso de la geometría PENT de nuevo al frente de grieta le corresponde 1 y al extremo opuesto del ligamento 0.

Como puede apreciarse en la figura 5, el grado de triaxialidad en la geometría CDNT es claramente superior al de las probetas PENT. Además, se mantiene casi constante a lo largo de todo el ligamento, a diferencia de la bajada que se observa en las geometrías PENT. La presencia de las líneas de enromamiento puede ser una consecuencia de esta menor triaxialidad, puesto que será más fácil deformar plásticamente el material. Los resultados de la figura 4 parecen indicar que el proceso de rotura es mucho más homogéneo en el caso de los ensayos CDNT.

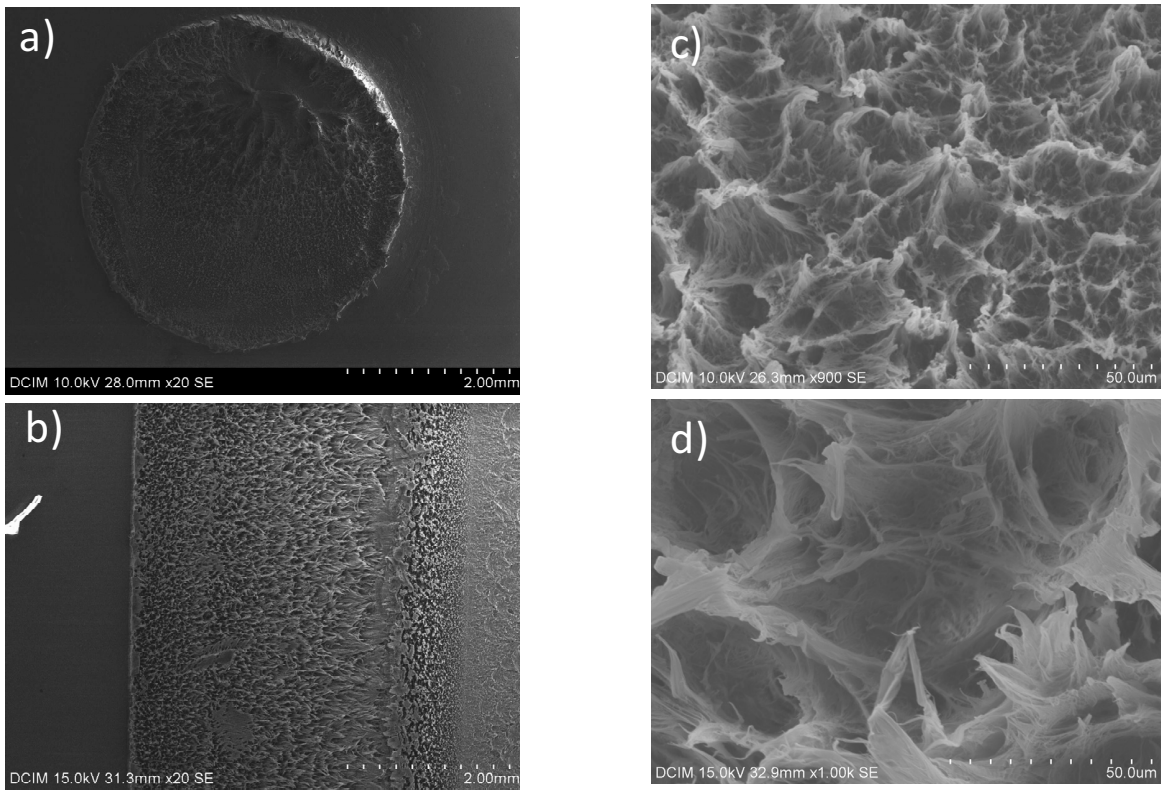


Figura 4. Imágenes de microscopía electrónica de barrido de las superficies de fractura del material PE80B. Imágenes a), y c) corresponden a ensayos CDNT; imágenes b), y d) corresponden a ensayos PENT.

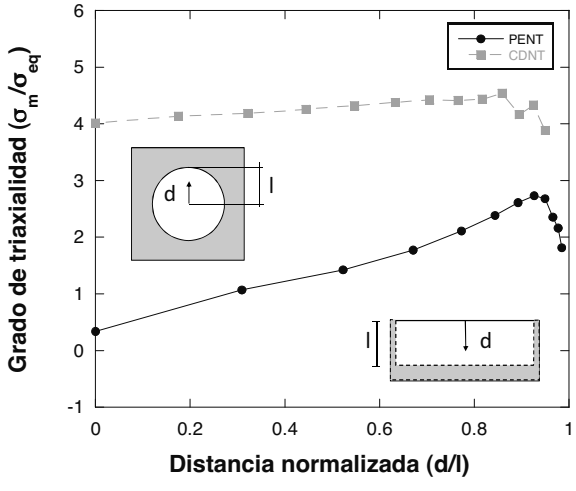


Figura 5. Comparación de los grados de triaxialidad.

4. CONCLUSIONES

En este trabajo se ha utilizado una nueva geometría de probeta para determinar la resistencia al SCG, basada en trabajos anteriores de Williams para determinar la formación de *crazing*. Los tiempos de rotura y las morfologías de las superficies de fractura se han comparado con los correspondientes al ensayo normalizado PENT, obteniéndose las siguientes conclusiones:

- Existen diferencias importantes entre los tiempos de rotura correspondientes a los ensayos PENT y CDNT.

- La morfología de la superficie de fractura de los ensayos CDNT es mucho más fina que la de los ensayos PENT y no presenta líneas de enromamiento (arrest lines).

- El grado de triaxialidad de los ensayos CDNT es superior y más constante a lo largo del ligamento que el correspondiente al ensayo PENT. Por este motivo, el mecanismo de rotura por *crazing* está favorecido frente al flujo plástico en la geometría CDNT.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer a REPSOL el suministro de material utilizado en este trabajo. La caracterización de las muestras se ha llevado a cabo parcialmente en el Laboratorio de Tecnología de Polímeros de la Universidad Rey Juan Carlos, a quien los autores agradecen el trabajo realizado.

REFERENCIAS

[1] Peacock, A. J., *Handbook of polyethylene. Structures, properties and applications*, editado por Marcel Dekker Inc. (2000), Nueva York.

[2] Bhattacharya, S. K., Brown N. Journal of Materials Science, 20 (1984), pp. 2519-2532.

[3] Lu, X., Brown, N. Polymer Testing, 11 (1992), pp. 309-319.

[4] ASTM F1473-01. Standard test method for notch tensile test to measure the resistance to slow crack growth of polyethylene pipes and resins.

[5] ISO 16241:2005. Notch tensile test to measure the resistance to slow crack growth of polyethylene materials for pipe and fitting products (PENT).

[6] García, R.A., Carrero, A., Aroca, M., Prieto, O., Domínguez, C. Polymer Engineering and Science, 48 (2008), pp. 925-933.

[7] García, R.A., Carrero, A., Aroca, M., Domínguez, C. Revista de Plásticos Modernos, 99, 644 (2010), pp. 197-202.8] Duan, D. M., Williams, J., G. ., Journal of Materials Science (1998); pp. 625-638.

[9] Davis, P., Burn, S., Gould, S., *Polymer Engineering and Science* (2008), pp. 1561-1578.

[10] ASTM D3418-03. Standard test method for transition temperatures and enthalpies of fusion and crystallization of polymers by differential scanning calorimetry.

[11] UNE-EN-ISO 1183-2:2005. Métodos para determiner la densidad de plásticos no celulares. Parte 2: Método de la columna por gradiente de densidades.

[12] ASTM D638-10: *Standard test method for tensile properties of plastics*.

ESTUDIO DE LOS MICROMECANISMOS DE DEFORMACIÓN Y DAÑO EN MATERIALES COMPUESTOS MEDIANTE IN-SITU SEM TEST Y CORRELACIÓN DIGITAL DE IMÁGENES

L. P. Canal[1], C. González[1,2], J. M. Molina-Aldareguía[2], J. Segurado[1,2], J. Llorca[1,2]

[1]Departamento de Ciencia de Materiales, ETSI Caminos
Universidad Politécnica de Madrid (UPM).
c/ Profesor Aranguren s/n, 28040, Madrid, Spain.
E-mail: : luisp@mater.upm.es

[2]Instituto Madrileño de Estudios Avanzados de Materiales (IMDEA-Materiales).
c/ Profesor Aranguren s/n, 28040, Madrid, Spain.

RESUMEN

Se ha realizado un estudio experimental y numérico de los principales mecanismos de deformación y daño que se desarrollan en la microestructura de los materiales compuestos. El comportamiento mecánico hasta fractura de laminados unidireccionales se ha caracterizado mediante ensayos de compresión en la dirección transversal a las fibras. Estos ensayos se realizaron en el interior del microscopio electrónico de barrido, lo que posibilitó adquirir imágenes de la evolución de la microestructura. Mediante la técnica de correlación digital de imágenes se extrajeron los campos de desplazamientos y deformaciones producidos durante la carga del material. La simulación por elementos finitos de la microestructura real del material reprodujo los mecanismos de deformación y daño observados experimentalmente.

ABSTRACT

The main deformation and damage mechanisms developed in the microstructure of composite materials have been experimental and numerically studied. The mechanical behavior until fracture of unidirectional laminates has been characterized through transverse compression tests. The mechanical tests were carried out inside the scanning electron microscope and secondary electron images obtained during the test. Digital Image Correlation (DIC) was applied to obtain the displacement and strain fields in the composite microstructure. The finite element simulations of the real material microstructure accurately reproduced the deformation and damage mechanisms experimentally observed.

PALABRAS CLAVE: materiales compuestos, correlación digital de imágenes, micromecánica.

1. INTRODUCCIÓN

En muchas ocasiones, las propiedades mecánicas de los materiales estructurales están gobernadas por procesos que ocurren a nivel microscópico. Estos mecanismos de deformación y daño son habituales en materiales metálicos (influencia del tamaño de grano, cambios de textura, formación de poros) o polímeros (crazing). En los materiales compuestos los procesos que afectan a la microestructura tienen especial importancia. Así, la transferencia de cargas entre el refuerzo y la matriz, la concentración de tensiones y la decohesión entre los constituyentes; son determinantes en el comportamiento final del material compuesto [1-3].

El estudio de la influencia de la microestructura en las propiedades mecánicas ha sido posible gracias a la evolución de las diferentes técnicas de microscopía y especialmente a la posibilidad de realizar ensayos mecánicos *in situ* en el interior del microscopio. Esta técnica permite registrar la secuencia de los mecanismos de deformación y fractura que tienen lugar durante el test, proporcionando así un conocimiento cualitativo de la relevancia de la microestructura en el comportamiento mecánico del material.

Además, es posible obtener una información más precisa y cuantitativa de las deformaciones en la microestructura del material mediante la aplicación de la técnica de correlación digital de imágenes (DIC) a las imágenes adquiridas durante los ensayos *in situ* en el microscopio.

En este trabajo se presenta el potencial de los ensayos *in situ* en el microscopio electrónico de barrido, en combinación con la a técnica de DIC, para el estudio de los mecanismos de deformación y daño producidos en la microestructura de un material compuesto de matriz polimérica reforzado por fibras.

Conjuntamente al estudio experimental, se realizaron simulaciones numéricas de la evolución de la

microestructura real del material. Estas simulaciones reprodujeron fielmente los mecanismos de deformación y daño observados en los ensayos.

2. TÉCNICA EXPERIMENTAL Y MATERIALES

La correlación digital de imágenes (DIC) es una técnica experimental para la medida de deformaciones. Al no requerir el contacto con las muestras, la técnica es fácilmente aplicable en numerosos ensayos, como los realizados a pequeñas escalas, a altas temperaturas o en impacto. Además, esta técnica no sólo proporciona la deformación media de una región de interés de la muestra, si no que también es capaz de resolver la evolución de los microcampos de desplazamientos y deformación local en la superficie del material ensayado. Esta habilidad la hace de DIC una técnica de medida muy atractiva para ser aplicada en materiales heterogéneos, en los que las distintas propiedades mecánicas de las fases producirán campos de deformación claramente no homogéneos.

La técnica de la correlación digital de imágenes fue desarrollada durante los años 80 [4,5], y utilizada posteriormente en numerosas aplicaciones, tanto en la investigación como en la industria. Para la aplicación de esta técnica es necesario tomar diversas imágenes de la muestra durante la realización del ensayo, a diferentes niveles de carga. Comparando las imágenes adquiridas, el software de correlación de imágenes (en este trabajo se ha empleado el software comercial VicSNAP, distribuido por Correlated Solutions, Inc.) obtiene los campos de desplazamiento en la superficie de la muestra, y a partir de ellos es capaz de obtener los campos de deformaciones. El programa logra seguir los desplazamientos en la superficie de la muestra evaluando el cambio de posición de numerosos grupos de píxeles en base a la escala de grises de la imagen de la muestra deformada. Así, para que el programa pueda distinguir entre los diferentes puntos de la muestra es necesario que su superficie tenga un patrón de grises irregular.

Los ensayos se llevaron a cabo en una micromáquina de tracción-compresión fabricada por Kammrath & Weiss. Está micromáquina está especialmente diseñada para trabajar en el interior del microscopio electrónico de barrido Zeiss Evo MA15. Durante el ensayo se registraron imágenes con 2000 aumentos de la microestructura del material, posibilitando así su posterior correlación. La utilización de esta técnica requiere de imágenes de alta resolución, por lo que su adquisición en el microscopio electrónico de barrido se convierte en un proceso lento, en el que se necesita emplear aproximadamente un minuto por imagen. Este tiempo de adquisición obliga a detener el ensayo de a una determinada carga, esperar unos minutos para que se produzca la relajación del material, y tomar la imagen. A continuación, se vuelve a incrementar la carga hasta el siguiente punto de adquisición de imágenes.

El material ensayado en este trabajo se preparó a partir de pre-impregnados unidireccionales de fibra de vidrio con resina epoxy, concretamente E-glass/MTM 57 de Advanced Composite Group (UK). Con estos pre-impregnados se prepararon paneles de 350 x 300 mm2 que se calentaron a una velocidad de 3ºC/min y consolidaron en autoclave durante 30 minutos a 120º C y 0.64 MPa de presión. Después fueron enfriados al mismo ritmo de 3ºC/min y se suprimió la presión al llegar a los 80º C. La configuración final de los laminados fabricados fue $[0]_{14}$ y la fracción volumétrica de fibras nominal fue del 54%. Los paneles se inspeccionaron tras su procesado para asegurarse que estaban libres de delaminaciones y otros defectos.

De estos paneles se cortaron muestras en forma de prismas rectangulares para los ensayos de compresión en la dirección transversal a las fibras, las dimensiones finales de las muestras fueron de 2.5 x 2 mm y 1.6 mm de espesor. Para poder observar la microestructura del material en el microscopio electrónico, una de las caras fue pulida con papel de carburo de silicio (SiC) hasta la lija de 1000 y terminada con soluciones de polvo de diamante hasta 1 μm. El patrón irregular, necesario para aplicar la técnica de correlación de imágenes, se consiguió dispersando sobre la superficie de la muestra partículas de alúmina (Al_2O_3) de 0.5 μm de tamaño medio. Para dispersar las partículas de forma homogénea se realizó una suspensión del 1% en propanol, utilizando yodo (I_2) como agente dispersante. Esta suspensión de partículas se aplicó sobre las muestras ya pulidas, metalizándolas a continuación con Au-Pd, para ser observadas en el microscopio electrónico de barrido. En la figura 1 mostramos una de las imágenes de las muestras ensayadas adquiridas en el microscopio electrónico de barrido.

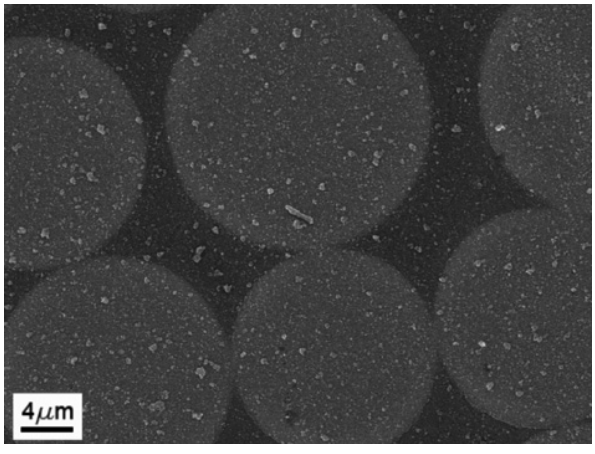


Figura 1. Micrografía de una de las muestras ensayadas y región de interés estudiada. Se puede observar la dispersión homogénea de partículas de alúmina.

3. MODELO NUMÉRICO

La validación numérica de los resultados experimentales se realizó mediante simulaciones por el método de elementos finitos de la microestructura de la región de interés estudiada experimentalmente. Para poder comparar de forma directa la solución numérica con los microcampos de desplazamientos y deformaciones obtenidos utilizando la correlación digital de imágenes, fue necesario modelizar exactamente la misma microestructura. Para ello, a partir de las imágenes adquiridas en el microscopio electrónico, se obtuvo el diámetro y la posición inicial de las fibras que componen la región de interés. Con estos datos se pudo reproducir la geometría de la microestructura real del material ensayado. El modelo fue discretizado con elementos cuadráticos de deformación plana (CPE6M en Abaqus [6]). El tamaño de elemento empleado fue suficientemente pequeño para captar los fuertes gradientes en los campos de deformación que se producen en los ligamentos entre fibras. El mallado se realizó utilizando un algoritmo de generación automático disponible en Abaqus CAE. Al final del proceso se obtuvo una malla compuesta aproximadamente por 30000 elementos y 90000 nodos.

Los mecanismos de deformación y daño observados experimentalmente se incluyeron en los modelos numéricos mediante las ecuaciones constitutivas adecuadas.

3.1. Propiedades Mecánicas

Las fibras de vidrio se modelaron como sólidos elásticos e isótropos, mientras que para la matriz MTM57 se consideró un comportamiento isótropo y elasto-plástico. Las propiedades elásticas de ambos materiales fueron proporcionadas por el fabricante del preimpregnado, y se recogen en la tabla 1.

Tabla 1.Propiedades elásticas de la matriz y las fibras.

	E (GPa)	ν
Fibra de vidrio	74	0.2
Matriz epoxy	3.35	0.35

Se consideró que la deformación plástica de la matriz epoxi está gobernada por el criterio de Mohr-Coulomb. Este criterio asume que la plastificación se produce cuando la tensión de cortante, τ, llega a un valor crítico que depende de la presión. De esta forma se tiene en cuenta la influencia de la triaxialidad en la plastificación del material, lo que es característico de los materiales poliméricos [7].

La superficie de plastificación del criterio de Mohr-Coulomb, escrita en términos de las tensiones principales máximas y mínimas (σ_I y σ_{III}), viene dado por la expresión (1)

$$(\sigma_I - \sigma_{III}) + (\sigma_I + \sigma_{III})\sin\phi - 2c\cos\phi = 0 \qquad (1)$$

donde c es la tensión de plastificación de la matriz para una tensión de cortante pura y ϕ el ángulo de fricción. Los valores utilizados para las simulaciones fueron c=50 MPa y ϕ=15º, estos valores recogieron de la literatura [7] y son habituales de matrices epoxi.

3.2. Decohesión de las intercaras fibra/matriz

La decohesión de las intercaras fibras/matriz se ha simulado mediante la introducción de elementos cohesivos en el contorno de todas las fibras del modelo.

El elemento cohesivo consiste en dos superficies de 4 nodos que inicialmente están superpuestas, y que conectan las caras los elementos adyacentes. En ausencia de daño la respuesta de estos elementos es lineal, así, la ley tracción-desplazamiento que gobierna su apertura está dada por

$$t_n = K\delta_n \quad \text{y} \quad t_s = K\delta_s \qquad (2)$$

donde t_n, t_s, δ_n y δ_s son las tracciones y desplazamiento en la dirección normal y tangencial, respectivamente. Se escogió una rigidez inicial de $K = 10^4$ GPa/m, suficientemente grande para evitar la distorsión del campo de tensiones en ausencia de daño en la intercara. El comportamiento lineal de la intercara termina cuando aparece el daño, el cual está gobernado por un criterio de máxima tensión que puede ser expresado como

$$\max\left\{\frac{t_n}{N}, \frac{t_s}{S}\right\} = 1 \qquad (3)$$

Donde N y S son las resistencias de la intercara en dirección normal y transversal, respectivamente. Se escogió una resistencia de la intercara de S=N= 45 MPa, siendo este un valor adecuado para las intercaras de laminados de matriz polimérica [8]. Una vez que aparece el daño, la tensión que transfiere la intercara se reduce según un parámetro de daño d que evoluciona de 0 (en ausencia de daño) a 1 (la intercara no transmite tensión al estar completamente dañada). En la figura 2 se representa el comportamiento esquemático de la ley tracción-separación del elemento cohesivo de intercara.

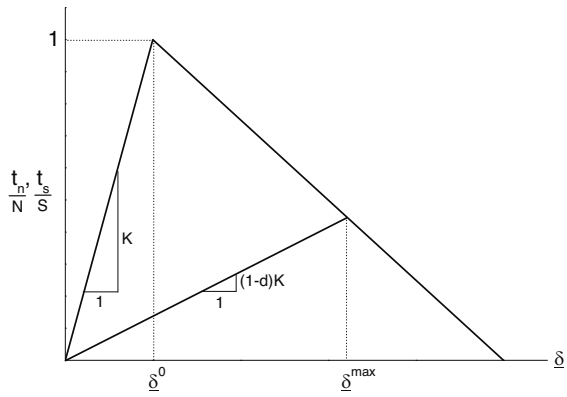


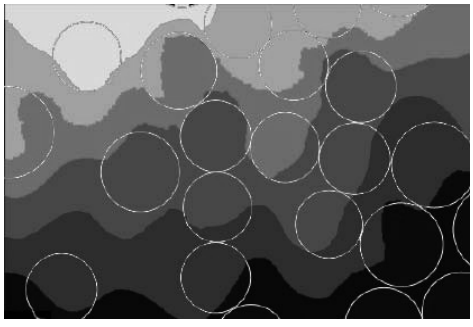
Figura 2. Esquema de la ley tracción-separación que gobierna el comportamiento de la fractura cohesiva de la intercaras fibra/matriz.

3.3. Condiciones de contorno

Para completar el modelo numérico fue necesario incluir de forma realista las condiciones de contorno que la compresión del laminado genera en la región de interés estudiada. Esto se consiguió partir de los datos de desplazamientos obtenidos experimentalmente con la correlación digital de imágenes. Mediante un script realizado en MATLAB, se impusieron los desplazamientos experimentales sobre cada nodo del contorno del modelo numérico.

4. RESULTADOS

En la figura 3 se comparan los contornos de desplazamientos en la dirección de aplicación de la carga obtenidos mediante la técnica de DIC y las simulaciones por elementos finitos. Se puede comprobar que ambos contornos muestran un gran parecido, se aprecian que las líneas de iso-desplazamientos se orientan en la dirección perpendicular a la dirección de aplicación de la carga y que la presencia de fibras produce in-homogeneidades. Esto demuestra el potencial de la técnica experimental utilizada en este trabajo para obtener los patrones de desplazamientos a escala microscópica en un material compuesto.



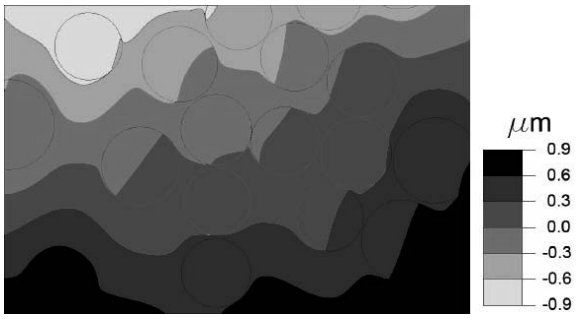


Figura 3. Contornos de desplazamientos en la dirección de aplicación de la carga, obtenidos mediante a) correlación digital de imágenes b) simulación por elementos finitos.

La comparación de los resultados experimentales y numéricos en la determinación de las deformaciones muestra claras diferencias (figura 4.). Cualitativamente la técnica de DIC y las simulaciones numéricas dan resultados semejantes. Las fibras permanecen prácticamente sin deformar, mientras que las mayores deformaciones se concentran en las zonas de matriz. Sin embargo, la técnica experimental subestima el valor de la deformación que se produce en la matriz. Además, la técnica experimiental no tiene suficiente resolución como para poder observar los gradientes de deformación que se localizan en las intercaras fibra/matriz. Siendo estas zonas, lugares de gran interés puesto que será donde se inicie el daño por decohesión, como se puede observar en la figura 5.

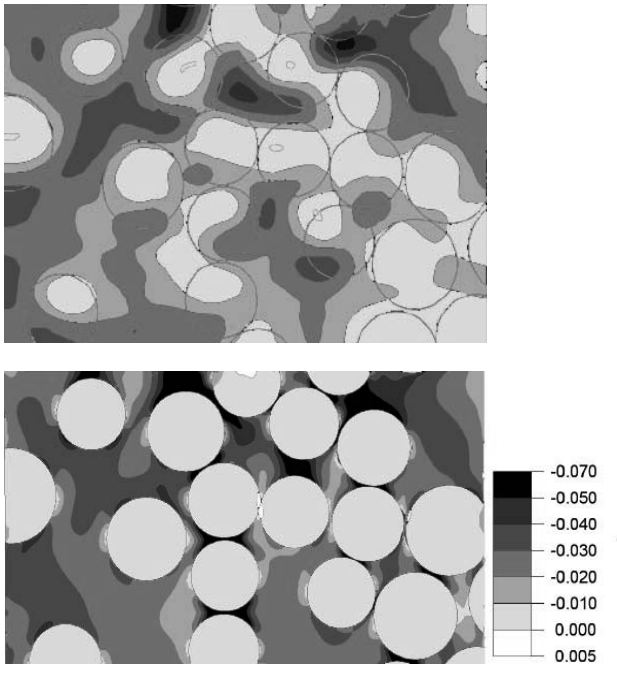
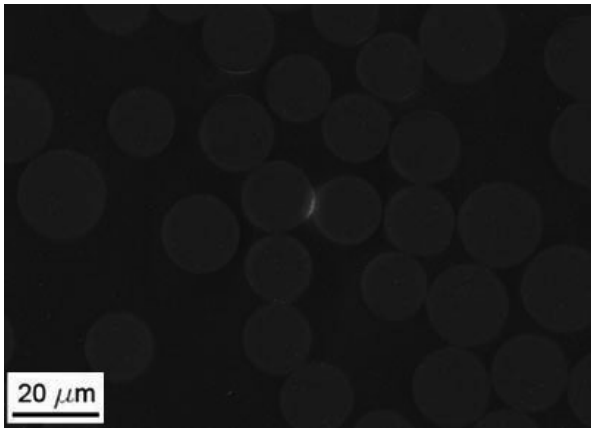


Figura 4. Contornos de deformación en la dirección de aplicación de la carga, obtenidos mediante a)

correlación digital de imágenes b) simulación por elementos finitos.

El inicio de daño por decohesión y los lugares de la microestructura en los que este se origina se reprodujo en los resultados de las simulaciones numéricas realizadas. En la figura 6 se muestra la deformada obtenida de las simulaciones del área de interés estudiada para un estado de carga de 190 MPa. Se pudo apreciar que aunque muchas intercaras presentaban inicios de decohesión, el único punto en el que el daño se había concentrado lo suficiente como para poder ser observado al nivel de detalle empleado en el estudio fue entre las fibras centrales del área de interés.



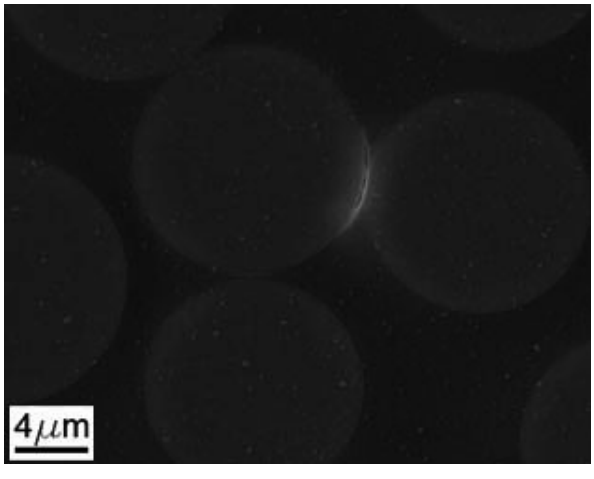


Figura 5. Micrografías adquiridas a 2000x (a) y 6000x (b) durante el ensayo de compresión transversal para una carga de 190 MPa. La dirección de aplicación de la carga es vertical.

De forma experimental y numérica, se comprobó que el daño por decohesión se inicia en las zonas más próximas entre fibras dispuestas en la dirección perpendicular a la de aplicación de la carga. Así, se comprueba que la concentración de tensiones que produce la distribución espacial de las fibras es el factor que condiciona el inicio del daño en la microestructura del material compuesto.

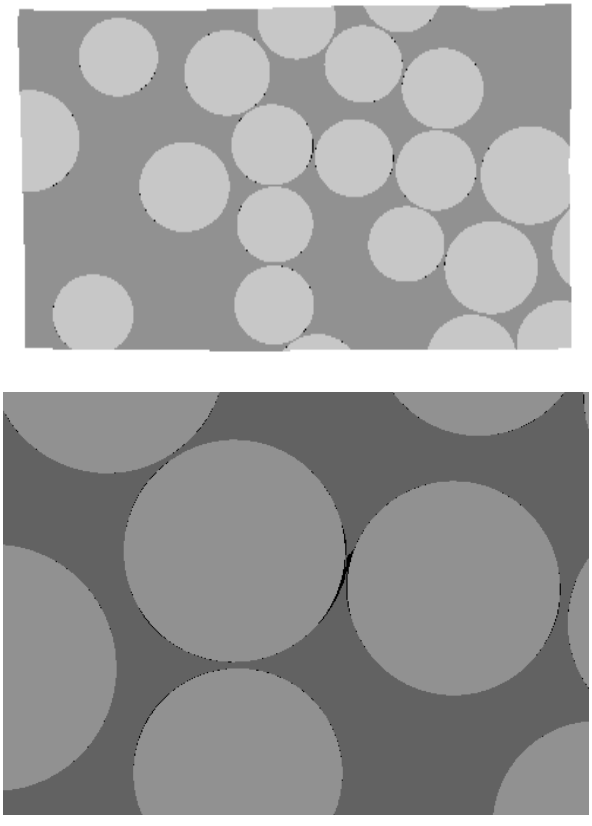


Figura 6 .a) Deformada obtenida de las simulaciones de la microestructura del área de interés estudiado para una carga aplicada de 190 MPa. b) Detalle de la decohesión en las fibras centrales. Las zonas en negro indican los elementos de cohesivos de intercara que están completamente agotados.

5. CONCLUSIONES

La diferencia entre las propiedades mecánicas de las distintas fases de un material compuesto provoca la aparición de microcampos de deformación muy heterogéneos. El estudio de los gradientes de deformación producidos es de gran importancia, pues es allí donde se iniciará el daño del material.

En este trabajo se ha comprobado la utilidad de la técnica de DIC para el análisis experimental de los micromecanismos de deformación y daño en materiels compuestos. Este estudio se llevó a cabo utilizando imágenes de la microestructura del material compuesto obtenidas en el microscopio electrónico de barrido durante ensayos de compresión en la dirección transversal a las fibras. La técnica de DIC fue capaz de capturar de forma precisa los campos de desplazamientos producidos en la región estudiada. Además, los campos de deformación obtenidos con esta técnica reprodujeron cualitativamente los patrones esperados: la deformación en las fibras fue casi nula, mientras que la máxima concentración de deformación

se localizó en zonas de matriz entre fibras alineadas en la dirección de carga.
Con el objetivo de verificar los resultados obtenidos experimentalmente, se realizaron simulaciones por elementos finitos de la evolución de la microestructura real estudiada experimentalmente. En estas simulaciones se incluyeron todos los mecanismos de deformación y daño observados experimentalmente mediante ecuaciones constitutivas adecuadas. Se utilizaron las medidas del campo de desplazamientos obtenidas por DIC para imponer las adecuadas condiciones de contorno.

Las simulaciones mostraron que DIC proporcionaba una información muy precisa sobre los campos de desplazamientos producidos en la microestructura del material compuesto. Sin embargo, no tuvo resolución suficiente para capturar de forma precisa los grandes gradientes de deformación que se localizan entre fibras muy próximas.

Finalmente, se comprobó que las simulaciones fueron capaces de reproducir los mecanismos de daño observados experimentalmente. Así, en las simulaciones el inicio de la decohesión se produjo en el mismo lugar y para el mismo estado de cargas que en el ensayo experimental. Este resultado indicó que la distribución de las fibras es un factor de mucha importancia para determinar el comienzo del daño por decohesión en el material compuesto.

AGRADECIMIENTOS

Este trabajo ha sido financiado por el Ministerio de Ciencia e Innovación, MAT2009-14396, la Comunidad de Madrid, S-S2009/MAT-1585-ESTRUMAT2, por el proyecto de investigación DEFCOM (Era-Net MATERA, EU, 6th FP) y por el Séptimo Programa Marco Europeo de Investigación y Desarrollo FP7/2007-2013, 213371-MAAXIMUS.

REFERENCIAS

[1] Segurado J., Llorca J. *A computational micromechanics study of the effect of interface decohesion on the mechanical behaviour of composites.* Acta Materialia 53 (2005) 4931–4942.

[2] González C., Llorca J. *Multiscale modelling of fracture in fiber-reinforced composites.* Acta Materialia 54 (2006) 4171–4181.

[3] Segurado, J., LLorca, J. *Computational micromechanics of composites: the effect of particle spatial distribution*. Mechanics of Materials 38 (2006), 873–883.

[4] Chu, T.C., Ranson, W.F., Sutton, M.A., Peters, W.H. *Applications of digital image correlation technique to experimental mechanics*. Experimental Mechanics 25 (1985), 232–244.

[5] Bruck, H.A., McNeill, S.R., Sutton, M.A., and Peters, W.H. *Digital image correlation using Newton–Raphson method of partial differential correction*. Experimental Mechanics 29 (1989), 261–267.

[6] Abaqus Users' manual, version 6.10. ABAQUS, Inc. 2010.

[7] Quinson R, Perez J, Rink M, Pavan *A. Yield criteria for amorphous glassy polymers.* Journal of Materials Science 32 (1997) 1371–1379.

[8] Zhou X-F, Wagner HD, Nutt SR. *Interfacial properties of polymer composites measured by push-out and fragmentation tests*. Composites A 32 (2001) 1543-51.

STUDY OF KINK BAND FORMATION IN PBO FIBERS BY IN-SITU SEM BENDING TESTS

E. Lorenzo-Villafranca[1], K. Tamargo-Martínez[1], J.M. Molina-Aldareguia[1], C. González[1,2] and J. Llorca[1,2]

[1] Instituto Madrileño de Estudios Avanzados de Materiales (IMDEA-Materiales), c/Profesor Aranguren s/n, 28040-Madrid, Spain

[2] Departamento de Ciencia de Materiales, Universidad Politécnica de Madrid, E. T. S. de Ingenieros de Caminos. 28040- Madrid, Spain

RESUMEN

Se ha estudiado el efecto de tratamientos superficiales de plasma de nitrógeno y oxígeno sobre la resistencia a compresión de fibras de PBO. Para ello, se ha monitorizado el proceso de nucleación y probagación de *kink bands* mediante ensayos de doblado de fibras del PBO realizados *in-situ* dentro de un microscopio electrónico de barrido. Si bien los micromecanismos de deformación observados fueron idénticos (tanto en fibras sin y con tratamiento superficial de plasma), se observó que las fibras tratadas con plasma de nitrógeno poseen una resistencia a compresión superior, con una deformación crítica para inducir daño por compresión un 40% mayor que en el caso de fibras sin tratar. Esta mejora tiene lugar, al contrario que otros tratamientos, sin pérdida de las propiedades a tracción de las fibras. El origen de este comportamiento se discute a partir de los cambios morfológicos y químicos inducidos por el tratamiento de plasma, medidos mediante la técnica de XPS.

ABSTRACT

The effect of nitrogen and oxygen plasma surface treatments on the compressive strength of PBO fibers has been studied. In order to do that, the nucleation and propagation of compression induced kink bands in PBO fibers has been carefully monitored by means of *in situ* bending tests inside a scanning electron microscope. Although the micromechanisms of deformation were identical irrespective of fiber surface condition (either as-received or modified by plasma), the nitrogen plasma treated fibers showed a marked improvement in compressive strength, with the critical strain needed to induce compression damage being 40% higher than in as-received fibers. This improvement occurs without any loss in the bulk tensile properties of the fibers. The source of this behavior is discussed in the light of the morphological and chemical changes induced by the plasma treatments on the fiber surface, as studied by XPS.

***Keywords*:** Kink band, Knuckle, PBO Fiber, Compressive Strain.

1. INTRODUCTION

Poly p-(phenylene benzobisoxazole) or PBO polymeric fibers present outstanding specific mechanical properties (particularly tensile strength and modulus) that make them suitable for structural applications in which weight is a critical issue. However, PBO fibers tend to fail prematurely in compression due to the formation and propagation of kink bands [[1-3], and this phenomenon hinders their use in structural components subjected to compressive stresses as well as fatigue.

In general, kink bands act as a potential failure mode for highly anisotropic fibers in which the lateral interactions between the aligned polymeric chains are very weak (hydrogen bonds or van der Waals forces) [4-6].

The micromechanisms of kink band formation in PBO fibers have been studied previously [1,7-9] in order to improve the compressive properties of rigid-rod polymeric fibers [10-14]. However, the process of kink band initiation and propagation is not yet fully understood and improvements in the compressive strength of PBO are usually accompanied by a marked degradation of the corresponding tensile properties (of the order of 25%) [10,13,14].

The most widely accepted theories establish that compressive failure by kink band formation occurs due to an elastic microbuckling instability of the polymeric

fibrils [15] or due to a shear instability [16]. In any case, the kink band is initiated on the surface and propagates through the fiber cross-section as the strain increases [10] due to the weak interaction between the aligned polymeric chains. Therefore, modifications of the fiber surface, especially those increasing the cross-linking between polymeric chains, should constitute a suitable strategy to alter the conditions for the formation of kink bands and hence, to improve the compressive strength of the fiber.

Among the different surface modifications available, plasma treatments offer the capability of changing the surface physical and chemical properties without modifying the bulk material. The polymer surface properties (wettability, chemical composition and roughness) can be tailored by controlling the experimental parameters of the plasma treatment (power, time, pressure, gas composition) [17]. For instance, previous work [18,19] has shown that oxygen and nitrogen plasma treatments improve the adhesion of PBO fibers to epoxy resins, without degradation of their tensile properties. Nevertheless, the compressive properties of the individual filaments were not studied, and this work is focused on the effect of oxygen and nitrogen plasma treatments in the compressive properties of PBO fibers and the corresponding mechanisms of kink band formation.

To this end, the deformation of PBO fibers in bending was *in-situ* monitored inside a scanning electron microscope (SEM) before and after the plasma treatment. This technique allows the direct observation of the process of kink band initiation and propagation as a function of the applied strain. In addition, the fiber tensile strength was determined before and after the bending tests to study the effect of the kink band on the degradation of the axial properties.

The results showed large differences in the critical strain for kink band formation depending on the particular surface plasma treatment, without degradation of the bulk tensile properties of the fibers. These results are discussed in the light of the chemical changes induced by the plasma treatments, as obtained by X-ray Photoelectron Spectrometry (XPS).

2. EXPERIMENTAL SECTION

The PBO fibers studied were extracted from Zylon® HM fiber yarns supplied by Toyobo (referred to as sample Z). The plasma surface modification was carried out in a microwave reactor (Technics Plasma, model 200-G) using a power of 70 watts during 4 minutes. As-received PBO fibers were modified using two treatment gases, oxygen and nitrogen, and the corresponding gas pressure inside the reaction chamber was 1.0 mbar. The plasma-treated materials are referred to as ZO4 (for oxygen treatment) and ZN4 (for nitrogen treatment).

The axial compressive strain in the fiber surface which led to the initiation and propagation of kink bands was determined by means of bending tests inside the SEM. Short fiber segments were glued with cyanoacrylate (superglue®) on a cardboard frame for easy handling and mounting (Figure 1) and the specimens were coated with Au by sputtering (Emitech K 550X).

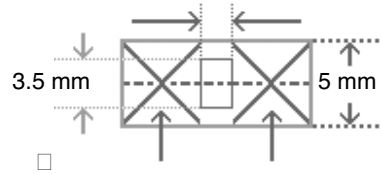


Figure 1. Experimental fixture for the bending tests.

Mechanical tests were carried out using an electromechanical testing machine (Krammath & Weiss GmbH) inside a Zeiss EVO MA15 SEM operated at 3 kV. The ends of the cardboard frame were connected to the mechanical testing machine and bending of the fibers was achieved by bringing together the two ends of the fiber using the step motor of the mechanical testing machine. Elastic buckling of the slender fiber occurred at very low strain and the fiber deformed by bending. Micrographs were taken at different magnifications during the process to assess the onset and propagation of kink bands as a function of the applied strain. The images were obtained at two different tilts to follow the in-plane as well as the out-of-plane displacements of the fiber during bending.

In order to understand in more detail the process of kink band formation, some of the bent fibers were cut longitudinally using a FEI Quanta dual-beam FIB workstation and the longitudinal cross-section observed by SEM.

Finally, XPS spectra were recorded on a CLAM2/4S (Fisons) spectrometer with an AlK_{α} source and an operating vacuum pressure below $3x10^{-8}$ mbar. The spectra were recorded at take-off angles of 90º from the samples rolling up on a polished copper plate (Cu-holder-plate). Survey spectra were obtained for elemental quantification purposes between 1-1000 eV. High resolution spectra in the range 280-302, 390-405 and 524-548 eV allowed the analysis on the fiber surface of the chemical state for C1s, N1s and O1s, respectively.

3. RESULTS

During the bending process, a large number of regularly spaced kink bands developed, at an angle of around 68º, initially at the compressive side of the bent filament and for very low curvatures. Initially, two sets of opposite kink bands with opposite angles of inclination are developed, to each side of the fiber center so that the fiber bends uniformly along its length (Fig. 2a) and can be bent back and forth without further damage (any degradation in the tensile strength of the fiber). As the

bending curvature increased, the number of kink bands increased (i.e., the spacing between kink-bands was reduced), until two opposing kink bands intersected around the fiber center, as shown in figure 2a. At this point the two intersecting kink bands define a knuckle.

Contrary to what occurred with the kink bands, the formation of the knuckle represents an irreversible damage process that has a strong influence on the behavior of the PBO fiber segment once it is formed. The curvature adopted by the fiber was not homogeneous any more while the bending strain was completely localized at the knuckle (Fig. 2b-2c). And once the knuckle was formed, the tensile strength of the fiber was reduced by at least 30% (from 4.8 GPa to 3.3 GPa) indicating clearly that knuckle formation (rather than kink band formation) induces a permanent irreversible damage in the fiber. For all samples, the tested fibers displayed the same sequence of events, as schematically reported in Figure 2.

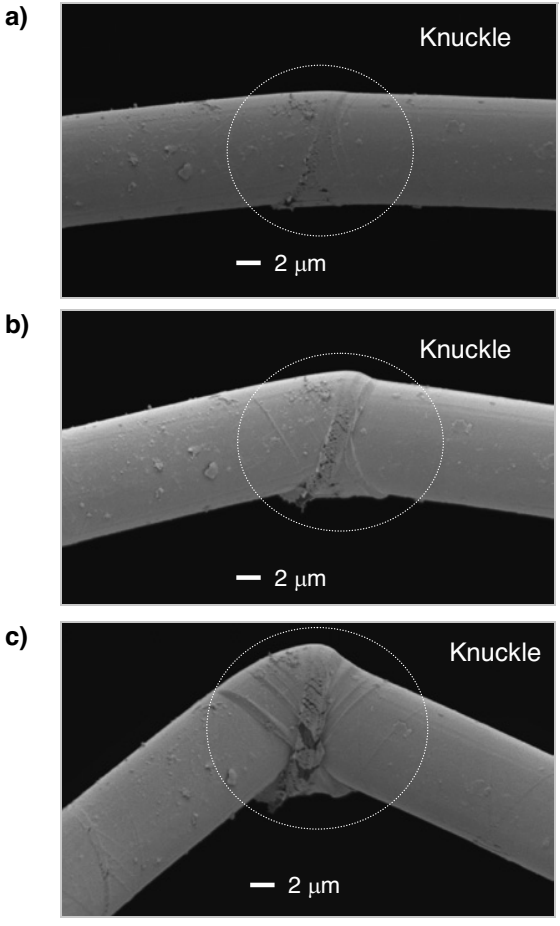


Figure 2. The sequence a-c represents the formation of a knuckle in a PBO fiber subjcted to bending, with images taken at high magnifications.

As shows Figure 3, two kink bands, with opposing inclination angles, are clearly observed on SEM micrograph obtained from a longitudinal cross-section across of a knuckle structure. Voids are formed within the kink band as a result of lateral splitting (kinking process) between the polymeric chains below the surface (sharp kink boundaries), while very close to the surface no voiding is observed between microfibrils (and the kink boundaries are more diffuse). This is an indication of the structural difference between the skin and the core of the fiber, as expected in PBO fibers. The sequence of events, resulting in the formation of a knuckle across the fiber cross-section was identical for both treated and untreated fibers, but the curvature required to form the knuckle varied depending on the surface treatment.

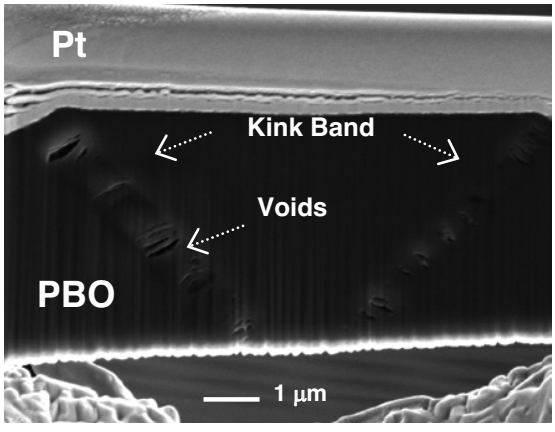


Figure 3. SEM images of cross-section showing the two intersecting kink bands.

In order to calculate the critical compressive strain ε_c for knuckle formation from the curvature of the fiber, it is important to realize that PBO is highly anisotropic. Therefore, the compressive strain should be calculated from equation (1):

$$\varepsilon_c = \frac{-2R + a}{\rho} \qquad (1)$$

where R is the fiber radius and ρ is the radius of curvature of the fiber subjected to bending or the radius of the circumference which circumscribes the bent fiber prior to the formation of a knuckle. a, which measures the offset of the neutral axis from the center of the fiber, can be determined from the mismatch in the tensile-compression elastic moduli by imposing the condition that the net force on the beam section due to the contribution of tensile and compressive stresses should be zero (assuming the Navier hypothesis).

Table 1 summarizes the average value of kink band angle propagation and the critical compressive strain ε_c for knuckle formation corresponding to the as-received fibers and the oxygen and nitrogen plasma treated fibers.

Table 1. Kink band angle, diameter (mean value) and critical compressive strain ε_c (%) for Z, ZO4 and ZN4 fibers.

	Z	ZO4	ZN4
Kink band angle (º)	62 ± 8	66 ± 4	61 ± 4
ε_c (%)	1.7 ± 0.1	1.9 ± 0.5	2.4 ± 0.5

While the oxygen treatment led to a slight increase (10%) in the critical compressive strain, it is clear from table 1 that the nitrogen-plasma treatment induced a dramatic improvement in the critical compressive strain, of the order of 40% (Table 1). In addition, this improvement in compressive strength occurred without degradation of the tensile strength of the fibers, as determined from regular tensile tests of the plasma modified fibers.

Figure 4 shows the O1s, N1s and C1s profiles obtained for each sample from XPS. A detailed discussion of these profiles is out of the scope of this paper, but the results indicate some interesting conclusions.

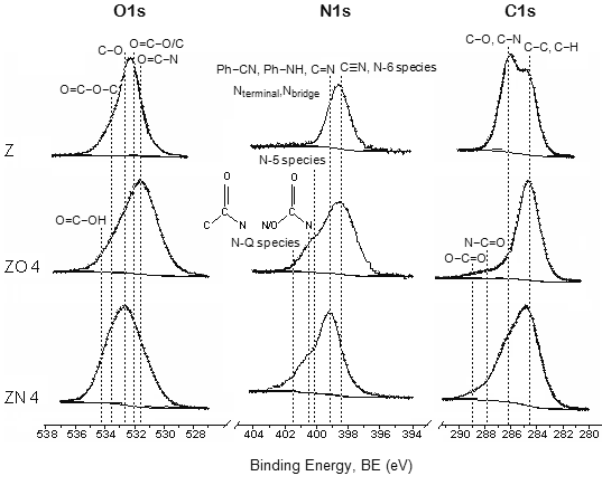


Figure 4. O1s, N1s and C1s spectra of Z, ZO4 and ZN4 fibers.

In the case of ZO4, the presence of oxidized functional groups (amides, esters and/or carboxilyc acids such as COO, NCOO and NCON) is evidenced. However, in the case of ZN4, the results evidence the development of more rigid chemical structures, where several bonds have lost one degree of freedom (the bonds cannot rotate) such as quaternary species (N-Q) and N-5 species. This is an indication of cross-linking between polymeric chains,, which in turn would result on a higher resistance against chain sliding for the ZN4 structure, justifying the improvement of the critical compression strain found for knuckle formation.

4. CONCLUSIONS

The mechanical behavior in compression of PBO fibers was studied by means of *in-situ* bending tests carried out inside a scanning electron microscope.

The critical strain for the nucleation of kink bands until a knuckle is formed was carefully determined from the fiber curvature, taking into account the fiber anisotropy. It has been demonstrated that this defect, contrary to an individual kink band, constitutes an irreversible type of damage that has a marked influence of the residual tensile strength of the fiber. These tests were carried out in as-received fibers as well as on fibers subjected to a nitrogen or oxygen surface plasma treatment.

While the micromechanisms of kink-band nucleation and formation were the same in all cases (as illustrated in Figure 4), the nitrogen plasma treated fibers presented a marked improvement in the critical compressive strain needed for knuckle formation while the tensile strength of the fibers was maintained.

Careful analysis of fiber surfaces chemistry after the plasma treatments suggested that the improvement may be due to an enhanced crosslinking between polymeric chains at the surface of the fiber.

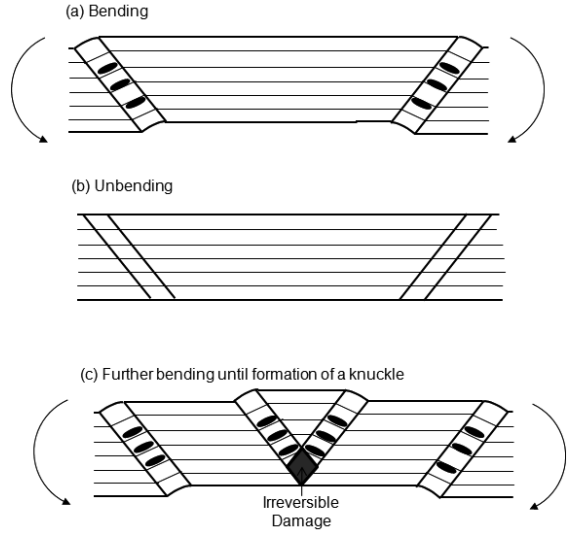


Figure 4. Schematic illustrations showing (a) the formation of kink bands during bending; (b) elimination of kink bands upon unbending showing the reversibility of the process and (c) development of further kink bands with further bending until two intersecting kink-bands form a knuckle. The process of knuckle formation is not reversible upon unbending. Globular black shapes indicate voids formed during the bending process.

ACKNOWLEDGEMENTS

This investigation was supported by the Spanish Ministry of Science and Innovation through the program TRACE (reference TRACE PET2008_0315) and by Future Fibers Rigging Systems within the framework of the project FUTURE-PBO. The use of the FIB system at CEIT in San Sebastian and the plasma reactor at INCAR in Oviedo are gratefully acknowledged. The results presented are protected by patent application P201001483 (19 November 2010).

REFERENCES

[1] Martin, D. C.; Thomas, E. L. *J Mater Sci* **1991,** *26*, 5171-5183.

[2] Flory, J. In *Oceans 96 MTS/IEEE Supplementary Proceedings*, Piscataway, New Jersey, 1996, p 93.

[3] Yamashita, Y; Kawabata, S; Kido, A. *Adv Compos Mater* **2001,** *10*, 275-285.

[4] Andreas Leal, A.; Deitzel, J. M.; Gillespie Jr, J. W. *Compos Sci Technol* **2007,** *67*, 2786-2794.

[5] Afshari, M.; Sikkema, D. J.; Lee, K.; Bogle, M. *Polym Rev* **2008,** 48, 230-274.

[6] Chae, H. G.; Kumar, S. *J Appl Polym Sci* **2006,** *100*, 791-802.

[7] Chau, C. C.; Blackson, J.; Im *J. Polymer* **1995,** *36*, 2511-2516.

[8] Huh, W.; Kumar, S.; Adams, W. E. Polym Eng Sci **2003,** *43(3)*, 684-692.

[9] Hobbs, R.; Overington, M.; Hearle, J. W. S.; Banfield, S. J. *J Text Inst,* **2000,** *91*, 335-358.

[10] Mc Garry, F. J.; Moalli, J. E. *Polymer* **1991,** *32*, 1816-1820.

[11] Kumar, S.; Dang, T. D.; Arnold, F. E.; Bhattacharyya, A. R.; Min, B. G.; Zhang, X.; Vaia, R. A.; Park, C.; Adams, W. W.; Hauge, R. H.; Smalley, R. E.; Ramesh, S.; Willis, P. A. *Macromolecules* **2002,** *35*, 9039-9043.

[12] Lin, H.; Huang, Y.; Wang, F. *Int J Mol Sci* **2008,** *9*, 2159-2168.

[13] So, Y. H. *Progress in Polymer Science* **2000,** *25*, 137-157.

[14] Dean, D. R.; Husband, D. M., Dotrong, M.; Wang, C. S.; Dotrong, M. H.; Click, W. E.; Evers, R. C. *J Polym Sci Pol Chem*, **1997,** *35*, 3457-3466.

[15] De Teresa, S. J. ; Porter, R.; Farris, R. J. *J Mater Sci* **1988**, *23*, 1886-1894.

[16] Argon, A.S. ; *Fracture of Composites*, in *Treatise on Materials Science and Technology* 1972, Academic Press: New York and London, 79-114.

[16] Argon, A.S. ; *Fracture of Composites*, in *Treatise on Materials Science and Technology* 1972, Academic Press: New York and London, 79-114.

[17] Hollahan J. R.; Bell A. T. *Techniques and Applications of Plasma Chemistry*. Wiley & Sons: New York, 1974.

[18] Tamargo-Martínez, K.; Martínez-Alonso, A.; Montes-Morán, M.A.; Tascón, J.M.D. *J Comp Sci & Tech* **2010**, in press.

[19] Tamargo-Martínez, K. "*Fibras poliméricas avanzadas: modificación superficial e interfacial*". PhD. Thesis University of Oviedo (Oviedo, Spain), 2007.

CHARACTERSATION OF IMPACT-INDENTATION BEHAVIOUR OF POLYMERIC MATERIALS BY FRACTIONAL MODELS

M. Mateos, M. Izquierdo, H. Zabala, F. Cortés, L. Aretxabaleta, M.A. Sarrionandia

Departamento de Mecánica y Producción Industrial.
Escuela Politécnica Superior de Mondragón Unibertsitatea.
C/Loramendi 4, 20500 Mondragón.
E-mail: mmateos@eps.mondragon.edu

ABSTRACT

This communication shows a characterisation method for the impact-indentation behaviour of polymeric materials based on a fractional elastoviscoplastic contact model. This model is based on the series superposition of a dashpot showing a fractional law and a non linear spring. The dashpot gives the dissipative character and its superposition in series the permanent character of the strains. Finally, the spring gives the non linear stiffness based on Hertz theory.

Model treatment has been undertaken by fractional calculus. Finally, the mechanical properties of the material have been obtained under impact-indentation conditions.

RESUMEN

En esta comunicación se presenta un método de caracterización del comportamiento a impacto-indentación de un material polimérico basado en un modelo de contacto elasto-viscoplástico fraccionario. Dicho modelo está basado en la superposición en serie de un amortiguador fraccionario y un muelle no lineal. El amortiguador proporciona el carácter disipativo, y su superposición en serie con el muelle, el carácter permanente de las deformaciones. A su vez, el muelle proporciona la rigidez no lineal basada en la teoría de Hertz.

El tratamiento del modelo se ha efectuado por medio del cálculo fraccionario. Finalmente se han determinado las propiedades mecánicas del material analizado en condiciones de impacto indentación.

KEY WORDS: Fractional calculus, Impact-Indentation, Polymeric Materials.

1. INTRODUCTION

In a previous work, a characterisation method of the impact-indentation behaviour of polymers based on fractional calculus was presented [1]. It is well known that the mechanical behaviour of polymers is highly strain-rate dependent and sensitive to the load sense (different tensile and compressive behaviour) [2]. This makes impact-indentation a very specific loading case in which complex, stress, strain and strain-rate fields induced in the material. Even if this loading case is so specific, it must be taken into account that in general impact loads where a structure is compressed or subjected to bending, there will be a local response due to indentation where the material behaviour differs from the rest of the component. So, a complete analysis of a general impact event should consider the local phenomena of impact-indentation.

Polymer impact-indentation characterisation methods are mainly addressed by the application of rheological models [1,3,4,5]. In these models, the material behaviour is represented as an association of masses, springs and dashpots. The differential equations that arise from these models are integrated to get the values of the constants of the rheological elements. Then these constants are introduced in the model equation to fit the experimental force-time evolution produced during the impact phenomena. Once the model and experimental curves are fitted, the elastic modulus of the polymer is obtained by numerical treatment of the spring constant.

These models can be used to describe different impact configurations; depending on the loading type, the numerical treatment of the spring and dashpot constants will different. In the specific case of impact-indentation

models, the tests are carried out in falling weight impact machines where the polymer plates are put on a rigid surface and a hemispherical indenter with a known mass hits on the plate. Hertz theory is used to obtain the elastic modulus from the constant that fits the force-time curves [6,7]. As this theory uses a non-linear spring to describe the elasticity of contact between two solids, the traditional resolution of the non-linear differential equations needs the use of the fourth order Runge Kutta algorithm.

In this work, a modification of the classical rheological model based on Hertz contact theory is presented, which is based on fractional mechanical models. These type of models have shown remarkable success in modelling linear viscoelastic behaviour [8].

First, the experimental technique used for the impact-indentation tests is described. Then the equations resulting from the rheological model are solved after having been transformed making use of fractional calculus, obtaining an integro-differential fractional equation that is numerically solved. Finally, the results obtained are compared with those provided by experimental tests.

2. MATERIAL AND EXPERIMENTAL TECHNIQUES

The experimental impact technique is the same as in previous works [1, 4], but in this case a stiff polyviniclhoride (PVC) polymer has been studied. Specimens are $3\ \mathrm{mm}$ thick and $80\ \mathrm{mm}$ side square plates, and are subjected to instrumented-indentation-impact tests. Static tensile tests have also been carried out, in order to compare the dynamic indentation elastic modulus with the static tensile modulus.

The tests are carried out in an instrumented Dartvis falling weight test machine (Ceast). A $2.045\ \mathrm{kg}$ striker with a $20\ \mathrm{mm}$ diameter hemispherical dart is released from different heights. The striker hits the sample that lies on a rigid thick steel surface (Fig. 1), inducing a local indentation on the surface of the sample. Force-time signals are recorded through an extensometer located at the striker.

Tests have been carried out in single plates and in three superposed plates, in order to analyse the influence of the rigid steel surface on the material response.

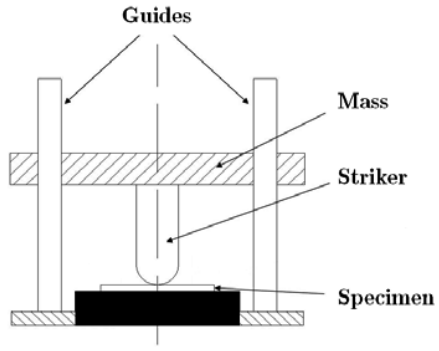


Fig. 1: Indentation-impact test configuration in a falling weight impact machine.

Up to 9 tests have been carried out in different parts of each specimen, as the area affected by the contact strain is very small compared to the size of the whole specimen. Tests have been carried out at heights of $15, 30, 45$ and $60\ \mathrm{mm}$. Each test has been repeated 3 times to analyse reproducibility.

3. EXPERIMENTAL RESULTS

Static stress-strain curves for PVC at a test velocity of $5\ \mathrm{mm/min}$ are shown in figure 2.

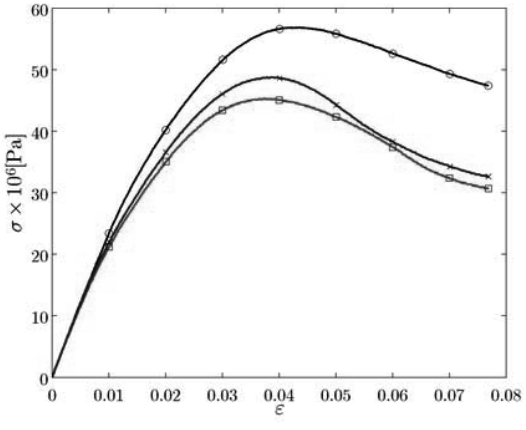


Fig. 2: Static stress-strain results for PVC at a test velocity of $5\ \mathrm{mm/min}$.

Experimental force-time curves for different impact heights are shown both for single plates (figure 3) and triple plates (figure 4). It can be seen that they all have a quasi-symmetrical shape, increasing the maximum force and decreasing contact time as the impact energy increases [4]. The slope of the force-time curves at loading and unloading is also higher as impact height is higher, which can be a consequence of a stiffer behaviour of the material.

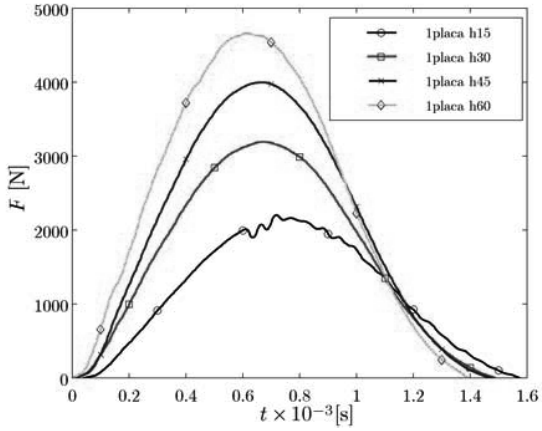


Fig. 3: Force–time curves of indentation impacts on single plate at heights of 15, 30, 45 and 60 mm.

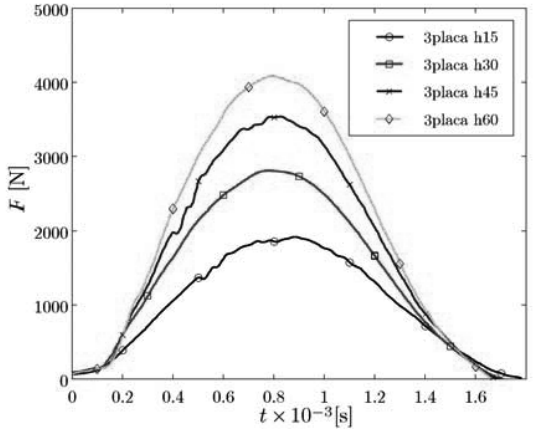


Fig. 4: Force–time curves of indentation impacts on triple plates at heights of 15, 30, 45 and 60 mm.

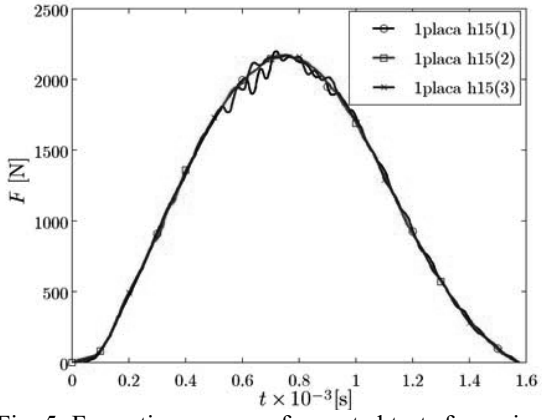


Fig. 5: Force-time curves of repeated tests for an impact height of 15 mm on a single plate.

All tests for both single (figure 5) and triple plates (figure 6) have a very good reproducibility. On the other hand, from the force-time curves it can be observed that for triple plates at the same impact height maximum forces are reduced whereas contact times increase (figures 3, 4 and figures 5, 6); this means that the stiffness for the single plates is higher than the one for the triple plate, which can be attributed to the presence of the rigid surface in the stress field of the material.

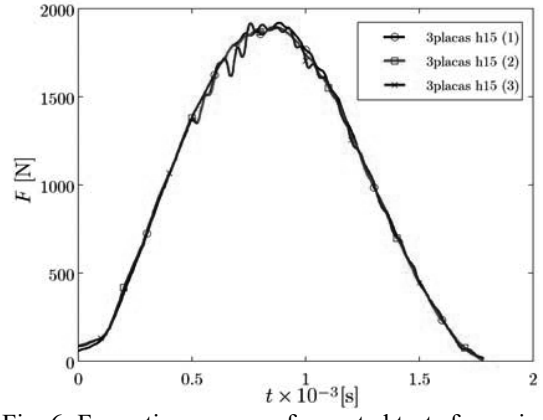


Fig. 6: Force-time curves of repeated tests for an impact height of 15 mm on a triple plate.

4. RHEOLOGICAL MODEL AND RESULTS

The response of polymeric materials subjected to impact-indentation loads may be described by the application of a rheological model based on Hertz contact theory [6, 7]. The classical model is based on the superposition in series of a dashpot and a non linear spring in which the dashpot gives the dissipative character and the superposition in series the permanent character of the strains. The spring gives the non linear stiffness based on Hertz theory. In this work a modified model is presented, which is shown in figure 7.

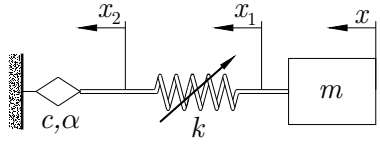


Fig. 7: Modified rheological model

This model consists in the series superposition of a non linear spring and a fractional element called springpot [8]. which satisfies the constitutive equation:

$$f_c = c\mathrm{D}_t^{\alpha}\dot{x}_2 \qquad (1)$$

where f_c is the springpot force, c the constant of the springpot and D_t^{α} the α order fractional derivative with respect to time t [9] and where the operator $(\dot{\bullet})$ denotes first derivatives with respect to time. If $\alpha = 0$ then one obtains the classical dashpot model. Finally, m represents the striker mass and k the constant of the non linear spring.

The constant k can be related to the materials' properties as follows:

$$k = \frac{4\sqrt{R}}{3}\left(\frac{1-\nu_{\mathrm{i}}^2}{E_{\mathrm{i}}} + \frac{1-\nu_{\mathrm{s}}^2}{E_{\mathrm{s}}}\right)^{-1} \qquad (2)$$

where:

R is the radius of the striker, E_{i} and E_{s} the Young modulus of the striker and specimen, respectively; ν_{i} and ν_{s} the Poisson modulus of the striker and specimen, respectively [5].

Following the model of figure 7, the governing equations for an impact-indentation test with initial relative velocity $\dot{x}(0) = \dot{x}_0$, which depends on the falling height of the mass h, are given by:

$$m\frac{\mathrm{d}^2 x}{\mathrm{d}t^2} = -kx_1^{3/2} = -c\mathrm{D}_t^{\alpha}\dot{x}_2 \qquad (3)$$

Taking into account the following expression, obtained from the model:

$$x = x_1 + x_2 \qquad (4)$$

and eliminating x_2, Eq. (3) may be written as:

$$m\ddot{x} = -kx_1^{3/2} = -c\mathrm{D}_t^{\alpha}\left(\dot{x} - \dot{x}_1\right) \qquad (5)$$

where the operator $(\ddot{\bullet})$ and $(\dot{\bullet})$ denote second and first derivatives with respect to time, respectively. The first part of this non-lineal differential equation may be solved, for example, by means of Runge-Kutta family algorithms.

The term $x_1^{3/2}$ from the first part of Eq (5), may be related to the semi-integral $\mathrm{D}^{-1/2}x_1$ [1,10] by

$$\mathrm{D}^{-1/2}x_1 = \frac{4}{3\sqrt{\pi}}x_1^{3/2}, \qquad (6)$$

where it should be pointed out that operator $\mathrm{D}^{(\bullet)}$ represents fractional derivative with respect to the variable x instead of t [10].

Taking into account Eq. (6), Eq. (5) is transformed into the linear integro-differential equation

$$m\ddot{x} = -k\frac{3\sqrt{\pi}}{4}\mathrm{D}^{-1/2}x_1 = -c\mathrm{D}_t^{\alpha}\left(\dot{x} - \dot{x}_1\right) \qquad (7)$$

Aimed at exploring the capabilities of the fractional calculus to solve problems relative to contact mechanics, the integro-differential equations (7) are numerically solved, making use of the G1 method [11], based on the definition of Grünwald-Letnikov. To do so, an algorithm based on the central finite difference is proposed [1,10]. For that, uniform increments for the time Δt are considered. Hence, at the instant t^n, Eq. (7) becomes

$$m\ddot{x}^n = -k\frac{3\sqrt{\pi}}{4}\mathrm{D}^{-1/2}x_1^n = -c\mathrm{D}_t^{\alpha}\left(\dot{x}^n - \dot{x}_1^n\right). \qquad (8)$$

After discretisation [1] both fractional operators are:

$$\begin{cases} m\ddot{x}^n = -\dfrac{3k}{4}\sqrt{\pi\Delta x_1}\displaystyle\sum_{j=0}^{n} w_j x_1^{n-j} \\ m\ddot{x}^n = -c\left(\Delta\dot{x} - \Delta\dot{x}_1\right)^{-\alpha}\displaystyle\sum_{j=0}^{n} w_j\left(\dot{x}^{n-j} - \dot{x}_1^{n-j}\right) \end{cases} \qquad (9)$$

where, as in the previous section, it has been taken into account that G1 method has w_{-1} coefficient equal to zero. The weighting coefficients w_j are:

$$w_j(\alpha) = \begin{cases} 0 & \text{if } j = -1, N; \\ \dfrac{\Gamma(j-\alpha)}{\Gamma(-\alpha)\Gamma(j+1)} & \text{if } 0 \le j \le N-1; \end{cases} \qquad (10)$$

For the described case, the interval Δx_1 varies for each t_n instant, satisfying

$$\Delta x_1 = \frac{x_1^n}{n}. \qquad (11)$$

Indeed, any forward displacement would be given by

$$x_1^{n-j} = (n-j)\Delta x_1, \qquad (12)$$

Following the same steps for $\Delta\dot{x}$ and $\Delta\dot{x}_1$ the equations yield:

$$\begin{cases} m\ddot{x}^n = -\dfrac{3}{4}k\sqrt{\pi}\left(\dfrac{x_1^n}{n}\right)^{3/2}\displaystyle\sum_{j=0}^{n} w_j(n-j) \\ m\ddot{x}^n = -c\left(\dfrac{\dot{x}^n - \dot{x}_1{}^n}{n}\right)^{1-\alpha}\displaystyle\sum_{j=0}^{n} w_j(n-j) \end{cases}. \qquad (13)$$

This differential equation system may be solved by means of central finite difference method. The velocity $\dot{x}^n$ and acceleration $\ddot{x}^n$ are given by

$$\dot{x}_1^n = \frac{x_1^{n+1} - x_1^{n-1}}{2\Delta t} \qquad (14)$$

$$\ddot{x}^n = \frac{x^{n+1} - 2x^n + x^{n-1}}{(\Delta t)^2} \qquad (15)$$

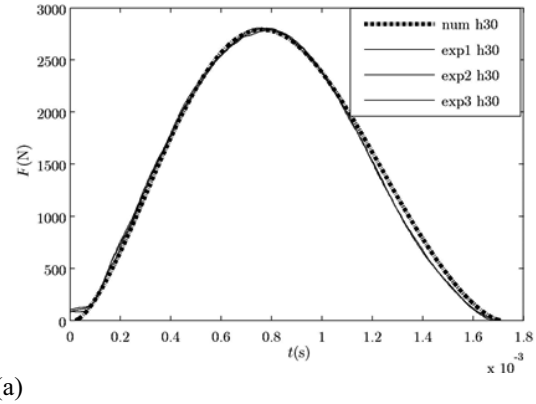
Consequently, Eqs. (13) lead finally to

$$\begin{cases} x^{n+1} = 2x^n - x^{n-1} - (\Delta t)^2 \dfrac{3k}{4m}\sqrt{\pi}\left(\dfrac{x_1^n}{n}\right)^{3/2} \displaystyle\sum_{j=0}^{n} w_j (n-j) \\ x_1^{n+1} = x_1^{n-1} + 2\Delta t \left(\dot{x}^n - n \left(\dfrac{-m\ddot{x}^n}{c \displaystyle\sum_{j=0}^{n} w_j (n-j)} \right)^{\frac{1}{1-\alpha}} \right) \end{cases} \tag{16}$$

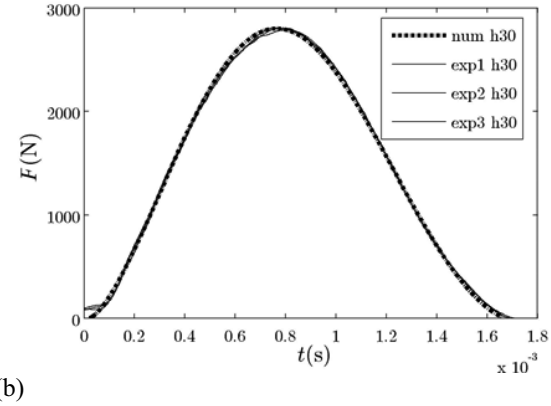
After solving the equations, k, and therefore E_s, and c may be calculated by fitting the results to the experimental ones. To do so, maximum force F_{max} and restitution coefficient ε have been used. These equations have been solved for values of α ranging from 0.1 to -0.5, this last value implying what is known as a semiderivative approach.

As an example, figure 8 represents the impact force for a drop height of $h = 30$ mm obtained in experimental tests and by the numerical models, for (a) a classical model ($\alpha = 0$) and (b) for a fractional model with $\alpha = -0.5$.

As it can be observed, the numerical results fit better to the experimental ones with $\alpha = -0.5$, especially during unloading.



(a)



(b)

Fig. 8: Experimental impact force and the one computed by fractional calculus, (a) $\alpha = 0$, (b) $\alpha = -0.5$

The values for E_s, found for the 4 different falling heights, are shown in Table 1.

Table 1: E_s values.

E_s [GPa]	1 plate		3 plates	
h [mm]	$\alpha = 0$	$\alpha = -0.5$	$\alpha = 0$	$\alpha = -0.5$
15	3.59	3.98	2.69	2.82
30	3.62	4.01	2.72	2.89
45	3.81	4.14	2.85	2.91
60	3.98	4.27	2.85	2.91

The elasticity moduli obtained are bigger when tests are fulfilled on 1 plate probably as a consequence of deformation wave transmission to the metallic support on which the specimen was tested, which results in a combined stiffness of both the specimen and the support. On the other hand, it can be pointed out that E_s is increased as the falling -and therefore the strain rate- is increased. As a reference, the values obtained by the authors in quasistatic tensile tests were 2.43 GPa. Therefore, it is shown the deformation pattern dependence upon material properties.

5. CONCLUSIONS

In this communication a contact problem resulting from an impact-indentation test has been solved by using a fractional rheological model computed by the G1 method, based on the fractional derivative definitions of Grünwald-Letnikov.

From the analysis of the results it may be stated that the elasticity modulus of PVC has been obtained from the fractional rheological model, observing the good performance of this fractional elements. In particular, a semiderivative model shows the best performance of all the fractional models which have been analysed in this work, especially during unloading. On the other hand the strain-rate and load case dependence of polymers have been observed in the case of PVC.

REFERENCES

[1] Mateos M., Cortés F., Aretxabaleta L., "Elastoplastic contact in an indentation impact test by fractional calculus". XXVII Encuentro del Grupo Español de Fractura, Porto (2010), pp. 339-343

[2] G. Dean, B. Read, "Modelling the behaviour of plastics for design under impact", Polym. Test. 20 (2001) 677.

[3] Sánchez-Soto, M., Gonzalo, G., Jiménez, O., Santana, O. O. y Martínez, A. B., "Impacto de baja energía de un laminado epoxi-fibra de carbono", XX encuentro del Grupo Español de Fractura, Benicassim, pp. 349-354, (2003).

[4] Aretxabaleta, L., Múgica, J.I., Aurrekoetxea, J., Mateos, M., Castillo, G., Urrutibeascoa, I. y Martínez, A. B., "Análisis del comportamiento a impacto-indentación de materiales poliméricos mediante el método de elementos finitos", XV encuentro del Grupo Español de Fractura, Sigüenza, pp. 305-310, (2008).

[5] Aretxabaleta. L., "Estudio teórico-experimental del comportamiento a impacto de baja velocidad de piezas estructurales fabricadas con termoplásticos". Tesis doctoral Mondragón Unibertsitatea, (2008).

[6] Hertz, H. "Über die Beruhrung fester elastischer Körper". J. Reine und Angewandte Mahtematik, 92, 156-171, (1882).

[7] Johnson, K.L. "Contact Mechanics". Cambridge University Press (2003).

[8] Lewandowski R., Chorazyczewski B., "Identification of the parameters of the Kelvin-Voigt and the Maxwell fractional models, used to modeling of viscoelastic dampers", Comp. Struct. 88 (2010) 1-17

[9] Podlubny, I. "Fractional differential equations". Academic Press (1999).

[10] Cortés, F., Mateos M., "Applications of fractional calculus for the impact of elastic spheres". Symposium on Applied Fractional Calculus, Badajoz (2007).

[11] Oldham, K.B. and J. Spanier. "The fractional calculus". Academic Press (1974).

OBTENCIÓN DE LA LEY DE COMPORTAMIENTO A IMPACTO-TRACCIÓN DE BAJA ENERGÍA DEL PP: COMPARATIVA PÉNDULO-CAÍDA DE DARDO

G. Castillo[1], I. Urrutibeascoa[2]

[1] Departamento de Ingeniería Civil, de Materiales y Fabricación, Universidad de Málaga, Escuela de Ingenierías, C/Dr. Ortiz Ramos, s/n (Ampliación Campus de Teatinos), 29071 Málaga, España.
E-mail: gcastillo@uma.es

[2] Departamento de Mecánica y Producción Industrial, Mondragon Unibertsitatea, Escuela Politécnica Superior. Loramendi, nº4, 20500, Arrasate-Mondragón, España.
E-mail: iurrutibeascoa@eps.mondragon.edu

RESUMEN

En los últimos años se han desarrollado técnicas experimentales de ensayo a impacto tracción que permiten obtener curvas σ-ε a diferentes velocidades de deformación. Habitualmente, como impactor se ha venido utilizando un péndulo. Sin embargo, la cantidad de energía implicada en el ensayo con péndulo es muy limitada, haciendo imposible su aplicación a otros materiales más rígidos como los materiales compuestos laminados.
El objetivo de este trabajo es extender la aplicación del método mediante la utilización de la técnica de caída de dardo. En este trabajo se analizan los resultados obtenidos ensayando un PP homopolímero por ambos métodos, comparándolos a iguales energías y velocidades de deformación.
Los resultados muestran que tras un tratamiento adecuado de los resultados, la técnica de caída de dardo permite ser utilizada para bajas y medias energías de impacto, lo que en un futuro próximo permitirá su aplicación a materiales compuestos laminados.

ABSTRACT

In the last years, several tensile impact tests have been developed in order to obtain σ-ε curves at different strain rates. Usually, pendulum has been used as striker. However, the amount energy raised is very limited and this method could not be used to characterise other stiffer materials as composite laminates.
The objective of this work is to extend the method application using a drop tower impact system. The results of a PP homopolymer impact tests using both technics has been compared at equal energies and strain speeds impact.
The results shows that the drop tower impact test could be used for low and medium impact energies and It produces most accuracy stress-strain curves at iso-strain rates. In the future, the technic could be applied for composite laminates characterisation.

PALABRAS CLAVE: Impacto, Polímeros, Composites.

1. INTRODUCCIÓN

La utilización de termoplásticos y materiales compuestos de matriz orgánica es cada vez mayor, obteniéndose estructuras más ligeras y con mayor capacidad de absorción de energía.

La simulación mediante Elementos Finitos se ha convertido en una importante herramienta para el diseño, permitiendo disminuir el número de prototipos a realizar, economizando dinero y tiempo hasta la industrialización. Sin embargo, en el caso de la simulación ante solicitaciones de impacto, una dificultad añadida es conocer las leyes de comportamiento de estos materiales.

Existen numerosas técnicas que permiten obtener dichas leyes de comportamiento. En la figura 1 se pueden ver diferentes técnicas de ensayo en función de la velocidad de deformación alcanzada [1].

En los accidentes contemplados en el sector de automoción se alcanzan velocidades de deformación de hasta 500 s^{-1} en los componentes de plástico. En los últimos años se han desarrollado técnicas experimentales de ensayo a impacto tracción que permiten obtener curvas σ-ε a diferentes velocidades de deformación [2]. En los ensayos de impacto sobre polímeros, se ha venido utilizando un péndulo que permite alcanzar 100 s^{-1}, y la cantidad de energía implicada en el ensayo hace imposible su aplicación a otros materiales más rígidos, como los materiales compuestos laminados.

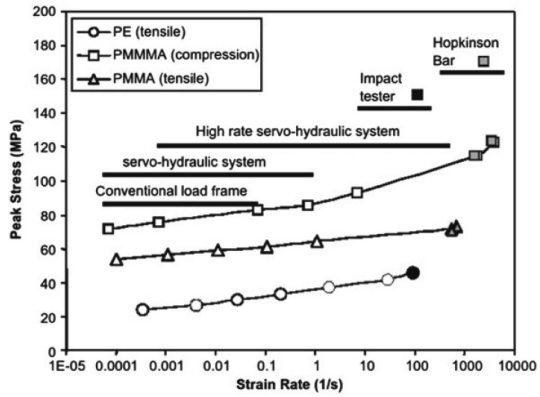


Figura 1.Velocidad de deformación en función del tipo de ensayo [1].

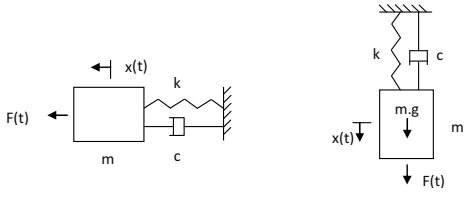
2. ENSAYOS DE IMPACTO. MODELO DE PARÁMETROS CONCENTRADOS

Hipótesis:

- En un primer análisis, se considerará que las probetas no presentan en ningún momento degradación alguna y que responden a un modelo de comportamiento elástico lineal.
- El impactor se considera rígido.
- La masa de la probeta se considera despreciable frente al resto de masas que participan en el comportamiento dinámico del ensayo.

Teniendo en cuenta dichas hipótesis, y en una primera aproximación, se puede simular el ensayo mediante un modelo de parámetros concentrados de un grado de libertad, donde k representa la rigidez de la probeta ensayada, m es la masa equivalente del sistema y c es el factor de amortiguamiento equivalente del sistema.

En la figura 2 se pueden ver los modelos de parámetros concentrados para: a) Péndulo, b) Caída de dardo. Entre ambos casos la única diferencia es el efecto de la gravedad en el caso de la caída de dardo, que, si bien no introduce ningún tipo de modificación en la oscilación, sí introduce unas condiciones de contorno diferentes en el caso de la respuesta principal.



a) Péndulo b) Caída de dardo

Figura 2. Modelo de parámetros concentrados

En ambos casos, la masa es una masa variable, ya que antes del impacto la masa m corresponde a la masa de la mordaza móvil en el extremo de la probeta, mientras que durante el impacto a esa masa se le suma la masa del impactor.

Por otro lado, la fuerza F(t) es resultado de la respuesta del sistema ante el impulso mecánico $M\cdot \dot{x}_o$ (M y $\dot{x}_o$ son, respectivamente, la masa y la velocidad inicial de impacto del impactor). En realidad, se podría considerar que F(t) es equivalente a un tren de impulsos cuyas amplitudes dependen de la respuesta del sistema.

Con objeto de hacer un análisis cualitativo de los efectos dinámicos iniciales, podemos considerar que la respuesta del sistema es la suma ponderada de una respuesta transitoria amortiguada, cuya pulsación dependerá de la masa de la mordaza móvil, y otra, cuya pulsación dependerá de la masa del impactor más la de la mordaza móvil.

2.1.- *Respuesta transitoria*

La ecuación diferencial del sistema (figura 2) sometido a un impulso unitario, será:

$$m.\ddot{x} + c.\dot{x} + k.x = 0 \tag{1}$$

La solución de dicha ecuación teniendo en cuenta las condiciones de contorno (2) es (3)[3]:

$$\begin{aligned} x(t=0) &= x_o = 0 \\ \dot{x}_0(t=0) &= \dot{x}_0 = \frac{1}{m} \end{aligned} \tag{2}$$

$$x(t) = \frac{e^{-\zeta.w_n.t}}{m.w_d}.\sin\left(w_d.t\right) \tag{3}$$

donde:

$$\begin{aligned} \zeta &= \frac{c}{2.m.w_n} \\ w_d &= w_n.\sqrt{\left(1-\zeta^2\right)} \\ w_n &= \sqrt{\frac{k}{m}} \end{aligned} \tag{4}$$

Siendo:

ζ el amortiguamiento del sistema,

w_d la pulsación propia amortiguada,

w_n la pulsación propia

Si el impulso no es unitario y vale $\tilde{F}$, la respuesta del sistema será:

$$x(t) = \frac{\tilde{F}.e^{-\zeta.w_n.t}}{m.w_d}.\sin(w_d.t) \tag{5}$$

2.2.- Respuesta principal

2.2.1.- Péndulo

En este caso, si no se tiene en cuenta el amortiguamiento (c=0), dado que únicamente se va a considerar el tiempo de contacto, la ecuación (1) puede escribirse:

$$(M+m).\ddot{x} + k.x = 0 \tag{6}$$

La solución de esta ecuación para las condiciones de contorno (2) será [3]:

$$x(t) = \frac{\dot{x}_o}{w_n}.\sin(w_n.t) \tag{7}$$

donde $\dot{x}_o$ y E_0 son la velocidad y energía iniciales de impacto:

$$\begin{aligned} \dot{x}_o &= \sqrt{2.g.h} \\ E_0 &= (M.g.h) = \frac{1}{2}.M.(\dot{x}_o)^2 \\ w_n &= \sqrt{\frac{k}{(M+m)}} \end{aligned} \tag{8}$$

h es la altura desde la que se deja caer el péndulo y g representa la aceleración de la gravedad.

Dado que el sensor de fuerza lo que mide es la reacción que se transmite al amarre fijo de la probeta, dicha fuerza será:

$$F(t) = k.x(t) = \frac{\dot{x}_o.k}{w_n}.\sin(w_n.t) \tag{9}$$

Y por tanto la fuerza máxima y el tiempo de contacto serán:

$$\begin{aligned} Fmax &= \frac{\dot{x}_o.k}{w_n} = (2.E_o.k)^{\frac{1}{2}} = m.\dot{x}_o.w_n = \dot{x}_o.(k.m)^{\frac{1}{2}} \\ t_c &= \frac{\pi}{w_n} \end{aligned} \tag{10}$$

2.2.2.- Caída de dardo

En este caso, el modelo sería el de la figura 1.b y la ecuación diferencial correspondiente sería:

$$(M+m).\ddot{x} + k.x = m.g \tag{11}$$

Cuya solución general puede escribirse como:

$$x(t) = A.\sin(w_n.t + \psi) \tag{12}$$

Introduciendo las condiciones de contorno:

$$\begin{aligned} \ddot{x}_0(t=0) &= g \\ \dot{x}_0(t=0) &= \dot{x}_0 \end{aligned} \tag{13}$$

se obtiene la siguiente la solución particular:

$$A = \sqrt{\left(\frac{g}{w_n^2}\right)^2 + \left(\frac{\dot{x}_0}{w_n}\right)^2} \tag{14}$$

$$\psi = \tan^{-1}\left(\frac{\frac{-g}{w_n^2}}{\frac{\dot{x}_0}{w_n}}\right) \tag{15}$$

Y por tanto, la fuerza máxima y el tiempo de contacto serán:

$$F_{\max} = k.A \tag{16}$$

$$t_c = \frac{\pi - \psi}{w_n} \tag{17}$$

2.2.3.-Análisis comparativo péndulo-caída de dardo.

Antes de comparar los resultados de ambos tipos de ensayo, se debe tener en cuenta las particularidades de los equipos utilizados:

- La masa del péndulo es superior a la masa del percutor de caída de dardo (3,637 kg frente a 3,099 kg). Por lo tanto, no será lo mismo comparar energías introducidas o velocidades iniciales de impacto.
- La masa de la mordaza móvil en el caso del péndulo es de 30 gr mientras que en el de caída de dardo es de 40 gr, lo que implica mayores efectos dinámicos.
- La energía introducida en el ensayo en el caso de la caída de dardo aumenta del valor E_0 en el instante inicial del impacto a su valor final E_f al tener en cuenta el incremento de energía potencial debido a la deformación de la probeta. Este hecho no se produce en el caso del péndulo.

En la figura 3 se puede ver la respuesta de una probeta de PP sometida a un impacto de igual energía total sin filtrar el efecto dinámico y eliminando el efecto dinámico inicial.

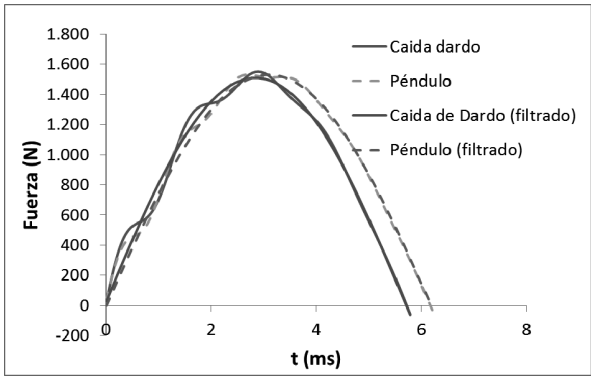


Figura 3. Curva F-t.

Por otro lado, si se analiza la fuerza máxima de impacto y el tiempo de contacto para diferentes condiciones de impacto, se puede ver (figura 4) que mientras el material tenga un comportamiento lineal (no existe ninguna degradación) la evolución de la fuerza máxima será lineal con respecto a la velocidad inicial de impacto y que el tiempo de contacto se mantiene constante.

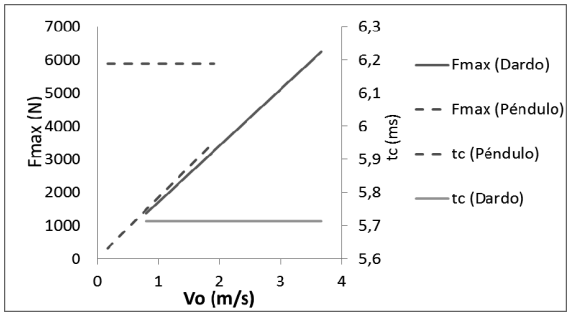


Figura 4. Evolución de la Fuerza máxima y el tiempo de contacto para diferentes v_o

Finalmente, a igualdad de Energía total introducida, las velocidades de deformación alcanzadas mediante caída de dardo son ligeramente superiores a las introducidas mediante el péndulo (E_0= 1,25 J) (figura 5).

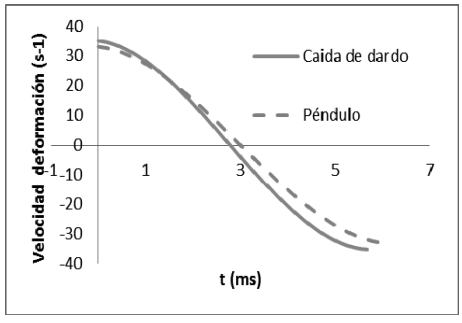


Figura 5. Velocidad de deformación (Eo=1,25J)

3. MATERIAL Y PROBETAS

El material empleado es un PP homopolímero en forma de placa de 3 mm de espesor. Se cortaron mediante chorro de agua probetas de tracción según las geometrías que se muestran en la figura 6.

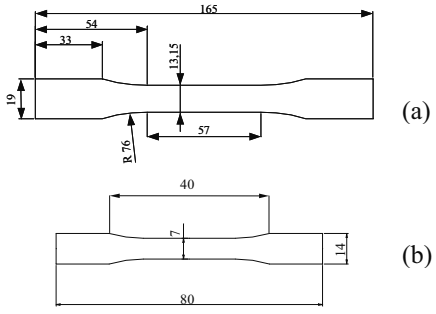


Figura 6. Probetas halterio para: (a) ensayos de tracción (baja velocidad de deformación) y (b) ensayos de impacto-tracción.

4. CARACTERIZACION DEL MATERIAL EN CONDICIONES ESTÁTICAS

Se realizaron ensayos de tracción en una Máquina Universal de Ensayos Instron-Zwick 3369 dotada de un extensómetro Zwick de longitud inicial 50 mm y célula de 50 kN. A fin de comprobar la influencia de la velocidad de deformación, se realizaron ensayos a velocidades de entre 0,003-0,03 s^{-1}.

Se observa en la figura 7 que al aumentar la velocidad de ensayo aumentan también el módulo de elasticidad y el límite elástico.

Las características obtenidas se muestran en la Tabla 1.

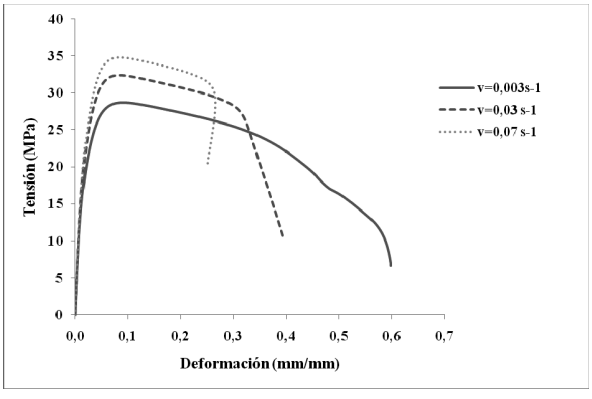


Figura 7. Curvas de tracción a distintas velocidades.

Tabla 1. Propiedades mecánicas obtenidas de los ensayos de tracción estática

Velocidad (s^{-1})	σ_y (MPa)	E (MPa)	A (%)
0,003	28,6	1372	59,8
0,03	32,4	1628	31,6

0,07	38,7	1672	25,0

Por otra parte, dado que en los ensayos dinámicos se iban a utilizar probetas de 25 mm de longitud calibrada (figura 6.b) se compararon los resultados anteriores con otros obtenidos a las mismas velocidades y sin extensómetro, sobre las probetas pequeñas. No se observó efecto del tamaño de probeta, aunque sí, lógicamente, de la falta de extensómetro.

5. ENSAYOS DE IMPACTO SOBRE PP

El principal problema que suelen presentar los ensayos de impacto es que la fuerza a la que se somete a la probeta es reflejo de la acción del percutor y de varios efectos dinámicos asociados al método de ensayo. Algunos de los efectos dinámicos más importantes, provienen de la alta rigidez del contacto en la interfase entre el impactor y la probeta, en comparación con la rigidez de la probeta. Estos efectos dinámicos son pequeños e incluso despreciables si la velocidad del impactor es relativamente pequeña y si además la masa de la probeta es pequeña frente a la masa del impactor. Si se cumplen estas dos condiciones, la relación de la energía vibracional respecto a la energía total es pequeña y los efectos dinámicos pueden despreciarse [4] y [5].

Se ha variado la altura de caída del impactor alcanzándose valores de v_o de entre 0,83 y 1,77 m/s, que corresponden a energías iniciales de impacto de entre 1,25 y 5,69 J en el caso del péndulo, y valores de v_o de entre 0,54 y 1,91 m/s, que corresponden a energías iniciales de impacto de entre 0,46 y 5,69 J en el caso de la caída de dardo.

En ambos casos se obtuvieron los valores de fuerza frente a tiempo, y se integraron hasta llegar a fuerza/desplazamiento según el proceso descrito en [2].

5.1.- Péndulo

Los ensayos de impacto-tracción utilizando un péndulo de impacto se realizaron en el Centre Català del Plàstic, empleando un péndulo CEAST 6545 instrumentado con el que se registró la evolución en el tiempo de la fuerza de impacto (F-t). En la figura 8 se puede observar la curva característica de evolución de la fuerza y de la energía absorbida en función del tiempo de impacto correspondiente a E_0 de 1,25 J.

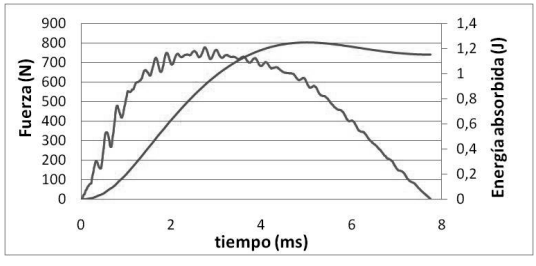


Figura 8. Evolución de la fuerza y la energía absorbida

En la figura 8 se observa una oscilación que tras hacer un análisis frecuencial mediante una FFT, muestra que corresponde a la frecuencia natural del sistema considerando únicamente la masa de la mordaza móvil (889 Hz).

Analizando la evolución de la fuerza máxima y del tiempo de contacto para diferentes v_o (figura 9), se observa que hasta valores de 1,47m/s y energías de 3,9 J no se produce degradación (obsérvese que los tres primeros valores de Fmax siguen una regresión lineal). Para valores superiores se produce una reducción drástica del tiempo de contacto (ver los dos últimos valores de tc), y la fuerza máxima pierde la linearidad con respecto a la velocidad inicial de impacto (dos últimos valores de Fmax), síntoma de la degradación de la probeta.

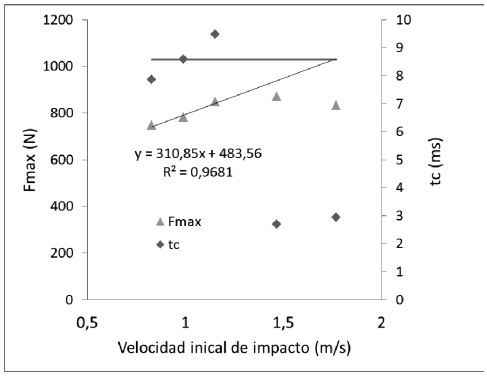


Figura 9. Fuerza máxima (Fmax) y tiempo de contacto (tc) en función de la velocidad inicial de impacto.

5.2.- Caída de dardo

En la figura 10 se pueden observar las curvas características de evolución de la fuerza, así como la energía absorbida en función del tiempo de impacto correspondiente a una energía inicial de 1,25 J.

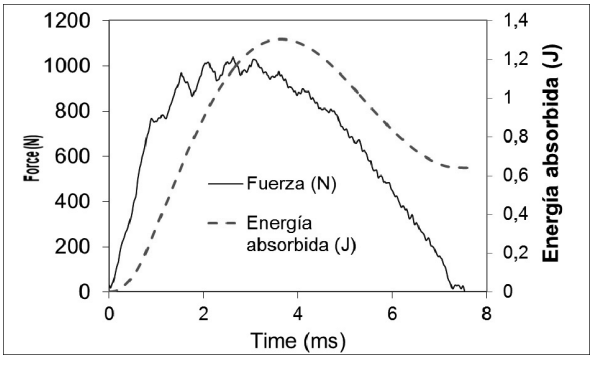


Figura 10. Evolución de la fuerza y la energía absorbida (Eo=1,25 J).

5.3.- Comparativa entre ensayos de Caída de dardo y Péndulo

Tal y como se ha indicado, la comparación entre ensayos de impacto mediante péndulo y mediante caída de dardo ha de realizarse a igual energía total. En el caso que se analiza, por ejemplo, para una energía total de impacto de 1,25 J la altura de caída del dardo sería de 39,5mm en vez de los 41 mm introducidos. Sin embargo, la precisión de posicionamiento del impactor es de ±1 mm por lo que la diferencia en este caso será del orden de la incertidumbre.

Si se comparan los resultados de ambos ensayos para una E_t = 1,25 J se observa que (figura 11):

- El tiempo de contacto en el ensayo con péndulo es superior al de caída de dardo, tal y como predecía el modelo de parámetros concentrados.
- Los valores de fuerza máxima, sin embargo, no siguen la predicción del modelo, siendo el valor de la fuerza máxima muy superior en el caso del péndulo, cuando tenían que ser similares. Esta tendencia se mantiene para todas las energías ensayadas, manteniéndose la relación aproximadamente constante e igual a 1,45. Dicho resultado permite sospechar que existe un problema de calibración de los sensores de medición de la carga, que deberán ser revisados.

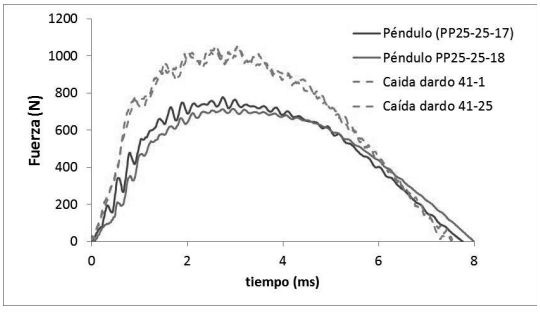


Figura 11. Comparativa péndulo-caída de dardo para Eo=1,25J.

6. CONCLUSIONES

La técnica de impacto tracción mediante caída de cardo permite obtener el comportamiento dinámico de materiales poliméricos. Entre los resultados obtenibles se destacan por su interés:

- La determinación del inicio de daño.
- Curvas tensión-deformación correspondientes a distintas velocidades de deformación para su posterior utilización en códigos de cálculo por Elementos Finitos.

La técnica de caída de dardo permite la caracterización de laminados de material compuesto, que debido a su alta rigidez no pueden ser ensayados mediante péndulos convencionales. La utilización de la torre de caída de dardo INSTRON CEAST 9350 permite alcanzar energías de hasta 755 J y velocidades iniciales de impacto de hasta 4,6 m/s. Esta velocidad inicial de impacto máxima, nos permite alcanzar velocidades de deformación de 150 s^{-1}.

La diferencia de valores de fuerza máxima obtenidos indica que existe un problema de calibración de los transductores de fuerza que miden la fuerza actuante en la probeta. Así mismo, se ha observado la influencia de la masa de la mordaza móvil, cuyo valor debe ser limitado al máximo.

Finalmente, la utilización de los espectros de densidad de potencia de las señales medidas permite analizar los efectos dinámicos.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al personal del Centre Català del Plàstic, especialmente a Lluïsa Maspoch y a Antonio Martínez Benassat, su apoyo y asesoría, y su ayuda para la realización de los ensayos sobre péndulo. También a Laurentzi Aretxabaleta su asesoría en los momentos iniciales para la interpretación inicial de las curvas de impacto-tracción del péndulo. Finalmente, a MªJesús Elejabarrieta, a Joanes Berasategui y a Haritz Zabala por su ayuda en la calibración de las células.

REFERENCIAS

[1] Zrida M., Laurent H., Grolleau V., Rio G., Khlif M., Guines D., Masmoudi N., Bradai C.,"High-speed tensile test on a polypropylene material", *Polymer Testing29 (2010) pp. 685-6.*

[2] Aretxabaleta L., Aurrekoetxea J., Urrutibeascoa I., Sanchez-Soto M.,"Characterisation of the impact behavior of polymer thermoplastics", *Polymer Testing 24 (2005), pp.145-151.*

[3] Singiresu S. Rao, "Mechanical Vibrations", *Addison-Wesley Publishing Company, ISBN 0-201-52686-7, 1995*

[4] J.G. Williams y G.C. Adams, "The analysis of instrumented impact test using a mass spring model". *Int.J. Fracture 33 (1987) pp.209-222*

[5] J.F. Kalthoff, "On the measurement of dynamic fracture toughness a review of recent work", *Int.J.Fracture 27 (1985) pp 277-298.*

PREPARACIÓN Y CARACTERIZACIÓN A FRACTURA DE LÁMINAS DE PLA REFORZADAS CON NANOARCILLAS

J. Velázquez-Infante[1], J. Gamez-Perez[2], E. Franco-Urquiza[1], O.O. Santana[1], M.Ll. Maspoch[1]

[1]Centre Català del Plàstic. Universitat Politècnica de Catalunya.
C/Colón 114, 08222 Terrassa, España
E-mail: Maria.lluisa.maspoch@upc.edu
[2]Dept. d'Enginyeria de Sistemes Industrials i Disseny, Universitat Jaume I de Castelló
12071 Castelló, España

RESUMEN

En este trabajo se investiga la influencia del procesado y del contenido de nanoarcilla en las propiedades mecánicas y a fractura de láminas obtenidas por extrusión-calandra a partir de un grado comercial de PLA y una nanoarcilla organomodificada. Así mismo, se aplicó un tratamiento de rejuvenecimiento a todas las láminas preparadas que permitió el estudio de los materiales en dos estados diferentes: relajado (después del tratamiento) y envejecido (antes del tratamiento). Se han evaluado las propiedades térmicas mediante calorimetría diferencial de barrido (DSC), las propiedades mecánicas, mediante ensayos a tracción y el comportamiento a fractura con la técnica del trabajo esencial de fractura (EWF). El tratamiento de rejuvenecimiento provoca una transición del comportamiento frágil-dúctil que se manifiesta en un aumento significativo de la ductilidad. El comportamiento mecánico se ve afectado por el procesado sólo cuando el PLA se encuentra envejecido, mientras que el contenido de arcilla únicamente produce algún efecto cuando ésta está presente en un 2,5 %. La tenacidad de fractura del PLA, por otro lado, varía según el procesado en los filmes sin tratamiento y se incrementa notablemente mediante el refuerzo con nanoarcillas y/o la aplicación del tratamiento de rejuvenecimiento.

ABSTRACT

In this work, the effect of processing and nanoclay content on the fracture and mechanical properties of thin sheets obtained by cast sheet extrusion from a commercial grade of PLA and organomodified nanoclay has been investigated. Also, a deaging thermal treatment was applied to all prepared samples, in order to study the materials under two different states: relaxed (after the thermal treatment) and aged (before treatment). The thermal and mechanical properties, as well as the fracture behaviour, have been assessed by differential scanning calorimetry (DSC), tensile tests and the essential work of fracture (EWF) approach. The de-aging treatment causes a change in the brittle-ductile behaviour evidenced in a significant increase in ductility. The tensile behaviour is affected by processing only in the case of aged PLA samples, whereas the addition of nanoclays is only significant at 2.5%. The fracture toughness of PLA, on the other hand, depends on the processing method for aged films and is considerably enhanced by nanoclay reinforcement and/or application of a deaging treatment.

PALABRAS CLAVE: Ácido poli-láctico (PLA), Nanoarcilla, Trabajo esencial de fractura (EWF)

1. INTRODUCCIÓN

El ácido poliláctico (PLA) es un poliéster lineal alifático termoplástico obtenido a partir de fuentes naturales renovables [1]. Las propiedades mecánicas del PLA junto a su carácter biodegradable, lo convierten en un buen candidato para aplicaciones en sectores de gran consumo como el mercado del envase y el embalaje. Para poder utilizar el PLA en este mercado, es necesario optimizar algunas de sus propiedades, tales como la resistencia al impacto, la temperatura de distorsión bajo carga (HDT) y el efecto barrera a los gases.

Se ha descrito [2] que mediante el refuerzo del PLA con nanoarcillas se puede mejorar algunas de sus propiedades, debido a las dimensiones nanométricas y la extraordinariamente elevada área superficial de las laminillas de nanoarcillas dispersas en la matriz polimérica. El mezclado en fundido es la vía más adecuada para la producción a escala industrial de compuestos de PLA reforzados con nanoarcillas. Este proceso se realiza mediante una extrusora de doble husillo debido a su elevada capacidad de mezclado dispersivo y distributivo. No obstante, a menudo se requieren varios pases de extrusión para alcanzar la intercalación y posterior exfoliación y distribución homogénea de las laminillas de nanoarcilla. Este proceso puede conducir a la degradación del PLA [3].

Por otra parte, la baja velocidad de cristalización del PLA desde el fundido [1, 4], provoca que, después de su procesado industrial, se encuentre en estado amorfo. En este estado experimenta envejecimiento físico [5], fenómeno que produce un reordenamiento de las cadenas poliméricas, conocido como densificación, y que ocasiona una importante disminución del volumen libre, afectando las propiedades del material. Se ha encontrado que el envejecimiento físico provoca el

cambio de comportamiento dúctil a frágil del PLA [6]. No obstante, debido a que el envejecimiento físico no implica cambios permanentes, estos efectos pueden revertirse por medio de un tratamiento térmico desde una temperatura cercana a la temperatura de transición vítrea (T_g) [7, 6].

El presente trabajo consiste en la preparación y caracterización de láminas de PLA y de PLA reforzado con nanoarcillas. Se estudia la influencia del procesado y del contenido de nanoarcilla en las propiedades mecánicas y a fractura. Así mismo, se aplica un tratamiento térmico que permite el estudio de los materiales en dos estados diferentes: relajado (después del tratamiento) y envejecido (antes del tratamiento).

2. MATERIALES Y MÉTODOS

2.1. Materiales

En este trabajo se ha utilizado un grado comercial de PLA (NatureWorks, 2002D con 96 % de isómero L-láctico) y una montmorillonita organomodificada (Southern Clay Products, Cloisite 30B con un 30 % de modificador orgánico) [8, 9]. Las láminas, de 0,4 mm de espesor nominal, se obtuvieron con dos procesos diferentes: extrusión mono-husillo (una etapa de procesado) y extrusión doble husillo (tres etapas de procesado). El perfil de temperaturas aplicado en ambos procesos osciló entre 145 ºC en la zona de alimentación y 200 ºC en la boquilla. La velocidad del husillo fue de 50 y 85 r.p.m. en la extrusión mono-husillo y doble husillo respectivamente. A la salida de la boquilla se colocó un cabezal de extrusión de perfil plano de 10 cm (mono-husillo) y de 12 cm (doble husillo) de ancho. El calandrado de las láminas se llevó a cabo a una temperatura de los cilindros de 50 ºC.

Con el proceso de extrusión mono-husillo se prepararon láminas de PLA virgen (PLA96), en una sola etapa de procesado. Las láminas de PLA reforzadas con nanoarcillas se obtuvieron con el proceso de extrusión doble husillo, llevando a cabo tres etapas de procesado: (i) preparación de un masterbach concentrado de nanoarcilla, (ii) homogeneización del masterbach y (iii) dilución y calandrado de las láminas. Con este procedimiento se obtuvieron láminas con concentraciones finales de nanoarcilla de un 0,5±0.1 y un 2,4±0,1 % en masa (C96-0,5 y C96-2,5 respectivamente). Adicionalmente, se prepararon láminas de PLA virgen con PLA reprocesado en idénticas condiciones y proporciones que las láminas de PLA reforzadas con nanoarcilla, para tener en cuenta posibles efectos de la degradación por el procesado. Estas láminas se utilizaron como blancos de los compuestos y se denominaron B96-0,5 y B96-2,5.

En todos los casos los materiales se secaron previo a cada etapa de procesado para evitar la posible degradación por hidrólisis de la matriz polimérica. El PLA se secó en un deshumidificador Piovan a una temperatura de 80 ^{o}C durante 3 h. Por su parte, el secado de la nanoarcilla se realizó en un desecador colocado en una manta calefactora (J.P. Selecta) y conectado al vacío (80 ºC, 3h).

Las láminas fueron sometidas a un tratamiento térmico que consistió en un calentamiento a 60 ^{o}C durante 20 minutos (recocido), seguido de enfriamiento rápido por inmersión en un baño de hielo y agua durante 5 minutos (temple), al que se referirá en adelante como tratamiento de rejuvenecimiento. Seguidamente, se troquelaron las probetas y se ensayaron. Adicionalmente, se caracterizaron probetas de las láminas sin tratamiento (envejecidas). Para diferenciar los materiales con tratamiento de rejuvenecimiento de sus respectivos materiales de partida, se adiciona la letra T a la nomenclatura descrita anteriormente. Por ejemplo, el PLA96-T corresponde a la lámina del PLA96 a la que se le ha aplicado el tratamiento de rejuvenecimiento.

2.2. Caracterización Térmica

La caracterización térmica de las láminas se realizó por calorimetría diferencial de barrido (DSC), con muestras de 10 mg. El equipo utilizado fue un calorímetro Perkin Elmer Pyris 1 con un sistema de refrigeración Intracooler Perkin 2P, calibrado con patrones de indio y estaño de acuerdo con procedimientos estándares (ASTM D7426-08). Los ensayos consistieron en un calentamiento desde 30 hasta 200 ºC con una rampa de temperatura de 10 ºC/min. A partir de los termogramas obtenidos para cada muestra, se determinó la temperatura de transición vítrea (T_g), la temperatura de fusión (T_m), la entalpía de cristalización en frío (ΔH_{cc}) y la entalpía de fusión (ΔH_m). La cristalinidad (X_c) de las muestras ensayadas se calculó mediante la siguiente ecuación:

$$X_c = \frac{\Delta H_m - \Delta H_{cc}}{\Delta H^o} \times 100 \qquad (1)$$

Donde ΔH^o representa el calor de fusión del PLA 100 % cristalino, tomado aquí como 93 J/g [10].

2.3. Caracterización Mecánica y a Fractura

La caracterización mecánica se realizó mediante ensayos a tracción. Los ensayos fueron llevados a cabo siguiendo la norma ASTM D-638 en un máquina de ensayos universal (Galdabini, Sun 2500) equipada con una célula de carga de 5kN y un videoextensómetro Mintron OS-65D. Las probetas, con geometría estándar (tipo IV), se ensayaron a una velocidad de separación de mordazas de 10 mm/min. y a una temperatura de 22 ±1 ºC, obteniéndose las correspondientes curvas de tensión-deformación. A partir de dichas curvas se determinó el módulo de Young (E), la tensión a cedencia (σ_y) y la deformación a rotura (ε_b). Los valores presentados corresponden al promedio de al menos 5 ensayos válidos.

Para la caracterización a la fractura se aplicó la Mecánica de la Fractura Post-Cedencia (PYFM) mediante el método del trabajo esencial de fractura (EWF) en probetas de doble entalla agudizada a tracción (DDENT). Los fundamentos teóricos y procedimiento de ensayo están descritos tanto en el protocolo de la ESIS [11] como en trabajos previos [7, 12] por lo que no se detallan aquí. No obstante, es importante señalar que para determinar los parámetros de fractura se representan los valores del trabajo específico de fractura (w_f) en función de la longitud de ligamento de las probetas (ℓ), para obtener por regresión lineal el trabajo específico de fractura (w_e) y el término plástico (βw_p) según la ecuación:

$$w_f = w_e + \beta w_p \ell \qquad (2)$$

Para una correcta aplicación de la metodología del *EWF* es necesario que el rango de longitudes de ligamento de las probetas garantice la ausencia de efecto borde, un estado de tensión plana y la completa cedencia de la zona de proceso antes de la propagación de la grieta. Por otro lado, en las curvas *F-d* obtenidas para las probetas con diferentes longitudes de ligamento se debe observar una similitud geométrica [11].

Las probetas se troquelaron en la zona situada entre el extremo y el centro de las láminas (Figura 1a). Las dimensiones de las probetas DDENT (Figura 1b) fueron de 100x50x0.40 mm, con 5 longitudes de ligamento que oscilaron entre 5 y 25 mm a un intervalo de 5 mm. Para cada longitud de ligamento se realizaron tres réplicas. Los ensayos se realizaron empleando una velocidad de separación de mordaza de 1 mm/min. y una temperatura de 22 ± 1 ºC. La deformación se siguió mediante un videoextensómetro, según el procedimiento descrito en trabajos previos [13].

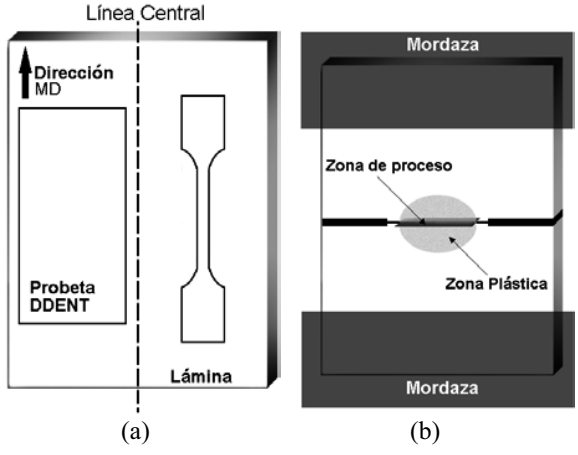


Figura 1. Representación esquemática de: (a) zona de troquelado de las probetas y (b) probeta DDENT.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Caracterización Térmica

En la Figura 2 se muestran los termogramas correspondientes al primer calentamiento para algunas láminas con y sin tratamiento de rejuvenecimiento. El efecto del procesado en las propiedades térmicas se manifiesta al comparar los termogramas del PLA96 (termograma *a* figura 2) y B96-2,5 (termograma *c* Figura 2). En ambos materiales se observa una endoterma a la temperatura de transición vítrea (60ºC), que está relacionada con el proceso de envejecimiento físico, y corresponde a la entalpía de relajación (ΔH_{rel}). Este parámetro puede emplearse como indicador del estado de envejecimiento de un material [14]. De la Tabla 1 se evidencia que el PLA96 se encuentra en un estado más envejecido que las láminas procesadas mediante extrusión doble husillo (B96-0,5 y B96-2,5) al presentar mayor ΔH_{rel}.

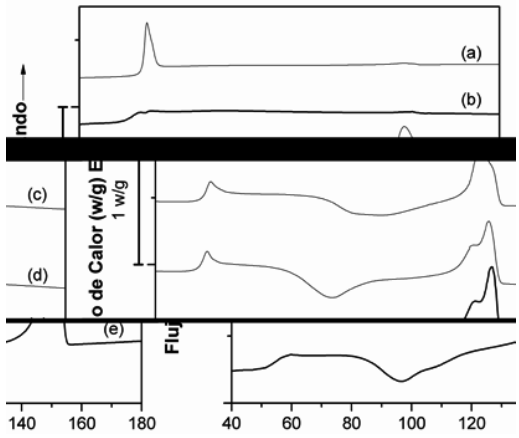


Figura 2. Termogramas correspondientes al primer calentamiento: (a) PLA96, (b) PLA96-T, (c) B96-2,5, (d) C96-2,5 y (e) C96-2,5T.

Las láminas preparadas en el proceso de doble husillo presentaron un pico exotérmico a temperaturas superiores a la T_g (p.e. termograma *c* figura 2) correspondiente a un fenómeno de cristalización en frío. Estas muestras, debido al mayor número de etapas de procesado, pueden haber experimentado una mayor degradación que se está verificando mediante cromatografía de permeabilidad de gel (GPC). La degradación produce cadenas de menor tamaño que tienen mayor movilidad, pudiendo incorporarse al registro cristalino. Por otra parte, es bien sabido que un aumento de la movilidad molecular provoca una disminución de la T_g. Los valores determinados de T_g, menores en el PLA procesado en la extrusora de doble husillo (Tabla 1), le brindan soporte a esta hipótesis. La entalpía de cristalización en frío (ΔH_{cc}), no se ve afectada por el incremento del contenido de material reprocesado en los blancos. Así mismo, se observa una endoterma en el intervalo de temperaturas situado entre 140 y 160 ^{o}C, que corresponde a la fusión de los cristales de PLA. La entalpía de fusión (ΔH_m) es mayor en las muestras procesadas por extrusión doble

husillo debido a que han experimentado cristalización en frío.

Tabla 1. Propiedades térmicas

Materiales	T_g (°C)	ΔH_{rel} (J/g)	ΔH_{cc} (J/g)	ΔH_m (J/g)	X_c (%)
PLA96	**61**	**4.9**	**-**	**0.8**	**0.9**
PLA96T	**58**	**-**	**-**	**0.5**	**0.5**
B96-0,5	**58**	**1.4**	**17.3**	**18.4**	**1.2**
B96-0,5T	**53**	**-**	**24.1**	**24.3**	**0.3**
B96-2,5	**57**	**1.3**	**17.9**	**21.1**	**3.5**
B96-2,5T	**55**	**-**	**16.5**	**17.1**	**0.6**
C96-0,5	**57**	**1,4**	**24.4**	**25.8**	**1.5**
C96-0,5T	**52**	**-**	**23.2**	**23.7**	**0.5**
C96-2,5	**56**	**1,5**	**23.0**	**25.8**	**3.0**
C96-2,5T	**55**	**-**	**26.1**	**30.1**	**4.3**

Por otro lado, al comparar los termogramas del B96-2,5 y del C96-2,5 (termogramas c y d Figura 2) se puede evaluar el efecto producido por la nanoarcilla. Se encontró que, en el rango de concentraciones estudiado, la nanoarcilla no afecta significativamente al proceso de envejecimiento físico. Con respecto al proceso de cristalización en frío, la nanoarcilla provoca un desplazamiento del pico de cristalización en frío hacia menores valores de temperatura.

Con respecto al tratamiento de rejuvenecimiento, se encontró que en los termogramas de las muestras tratadas no aparece la endoterma correspondiente a ΔH_{rel} (termogramas *b* y *e* Figura 2), indicando un estado rejuvenecido. Los termogramas indicaron también que este tratamiento de rejuvenecimiento produce un descenso en la T_g de las láminas, si bien no afecta ni a la cristalización en frío ni a la fusión del PLA.

Finalmente, el grado de cristalinidad (X_c) se determinó según la ecuación 1, a partir de los termogramas correspondientes al primer calentamiento de cada muestra (ver Tabla 1). Como puede apreciarse en los datos mostrados en la tabla 1, los bajos porcentajes de cristalinidad determinados indican que las láminas se encuentran en un estado esencialmente amorfo.

3.2. Caracterización Mecánica

En la Tabla 2 se presentan los valores encontrados del módulo de Young (E), la tensión de cedencia (σ_y) y la elongación a rotura (ε_b) de todos los materiales estudiados. La influencia del procesado en el PLA se evaluó mediante la comparación entre materiales sin nanoarcilla, obtenidos en las extrusoras mono y doble husillo. El modulo de Young no presentó variaciones significativas, por lo que el procesado no parece influir en la rigidez del PLA. La lámina de PLA obtenida en la extrusora de doble husillo presentó mayor σ_y y ε_b que la procesada en la extrusora monohusillo. Las diferencias observadas entre estos materiales, obtenidos por diferentes métodos de procesamiento, pueden estar relacionadas con el efecto de la morfología inducida durante el procesado, con diferentes niveles de orientación que explicarían estas variaciones [15]. Así mismo, se encontró que el incremento del contenido de material reprocesado en las láminas obtenidas en la extrusora de doble husillo (B96-0,5 y B96-2,5) provocó una disminución de las propiedades mecánicas. Esta disminución en las propiedades mecánicas puede estar relacionada con la mayor degradación del PLA que presenta el material reprocesado.

Tabla 2. Propiedades mecánicas

Materiales	E (GPa)	σ_y (MPa)	ε_b (%)
PLA 96	3.9±0.1	65±1	14±2
PLA96-T	3.5±0.1	61±1	455±25
B96-0,5	3.8±0,1	74±1	22±3
B96-0,5T	3.4±0.1	65±2	385±8
B96-2,5	3.7±0.1	68±1	15±1
B96-2,5T	3.4±0.1	65±1	411±38
C96-0,5	3.9±0.1	74±1	14±3
C96-0,5T	3.6±0.1	65±1	386±16
C96-2,5	4.2±0.1	74±1	22±1
C96-2,5T	4.0±0.2	68±1	308±28

El efecto de la nanoarcilla en las propiedades mecánicas del PLA se estimó a partir de la comparación de cada compuesto con su respectivo blanco (C96-0,5 y B96-0,5 así como C96-2,5 y B96-2,5).

De acuerdo con los resultados presentados en la Tabla 2, la adición de 0,5 % de nanoarcilla no modifica el comportamiento mecánico de las láminas no tratadas térmicamente. Por otro lado, E y σ_y varían significativamente con un 2,5 % de nanoarcilla. El incremento del módulo puede estar relacionado con el incremento de la fracción rígida del compuesto, correspondiente a las laminillas de nanoarcilla. Por otra parte, las laminillas constituyen puntos de anclaje que impiden el deslizamiento de las cadenas, resultando en una σ_y mayor. Con respecto a la deformación a rotura, ε_b, la adición de nanoarcilla no produjo una variación significativa teniendo en cuenta la variabilidad de esta medida, en ninguna de las dos concentraciones.

Para evaluar el efecto del tratamiento de rejuvenecimiento se compararon las propiedades mecánicas de cada material en los dos estados estudiados: relajado y envejecido. Los datos mostrados en la tabla 2 revelan que los materiales no tratados son más rígidos, tienen mayor resistencia y menor ductilidad. El análisis de las probetas post-mortem también arrojó diferencias entre las muestras en cuanto al mecanismo de fallo. Los materiales no tratados experimentaron cedencia sin formación de cuello y con presencia de crazes, mientras que los rejuvenecidos experimentaron un comportamiento mucho más dúctil con cedencia por cizalladura y formación de cuello localizado. Tal y como se ha comentado previamente, el tratamiento de rejuvenecimiento provoca un aumento del volumen libre de las cadenas poliméricas, con un descenso de la T_g y un aumento de la energía potencial

del sistema (ΔH_{rel}). Estas variaciones facilitan la movilidad de los segmentos de cadena, lo que permite una mayor deformación local y menor aportación de energía para alcanzar la cedencia del material (menor σ_y) [7].

3.3. Caracterización a la Fractura

La caracterización a fractura de los materiales estudiados se realizó mediante el método *EWF*. Cabe destacar que la transición frágil-dúctil, producida por el tratamiento de rejuvenecimiento, permite aplicar la técnica *EWF* cumpliendo todos los requisitos establecidos en el protocolo de la ESIS [11]. El estado rejuvenecido se mantiene durante un tiempo limitado, ya que es reversible, que se utiliza para realizar los ensayos. En la figura 3 se muestran, a modo de ejemplo, las curvas de fuerza-desplazamiento (F-*d*) obtenidas para probetas con ℓ=10mm del C96-0,5T y del C96-0,5. Todos los materiales ensayados presentaron un comportamiento similar.

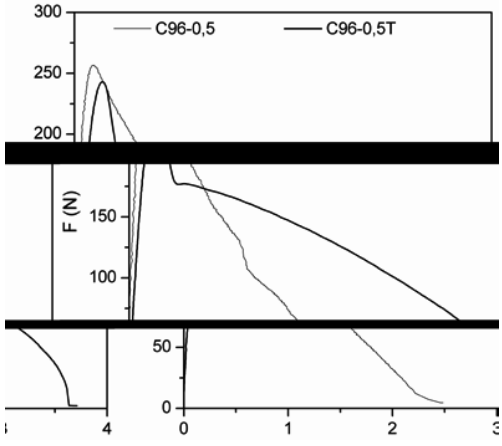


Figura 3. Curvas F-d de láminas con y sin tratamiento de rejuvenecimiento de: C96-0,5 y C96-0,5T (ℓ=10 mm)

Las curvas *F-d* de los materiales sin tratamiento de rejuvenecimiento, como la obtenida para el C96-0,5 (figura 3), mostraron que después de alcanzar la fuerza máxima, ésta disminuye de forma continua hasta la fractura del material. Este comportamiento está relacionado con el inicio de propagación de grieta previo a la completa estricción de la zona de fractura, como se ha demostrado en un trabajo previo [7], poniendo de manifiesto que la aplicación de la teoría del EWF no puede ser considerada estrictamente válida. En las curvas *F-d* de los materiales con tratamiento de rejuvenecimiento, como ocurre para el C96-2,5T (figura 3), después de la carga máxima, se observó una caída brusca de *F* y una estabilización momentánea de la misma, corres-pondiendo a la estricción del ligamento. Seguidamente se observa un descenso de la fuerza uniforme y gradual con el desplazamiento, lo cual se relaciona con una propagación estable de la grieta.

Tal y como se aprecia en la figura 4, las curvas *F-d* del C96-0,5T correspondientes a las diferentes longitudes de ligamento ensayadas mostraron un comportamiento similar al descrito para ℓ=10mm (figura 3). A partir de las áreas de dichas curvas se calculó la energía específica de fractura (w_f) para cada longitud de ligamento (ℓ). Los parámetros de fractura se determinaron gráficamente a partir de la representación de w_f-ℓ, como se muestra en la figura 5.

Todas las láminas con tratamiento de rejuvenecimiento, presentaron un elevado valor de R^2 al representar el w_f en función de ℓ (ecuación 2). Los materiales sin tratamiento de rejuvenecimiento, si bien no cumplían algunos de los criterios de aplicabilidad del EWF, mostraron una clara relación lineal entre w_f y ℓ con una mayor dispersión de los resultados, pero se pudo calcular en todos los casos los parámetros de fractura (figura 5). Estos valores nos permiten, de forma orientativa, evaluar la variación de la tenacidad con el tratamiento de rejuvenecimiento.

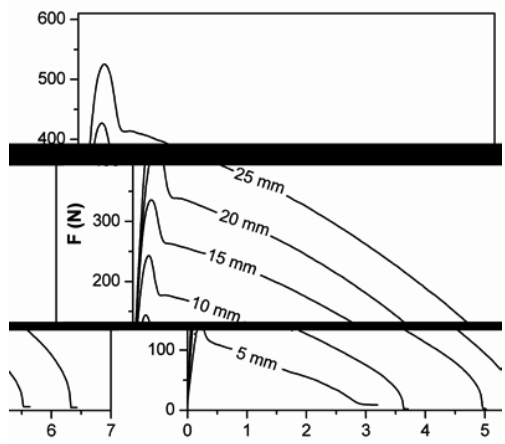


Figura 4. Curvas F-d de las láminas C96-0,5T (ℓ= 5 – 25 mm).

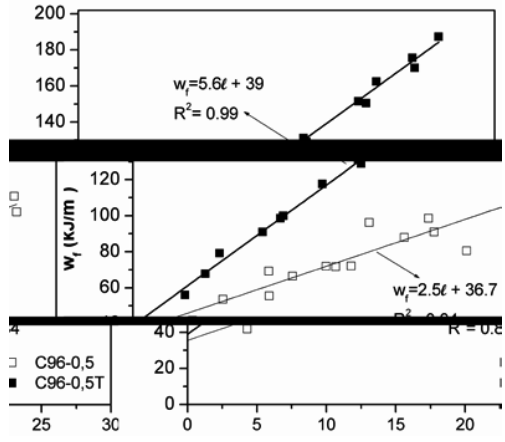
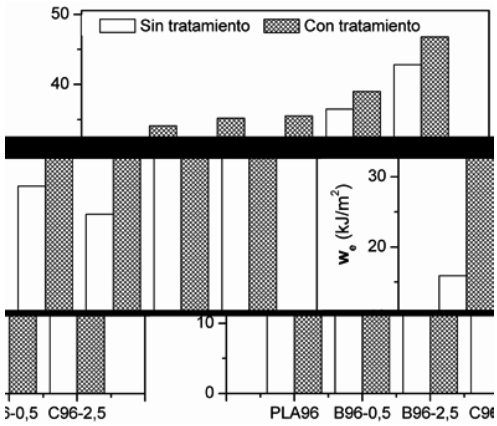
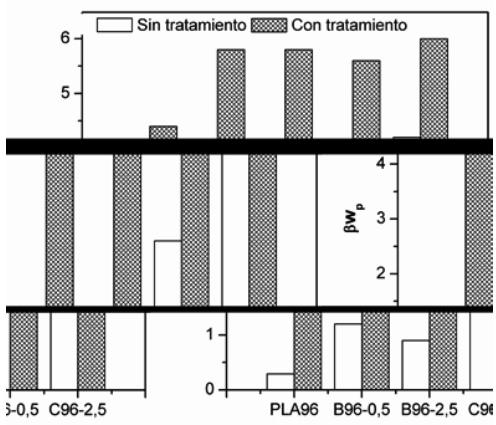


Figura 5. Trabajo específico de fractura en función de la longitud de ligamento para el C96-0,5 y C96-0,5T

Los parámetros de fractura obtenidos para todos los materiales estudiados se resumen en las gráficas de la figura 6. Al analizar el efecto del procesado en el comportamiento a fractura del PLA, resultó interesante comprobar como el término esencial (w_e) y el término plástico (βw_p) siguen la misma tendencia observada para σ_y y ε_b respectivamente. La morfología inducida durante el procesado explicaría el aumento de w_e y βw_p de la lámina de PLA obtenida en la extrusora doble husillo respecto de la mono husillo. Por otro lado, se encontró que w_e y βw_p disminuyen conforme aumenta la fracción de material reprocesado en las láminas de PLA obtenidas en la extrusora doble husillo.



(a)



(b)

Figura 6. Parámetros de Fractura obtenidos para los materiales estudiados: (a) w_e y (b) βw_p

Respecto al efecto de la nanoarcilla, resultó notorio encontrar que, incluso a bajos porcentajes, ésta produce un incremento significativo de los parámetros de fractura del PLA (w_e y βw_p), observándose un incremento de los mismos al aumentar el contenido de nanoarcilla.

El tratamiento de rejuvenecimiento produjo, en todos los casos, un incremento de los parámetros de fractura respecto de los materiales no tratados, especialmente el término plástico (βw_p). Estos resultados están en correspondencia con los cambios observados en el comportamiento mecánico. No obstante, el porcentaje de incremento de w_e es menor en los compuestos que en las láminas de PLA. Además, se observó que βw_p en los materiales compuestos tiende a igualarse e incluso entre ellos y las láminas de PLA. Esta menor variación en los parámetros de fractura de los materiales compuestos con tratamiento puede deberse a que el efecto de la nanoarcilla se ve enmascarado por el gran aumento de ductilidad asociado al rejuvenecimiento.

4. CONCLUSIONES

El efecto del procesado en el comportamiento mecánico y a fractura del PLA sólo es apreciable en las láminas envejecidas (no tratadas térmicamente).

La nanoarcilla sólo produce cambios significativos en el comportamiento mecánico del PLA cuando su concentración es de un 2,5 %. Sin embargo, incluso a bajas concentración, produce un incremento de la tenacidad a fractura del PLA.

La aplicación del tratamiento de rejuvenecimiento, producto del borrado del estado de envejecimiento físico, produce una transición frágil-dúctil en el PLA, permitiendo la aplicación de la técnica del EWF. Se encontró un incremento de la tenacidad a fractura en todos los materiales tras el tratamiento de rejuvenecimiento.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al Ministerio de Educación y Ciencia la financiación del proyecto MAT 2010-19721-C02-01. J. Velázquez-Infante agradece a la Agencia Española de Cooperación Internacional para el Desarrollo (AECID) la concesión de una beca predoctoral.

REFERENCIAS

[1] Auras, R. Macromol Biosci 2004. 4(9): p. 835.
[2] Ray, S.S. Prog Polym Sci 2003. 28(11): p. 1539
[3] Carrasco, F., P. Pagès, J. Gámez-Pérez, O.O. Santana, and M.L. Maspoch. Polym Degrad Stab. 2010. 95(2): p. 116.
[4] Miyata, T. and T. Masuko. Polymer, 1998. 39(22): p. 5515.
[5] Hutchinson, J.M. Prog Polym Sci. 1995. 20(4): p. 703
[6] Pan, P.J. Macromolecules, 2007. 40(26): p. 9664
[7] Gámez-Pérez, J., J.C. Velazquez-Infante, E. Franco-Urquiza, P. Pages, F. Carrasco, O.O. Santana, and M.L. Maspoch. Express Polymer Letters, 2011. 5(1): p. 82
[8] http://www.natureworksllc.com/.
[9] http://www.scprod.com.
[10] Fischer, E.W., H.J. Sterzel, and G. Wegner Kolloid-Z. u.Z. Polymere, 1973. 251(11): p. 980.
[11] Clutton, E. Fracture Mechanics Testing Methods for Polymers, Adhesives and Composites. 2001: p. p. 177.
[12] Martinez, A.B., J. Gamez-Perez, M. Sanchez-Soto, J.I. Velasco, O.O. Santana, and M.L. Maspoch. Eng Fail Anal. 2009. 16(8): p. 2604.
[13] Gamez-Perez, J., O. Santana, A.B. Martinez, and M.L. Maspoch. Polymer Testing, 2008. 27(4): p. 491.
[14] Cowie, J.M.G. Macromolecules, 1998. 31(8): p. 2611.
[15] Gámez-Pérez, J., P. Muñoz, J.I. Velasco, A.B. Martínez, and M.L. Maspoch. J Mater Sci. 2005. 40(8): p. 1967.

A STUDY ON THE STIFFNESS AND TOUGHNESS OF ENHANCED NANOFILLED EPOXY COMPOSITES

J.A.M. Ferreira[1], J.D.M. Costa[1], P.N.B. Reis[2] and C. Capela[3]

[1] CEMUC, Department of Mechanical Engineering, University of Coimbra, Pinhal de Marrocos, 3030-788, Coimbra, Portugal
martins.ferreira@dem.uc.pt; jose.domingos@dem.uc.pt

[2] Department of Electromechanical Engineering, University of Beira Interior, Portugal
preis@ubi.pt

[3] CDRsp, Mechanical Engineering Department, Polytechnic Institute of Leiria, Morro do Lena - Alto Vieiro, 2400-901 Leiria, Portugal
ccapela@estg.ipleiria.pt

ABSTRACT

Over the last years abundant research work has been published claiming the improvement of the tensile strength, the stiffness modulus, the impact strength and the fracture toughness on epoxies resins filled by nanoclay. The key factor thought to be responsible for the enhancement in these properties is the degree of dispersion and exfoliation of the clay material into the epoxy matrix. This paper presents the results of a current research concerned to study the particles mixing processes and the effect of nanoclay content on the stiffness and toughness of epoxy filled composites. The specimens were manufactured in vacuum using the epoxy resin SR 1500 and the hardener SD 2503, supplied by Sicomin and the commercially nanoclay Nanomer I.30E. In spite the effective reduction in particle size, the manufacturing processes do not seem to have produced a complete exfoliation of nanoclays, taking as indicative of the mechanical properties. DMA and tensile tests showed that nanoclayed composites exhibit higher tensile stiffness than net resin. Tensile stiffness for filled composites peaks for 1% filler which has a modulus 42% higher than epoxy matrix. An important decreasing on the tensile strength with nanoclay content was observed. Kc decreases with filler content up to 3% and remains constant above this percentage. Also Tg decreases with nanoclay content.

KEYWORDS: Nanocomposites, fracture toughness, epoxy resin, nanoclays.

1. INTRODUCTION

Nanoclays are chemically modified clays where very high surface area is achieved by the exfoliation and dispersion of the particles. A significant amount of research work focused on the improvement of the mechanical properties of epoxies resins using nanoclays is reported in literature claiming remarkably improvements even at low loading levels [1-11]. One of the pioneering works on this subject was done by Wang and Pinnavaia [7] concluding that, it was possible to increase significantly the tensile strength and modulus of the epoxy resin by adding organophilic montmorillonite into Diglycidylether of Bisphenol A (DGEBA). The improvement on the mechanical properties seems to be dependent of the type of epoxy resin, being particularly influenced by its glass transition temperature.

Unfortunately, dispersion is not easily achieved and the benefits claimed in the literature are, disappointingly, not often realized. It is reported in literature that the key to successful reinforcement with nanoclays is to ensure it completely exfoliates. The mechanism thought to be responsible for this exfoliation is the ability to insert the epoxy molecules into the gallery between the clay sheets. Many researchers have proposed several techniques to obtain completely exfoliation.

Daniel et al. [8,9] were using shear mixing technique to disperse the nanoclay and obtained some improvement in elastic modulus and strength. Zhang et al [10] studied an epoxy resin cured with tetrahydro acid anhydride and concluded that the clay layers are irregularly separated by more than 10–15 nm and obtained improved impact strength using only about 2 wt% of clay. Liu et al [11] developed a new technique for the processing of epoxy nanocomposites, processing the clay in solvent

(acetone) under high pressure and also against solid obstacles, called the high pressure mixing method. Using this technique they produced epoxy nanocomposites with strain energy release rate more than three times the value of the original epoxy at only 1 wt% of the clay.

Studies of Yoshida et al [12] confirm the effectiveness of the coupling agent on the interface between silica particles and an epoxy resin. He found that the coupling agent has the effect of reducing the degradation of mechanical properties and the adhesiveness of the interface between the resin and silica particle and is satisfactory even after water absorption due to the deformation of a chemical bond.

This paper presents the results of a current study concerned to the manufacturing and the mechanical properties of an epoxy binder resin enhanced by using nanoclay reinforcement. The particles mixing processes was studied in order to get adequate dispersion and exfoliation.

2. MATERIALS PROCESSING AND TESTING

The composites studied in present work were manufactured using a SR 1500 epoxy resin and a SD 2503 hardener, supplied by Sicomin filled with the commercially available nanoclay, Nanomer I.30E (Nanocor), which is an octadecyl amine modified montmorillonite suitable for dispersion into epoxy resin. The cure was vacuum moulded in a closed mould with the overall internal dimensions of 150x100x4 [mm]. The system was in vacuum at room temperature during 6 hours. The post-cure was done in an oven at 60 ºC during 16 hours.

Two mixing methods were chosen to disperse the nanoclay into epoxy resin: direct mixing (DMa) and direct mixing (DMb) methods. DMa mixing method was done according the follow procedure. The desired amount of clay was measured and added to the epoxy resin. The mixture was done by using a high rotation (30 000 rpm) mixing machine at room temperature during 2 hours. Then, the mixture was degassed under vacuum for 30 minutes. Afterwards, the desired hardener agent was added. Finally, the mixture was stirred under vacuum for 10 min and put into the mould. DMb mixing method was similar, but the nanoclay was dried at 120 ºC for 2 h prior to use.

The first technique used to control the effect of dispersion method was to measure the particles dimensions before and after the mixing process. For that a granulemetric analysis was done by laser scattering, using Malvern Mastersizer 2000 equipment. Fig. 1 shows the particle size distribution after the effect of DMa mixing process. The mixing method promoted a effective decreasing of the average particle size from 11 μm to 2 μm.

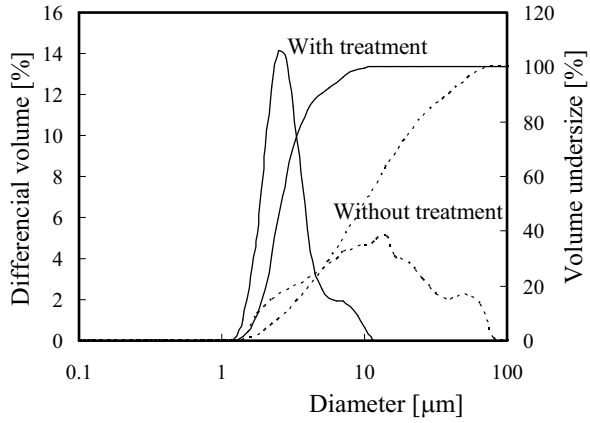


Figure 1. Particles size distribution.

Other more effective methods are used to check the exfoliation, such as: X-ray diffraction (XRD) analysis and transmission electron microscopy (TEM). These techniques will be used in this project but are not included in this paper for lack of time.

Dynamic mechanical analysis method is widely used to determine relative stiffness and damping characteristics of polymeric and composite materials [13,14]. Storage modulus E1, loss modulus E2 and damping coefficient, tang δ, given by the ratio between the loss modulus and the storage modulus, are recorded as a function of temperature. DMA identifies the glass transition temperature (Tg) and recognizes small transition regions beyond the resolution of other thermal analysis techniques.

In present study, the specimens with 45x4x4 mm are fixed between a movable and a stationary clamp fixture and then enclosed in a thermal chamber as shows schematically Fig.2. Frequency and load amplitude, and temperature range, appropriate for the tested material, are inputted. A sinusoidal oscillatory three points bending (3PB) load is applied to the specimen in programmed temperature range, which generates a sinusoidal strain. The viscous load lost in each oscillation is externally compensated every time. By measuring the amplitude of the deformation at the peak of the sine wave and the lag between the stress and strain sine waves, quantities like the storage and loss modules and the damping can be calculated. The tests were carried out in a Triton Technology TRITEC 2000 machine.

The fracture toughness tests were performed in three-point bending loading with a span of 48 mm, according ASTM D 5045-96 standard [15], using the specimen geometry indicated in Fig. 3. Both, tension and fracture toughness tests were performed by using a Shimadzu AG-10 universal testing machine, equipped with a 5kN load cell and TRAPEZIUM software, at a displacement rate of 1 mm/min and at room temperature.

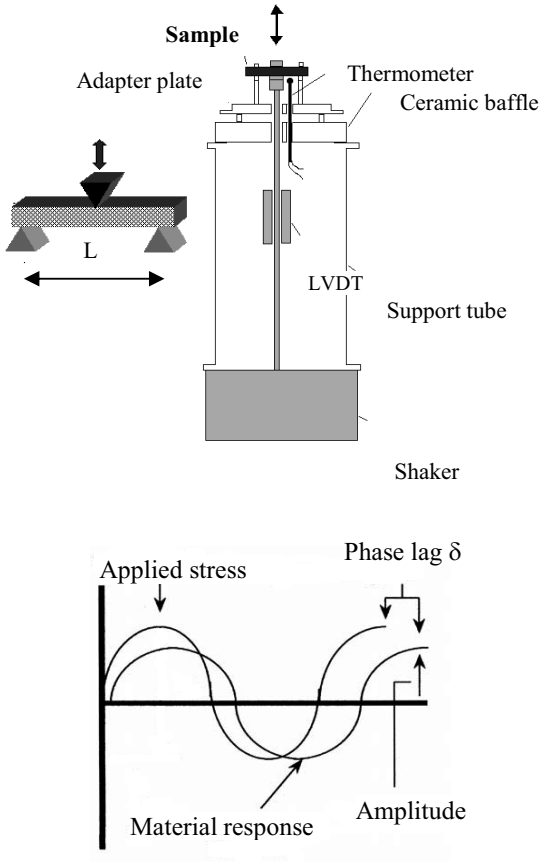


Figure 2. Schematic DMA set up.

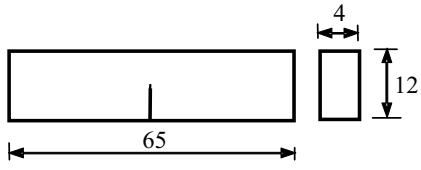


Figure 3. Specimen geometry for fracture toughness tests.

The stiffness modulus was obtained by linear regression (starting from the fixed point (0,0)) using the Hooke`s Law to model the stress versus strain curves relationship and considering several loading segments ranged between load zero and different defined displacement values. The value of the stiffness considered in this work was obtained using the maximum segment size corresponding to a correlation coefficient of 0.99%.

3. RESULTS AND DISCUSSION

3.1. Tensile tests

Figure 4 shows exemplary curves of the tensile stress versus strain for net resin and 3% filled composites. The curves of the filled materials are closed, pointing to a negligible influence of the two mixing methods used for the composite manufacture. Filled materials exhibit a brittle behavior and when compared with neat resin have higher stiffness and smaller strength. In contrast with both nanocomposites epoxy resin presents a significant plastic deformation before the rupture.

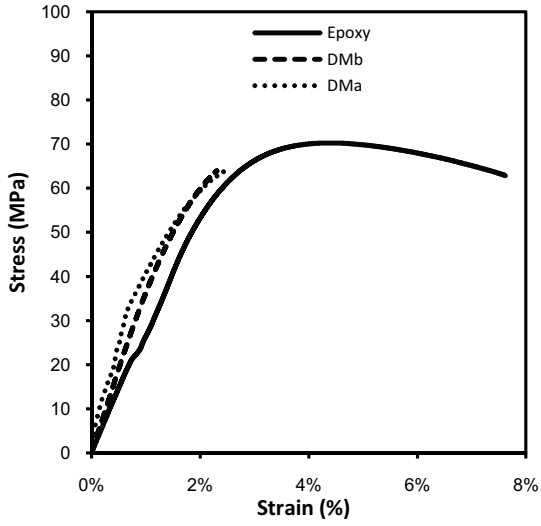


Figure 4. Comparison of stress-strain curves for nanoclayed composites and net resin.

Table 1 indicates the average values obtained for the tensile stiffness and strength of the filled composites and net resin. Tensile strength was defined as the axial stress at maximum load, while the stiffness was obtained as described before.

Table 1. Summary of the mechanical properties

Material; % in volume of nanoclay	Tensile strength (MPa)	Stiffness modulus (GPa)	K_Q ($MPam^{1/2}$)
Net resin	68.3	2.87	0.66
DMa; 3	62.9	3.41	0.33
DMb; 1	63.5	4.08	0.59
DMb; 3	55.2	3.03	0.34
DMb; 6	50.2	3.58	0.37

Figure 5 shows the average values of the tensile strength and stiffness against the nanoclay content. Materials filled by nanoclays exhibit a tendency to increase significantly tensile stiffness. The strength decreases

with nanoclays content, particularly for filler percentage above 1%.

A peak on tensile stiffness modulus was obtained for 1% filled composites which is about 42% higher than the value obtained for the matrix resin.

3.2. DMA results

Figure 6 shows DMA thermograms, where the storage modulus (elastic modulus) is plotted against the temperature from 20 to 100ºC, for net matrix and different filler contents composites. It is observed that both for filled and net resin, that storage modulus decreases gradually with increasing of temperature till about 60 ºC, where a sudden reduction in values occurs. Storage was significantly affected by filler content. Table 2 summarizes the storage modulus at 25ºC obtained in the DMA thermograms. For this temperature the elastic modulus for 3 % filled composite is about 4% higher when compared with the value obtained for net matrix, but for higher temperatures the trend is reversed.

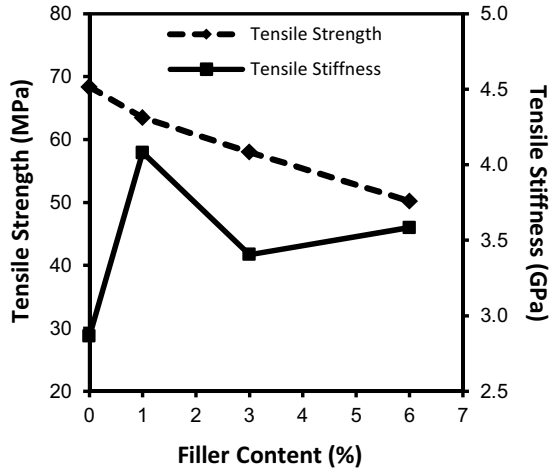


Figure 5.Average stiffness and strength against the filler content.

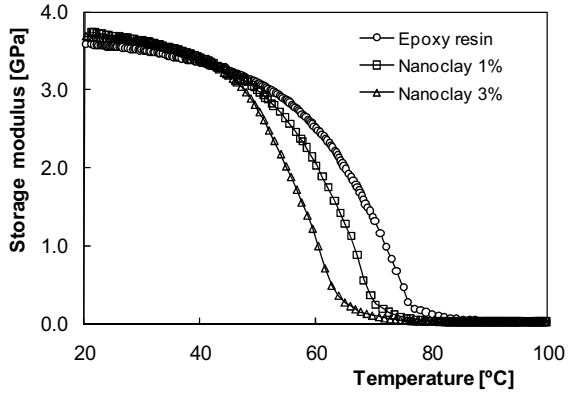


Figure 6. DMA thermograms.

Fig. 7 shows the variation of the damping coefficient, tang δ, with temperature for the net resin and filled epoxy. The temperature at which the damping coefficient reaches is maximum value was interpreted as the glass transition temperature of the material. Table 2 indicates also Tg obtained at present study. It was expected that Tg will be higher for the composites when compared with corresponding resin cast due to filler effect, that would reduce the mobility of polymeric chains in the inter-phase region between the matrix and the micro-spheres [14], but and in agreement with Lei Wang et al [16] a tendency decrease of Tg with nano filler content was observed. Tg for 3 % filled composite is about 13.5% lower when compared with the value obtained for net matrix.

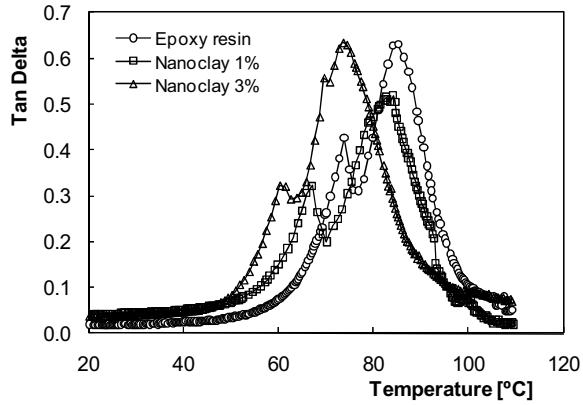


Figure 7. Damping coefficients.

Table 2. Elastic modulus at 25 ºC and glass transition temperature.

Material; % in volume of nanoclay	Storage modulus at 25 ºC (GPa)	Glass transition temperature (ºC)
Net resin	3.55	84.2
DMb; 1	3.65	82.4
DMb; 3	3.69	72.8

3.3. Fracture toughness results

The fracture toughness tests were carried out according ASTM D 5045-96 standard [15]. The average values of Kc (K_Q), obtained from three tests for each test condition, are indicated at Table 1.

Figure 8 shows also the average toughness against the nanoclay content. The incorporation of nanoparticles trends to a reduction on Kc. Kc decreases with filler content up to 3%, but remains constant above this percentage. This indicates an embrittlement of the material, and together with some reducing on tensile strength suggest than perfect exfoliation was not

completely achieved. Complementary analysis based on XRD and TEM needs to be carried out to confirm this sentence.

4. CONCLUSIONS

In present paper it was studied the effect of the nanoclay on the stiffness and toughness of an epoxy filled matrix.

The main conclusions are:

- Although the actual reduction in particle size, the manufacturing processes involved do not seem to have produced a complete exfoliation of nanoclays, taking as indicative of the mechanical properties.

- Both DMA and tensile tests show that nanoclayed composites exhibit higher tensile stiffness than net resin. Tensile stiffness for filled composites peaks for 1% filler which has a modulus 42% higher than epoxy matrix.

- An important decreasing on the tensile strength with nanoclay content was observed.

- Kc decreases with filler content up to 3% and remains constant above this percentage.

- Tg decreases with nanoclay content reaching a value about 13.5% lower for 3% filled composite when compared with the value obtained for the matrix.

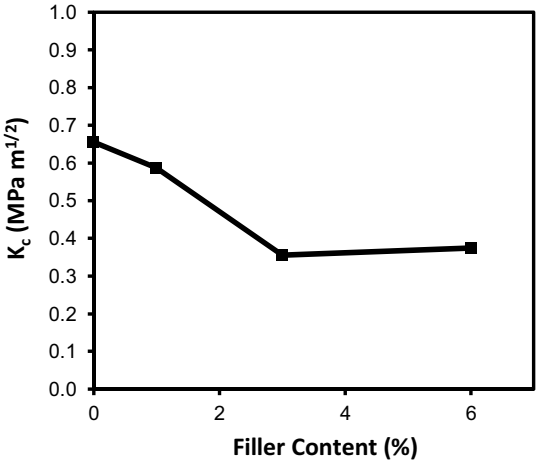


Figure 8.Average fracture toughness against the nanoclay content.

ACKNOWLEDGMENTS

The authors thank Portuguese Foundation to Science and Technology for funding this work, Project nº PTDC/EME-PME/103622/2008 co-financed by FEDER, through the Operational Factors for Competitiveness Programme of the QREN with reference COMPETE: FCOMP-01-0124-FEDER-010249.

REFERENCES

[1] Alexandre M, Dubois P, *Polymer-layered silicate nanocomposites: preparation, properties and uses of a new class of materials*, Mater Sci Eng, Vol. 28, pp. 1–63, 2000.

[2] Ke Y, Long C, Qi Z, *Crystallization, properties, and crystal and nanoscale morphology of PET-clay nanocomposites*, J Appl Polym Sci, Vol. 71:pp. 1139–1146, 1999.

[3] Song M, Hourston DJ, Yao KJ, Tay JKH, Ansarifar MA, *High performance nanocomposites of polyurethane elastomer and organically modified layered silicate*, J Appl Polym Sci, Vol. 90, pp. 3239–3243, 2003.

[4] Omar Faruk, Laurent M. Matuana, *Nanoclay reinforced HDPE as a matrix for wood-plastic composites*, Composites Science and Technology, Vol. 68, Issue 9, pp. 2073-2077, 2008.

[5] Weiping Liu, Suong V. Hoa, Martin Pugh, *Fracture toughness and water uptake of high-performance epoxy/nanoclay nanocomposites*, Composites Science and Technology, Vol. 65, Issues 15-16, pp. 2364-2373, 2005.

[6] Saeed Saber-Samandari, Akbar Afaghi Khatibi, Domagoj Basic, *An experimental study on clay/epoxy nanocomposites produced in a centrifuge*, Composites Part B: Engineering, Vol. 38, Issue 1, pp. 102-107, 2007.

[7] Wang MS, Pinnavaia TJ. Clay-polymer nanocomposites formed from acidic derivatives of montmorillonite and an epoxy resin. Chem Mater 1994;6:468.

[8] Yasmin A, Abot JL, Daniel IM. Processing of clay/epoxy nanocomposites by shear mixing. Scr Mater 2003;49:81–6.

[9] Luo JJ, Daniel IM. Characterization and modeling of mechanical behaviour of polymer/clay nanocomposites. Compos Sci Technol 2003;63.

[10] Zhang K, Wang L, Wang F, Wang G, Li Z. Preparation and characterization of modified-clay-reinforced and toughened epoxy resin nanocomposites. J Appl Polym Sci 2004;91:2649–52.

[11] Weiping Liu, Suong V. Hoa, Martin Pugh, *Fracture toughness and water uptake of high-performance epoxy/nanoclay nanocomposites*,

Composites Science and Technology 65 (2005) 2364–2373.

[12] Yoshida Y, Higashihara T, Nomura Y, Usui E, Hibi S, *The effects of silane agent on tensile and bending properties of silica-filled epoxy after water absorption by boilding*, Electrical Engineering in Japan, Vol. 129 (2): pp. 1-12, 1999.

[13] - Wouterson, E. M., Boey, F.Y.C., Hu, X. and Wong, S. C. (2007) *Effect of fiber reinforcement on the tensile, fracture and thermal properties of syntactic foam*, Polymer. 48, 3183-3191.

[14] –Sankaram, S., Sekhar, K. R., Raju, G. and Kumar, M. N. J. (2006) *Characterization of epoxy syntactic foams by dynamic mechanical analysis*, Journal Materials Science. 41, 4041-4046.

[15] ASTM, *Standard test method for plane-strain fracture toughness and strain energy release rate of plastic materials*, ASTM D 5045-96, 1996.

[16] – Lei Wang, Ke Wang, Ling Chen, Yongwei Zhang, Chaobin He (2006), *Preparation, morphology and thermal/mechanical properties of epoxy/nanoclay composite*s, Composites: Part A, Vol. 37 (2006) 1890–1896.

INFLUENCIA DEL TIPO DE MATRIZ Y LA TEMPERATURA EN COMPUESTOS CARBONO-EPOXI, SOMETIDOS A DESLAMINACIÓN BAJO SOLICITACIÓN A FRACTURA EN MODO I

P. Coronado[1], A. Argüelles[1], J. Viña[2] y A. F. Canteli[1]

[1] Departamento de Construcción e Ingeniería de Fabricación, Escuela Politécnica de Ingeniería de Gijón. Campus de Gijón s/n, 33204, Gijón, España.
E-mail: coronadopatricia.uo@uniovi.es

[2] Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica, Escuela Politécnica de Ingeniería de Gijón. Campus de Gijón s/n, 33204, Gijón, España.
E-mail: jaure@uniovi.es

RESUMEN

En el presente trabajo se analiza el comportamiento a fractura en Modo I y solicitación estática y a fatiga de dos materiales compuestos fabricados con el mismo refuerzo unidireccional de fibra de carbono (tipo AS4) y dos tipos de matriz, uno con resina epoxi modificada para aumentar su tenacidad, tipo 8552 y el otro con resina epoxi tipo 3501-6, sin modificar. Para analizar el efecto de la temperatura en ambos materiales se ensayaron probetas tipo DCB a 90, 50 y 20ºC (temperatura ambiente), según la norma ASTM D 5528-01 para los ensayos estáticos y la norma ASTM D 6115-97 para los ensayos dinámicos. Se realizó un análisis fractográfico de las superficies de fractura a partir de imágenes obtenidas en el microscopio electrónico de barrido (SEM) de distintas zonas de las probetas ensayadas.

ABSTRACT

In this paper the fracture behavior in Mode I and static and dynamic loading of two composite materials, made of the same unidirectional fiber reinforced carbon (AS4 type) and two types of matrix, an epoxy resin modified to increase its toughness, type 8552, and the other type epoxy resin 3501-6, unchanged, has been analyzed. To analyze the effect of temperature in both materials, DCB specimens were tested at 90, 50 and 20 º C (room temperature) according to ASTM D 5528-01 for the static tests and the ASTM D 6115-97 for testing dynamic. Fractographic analysis was performed of the fracture surfaces from images taken in the scanning electron microscope (SEM) from different areas of the specimens tested.

PALABRAS CLAVE: Fatiga, Fractura modo I, Materiales compuestos, Temperatura, Epoxi

1. INTRODUCCIÓN

La alta resistencia y rigidez específicas de los materiales compuestos los han convertido en ideales para estructuras en las que el peso resulta una variable crítica. Sin embargo, aquellos materiales formados a partir de láminas, presentan una preocupante susceptibilidad a la aparición y crecimiento de grietas entre dichas capas, fenómeno conocido como deslaminación. Esta es una de las razones más importantes por las que en el pasado se ha limitado el uso de materiales compuestos a componentes de estructuras secundarias en las que las cargas se encuentran bien definidas y el fallo no supone una amenaza determinante para la estabilidad de la estructura total.

En los últimos años, se han realizado un gran número de trabajo centrados en la determinación de las características a fractura interlaminar bajo solicitación estática de este tipo de materiales, sin embargo, debido a la complejidad que conllevan los ensayos, son menos numerosas las investigaciones llevadas a cabo en cuanto a fatiga se refiere. Algunos autores analizaron la influencia de la matriz en la deslaminación de distintos tipos de materiales compuestos, [1,2], otro incluso realizaron modelos numéricos para evaluar los efectos del comportamiento a fatiga [3,4]. Menos abundantes, pero de gran interés, son las publicaciones que tiene en cuenta la influencia de las condiciones ambientales, como la temperatura, la humedad, en el proceso deslaminación de materiales compuestos [5,6,7,8].

En el presente estudio, se investiga experimentalmente la iniciación y propagación de grietas interlaminares bajo solicitación estática y a fatiga en Modo I de dos materiales compuestos a distintas temperaturas de ensayo: 90, 50 y 20ºC. El objetivo del estudio se centra en determinar las condiciones necesarias para el inicio de este tipo de fracturas no visibles a simple vista en elementos constructivos como aeronaves, y la velocidad de crecimiento de las mismas, tanto a temperatura ambiente, como a elevadas temperaturas.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.1. Materiales y probetas

Los materiales empleados en este programa de investigación fueron fabricados por Hexcel Composites, uno de los materiales está compuesto por cinta preimpregnada de resina epoxi 8552 y refuerzo unidireccional de fibra de carbono tipo AS4 y el otro está formado por el mismo refuerzo unidireccional y película preimpregnada de resina epoxi 3501-6.La configuración del laminado es simétrica $[0^o]_{16/S}$ empleando un filme desmoldeante RF-260-R Tygavac de 20 μm de espesor para crear la deslaminación artificial.

Se utilizaron probetas tipo DCB, figura 1, para caracterizar la deslaminación en Modo I tanto estática como dinámica, según las normas ASTM D 5528-01[9], y ASTM 6115-97[10], respectivamente.

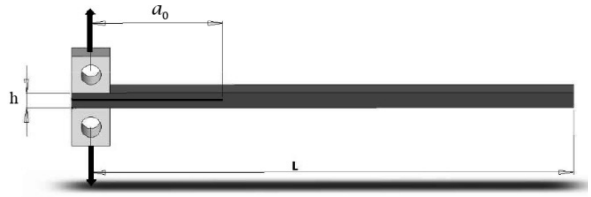


Figura 1. Probeta DCB (Double Cantilever Beam).

2.2. Procedimiento de ensayo

El equipamiento empleado para realización de los ensayos está formado por una máquina servohidráulica marca MTS con una célula de carga de 1KN controlada por ordenador usando el programa original. Para realizar los ensayos a elevadas temperaturas (50 y 90ºC) se utilizó una cámara térmica acoplada a la máquina de ensayos.
Para facilitar el seguimiento del avance de grieta, se utilizó una videocámara enfocada al borde de la probeta y conectada a un monitor como se aprecia en la figura 2. Esto fue necesario ya que en los ensayos realizados con la cámara térmica no era posible seguir en avance de grieta con el microscopio como indica la normativa.

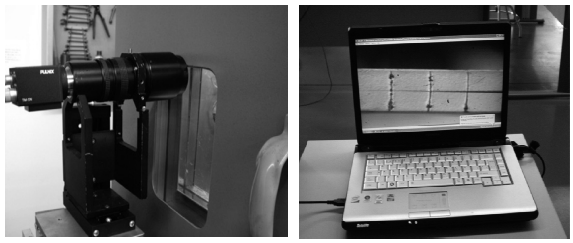


Figura 2. Videocámara enfocando probeta y monitor.

En este estudio, en lugar de realizar el pegado de bloques o bisagras durante el acondicionamiento de las probetas como indica la norma, se realizó una entalla de unos 15 mm de profundidad y unos 2 mm de ancho en el frente de la probeta, zona del inserto de todas las probetas, para acoplar unos agarres mecánicos similares a los utilizados por N. Blanco [11] en su investigación sobre la deslaminación de compuestos laminados en modo mixto, figura 3.

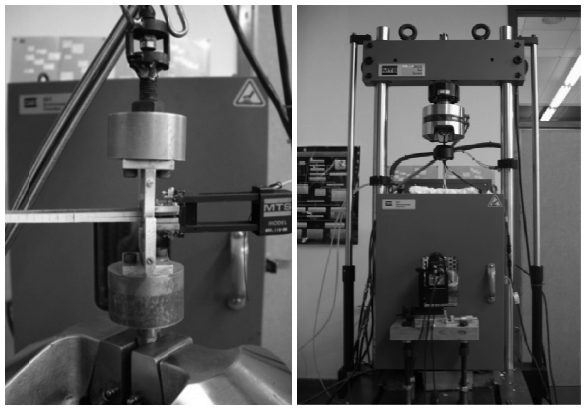


Figura 3. Agarres mecánicos y extensómetro. Probeta en el interior de cámara térmica

Esta variación del ensayo persigue evitar posibles problemas con el despegue del adhesivo empleado para la unión de bloques o bisagras a la hora de realizar los ensayos a elevadas temperaturas. También, como se observa en la figura 3, se colocó un extensómetro para obtener valores de apertura del frente de grieta a fatiga. Para ello se relacionaron los valores de apertura del frente de grieta estáticos, proporcionados por el extensómetro (ΔL), con las lecturas de avance de grieta (a) medidas visualmente. Se constató que presentan una relación lineal para todas las temperaturas objeto de análisis, con lo que se puede conocer la longitud de la deslaminación indirectamente a partir de las medidas obtenidas por el extensómetro.

De esta forma, se consiguió programar la máquina de ensayos, para que conforme varíe la apertura del extensómetro durante los ensayos a fatiga, cambien los valores de desplazamiento δ_{max} y δ_c a los que se está ciclando la probeta. Estos valores variarán en función de los datos obtenidos por las lecturas de los ensayos estáticos para cada temperatura y para cada nivel de tensión (65%, 75%, etc.). Para ello se creó un procedimiento de ensayo en la máquina donde cada

etapa de ensayo varía en función de la longitud de la deslaminación, obtenida indirectamente a partir de la lectura del extensómetro. De esta manera, a medida que avance la deslaminación se irán ajustando los valores de desplazamiento a los que se somete la probeta en función de estas lecturas y datos obtenidos de la previa caracterización estática. Este procedimiento también nos permite conocer y registrar, la posición de la fisura durante el ensayo a fatiga y programar el nivel de solicitación con la condición de que la energía de fractura aplicada a la probeta se mantenga constante durante todo el ensayo.

3. RESULTADOS EXPERIMENTALES

3.1. Ensayos estáticos

Para el cálculo de la tenacidad a la fractura se emplearon los tres métodos que indica la norma: la Teoría de la Viga Modificada (MBT), el Método de la Calibración de la Flexibilidad (CC) y el Método Modificado de la Calibración de la Flexibilidad (MCC). Los ensayos estáticos se realizaron mediante control desplazamiento, empleando una velocidad de 1mm/min para la iniciación de la grieta y una velocidad de 0,5 mm/min para la segunda fase del ensayo, propagación.

En la figura 4 se presentan los registros carga-desplazamiento de las probetas más representativas para cada material compuesto obtenidos durante la fase de iniciación en régimen estático de la deslaminación.

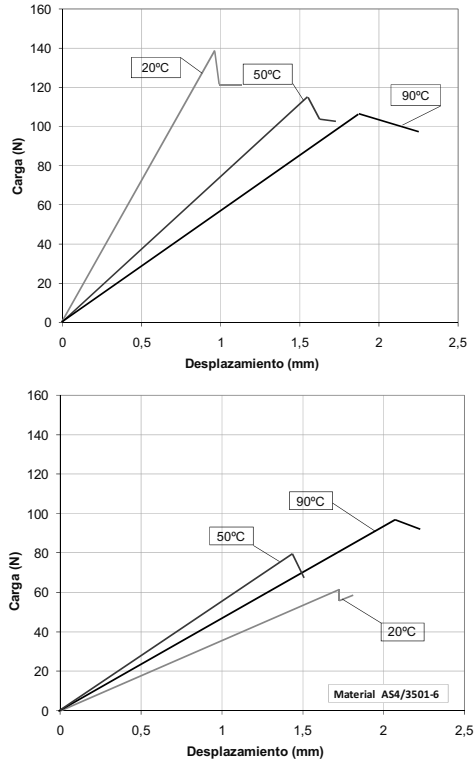


Figura 4. Valores de carga y desplazamiento durante la iniciación estática para ambos materiales.

Como se puede observar en las figuras anteriores la carga necesaria para iniciar la deslaminación es mayor para el material de matriz modificada (AS4/8552) que para el compuesto con matriz sin modificar pata todas las temperaturas de ensayo.

Respecto a los valores de tenacidad para la iniciación estática de la grieta, de los resultados obtenidos de los ensayos realizados, figura 5, se observan valores más elevados de G_{IC} para el material compuesto con matriz modificada para todo el rango de temperaturas analizado.

Tabla 1. Valores de G_{IC} (MBT) durante la iniciación estática de la deslaminación.

G_{IC} (MBT) (J/m^2)	T^a=20ºC	T^a=50ºC	T^a=90ºC
AS4/3501-6	163,58	151,94	165,62
AS4/8552	302,10	235,30	282,38

En cuanto a la propagación estática de la deslaminación, figura 5, se aprecian una disminución de los valores de tenacidad a medida que avanza la grieta para el material de matriz modificada (AS4/8552), sin embargo como ocurría con la iniciación siguen siendo superiores al otro material para todas las temperaturas objeto de estudio. Sin embargo, para el material de matriz sin modificar (AS4/3501-6) los valores de G_{IC} aumentan ligeramente a medida que avanza la deslaminación probablemente debido a la formación de puentes de fibra, que aumentan la resistencia del avance de grieta.

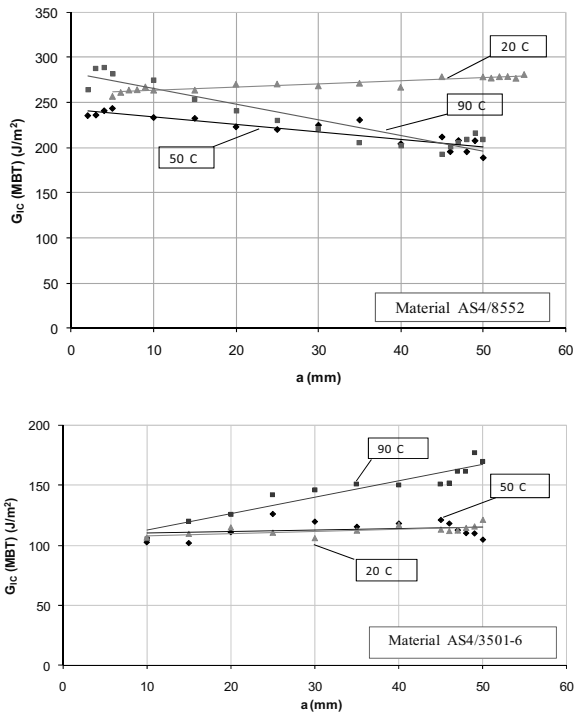


Figura 5. Valores de G_{IC} (MBT) estáticos respecto al avance de grieta (a) para ambos materiales.

3.2. Ensayos a fatiga

Para caracterizar el proceso de iniciación de la deslaminación a fatiga se determinó el número de ciclos necesarios para la generación de una grieta en el material. Este proceso se caracterizó mediante la curva G_{ICmax}-N, figura 6, que define gráficamente el número de ciclos necesario para iniciar el crecimiento de la deslaminación en función de la energía de deslaminación máxima empleada (G_{IC}). En todos los casos se emplea un coeficiente de asimetría de: R=0,2 y una frecuencia de 3 Hz.

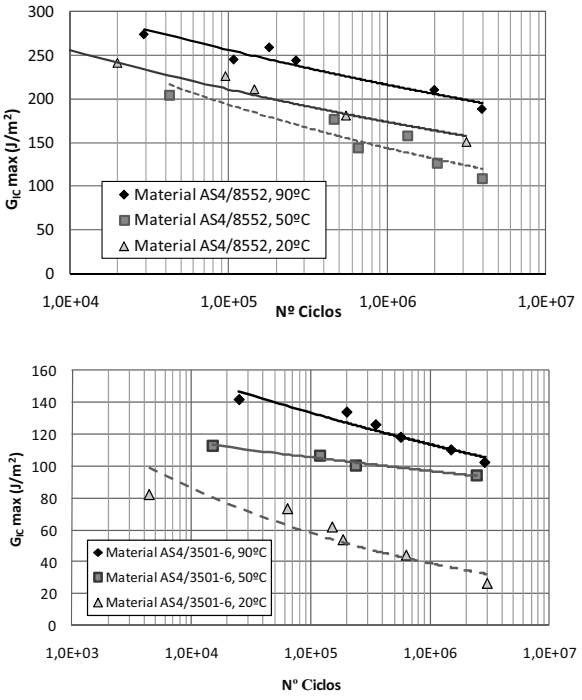


Figura 6. Curva de iniciación de la deslaminación a fatiga de ambos materiales a las distintas temperaturas ensayadas: 20, 50 y 90ºC

En los gráficos G_{ICmax}-N se observa que los valores de G_{ICmax} necesarios para el inicio de la grieta por fatiga para el material AS4/8552 son superiores, para todos los niveles de solicitación y para todas las temperaturas, que los necesarios para el material AS4/3501-6.

Para analizar la velocidad de propagación, a las diferentes temperaturas consideradas (20,50 y 90ºC) se representa la tasa de crecimiento de grieta (da/dN) en función de la longitud de la deslaminación (a), para un nivel de energía del 75% de G_{max} (obtenida en régimen estático) para ambos materiales, figura 7.

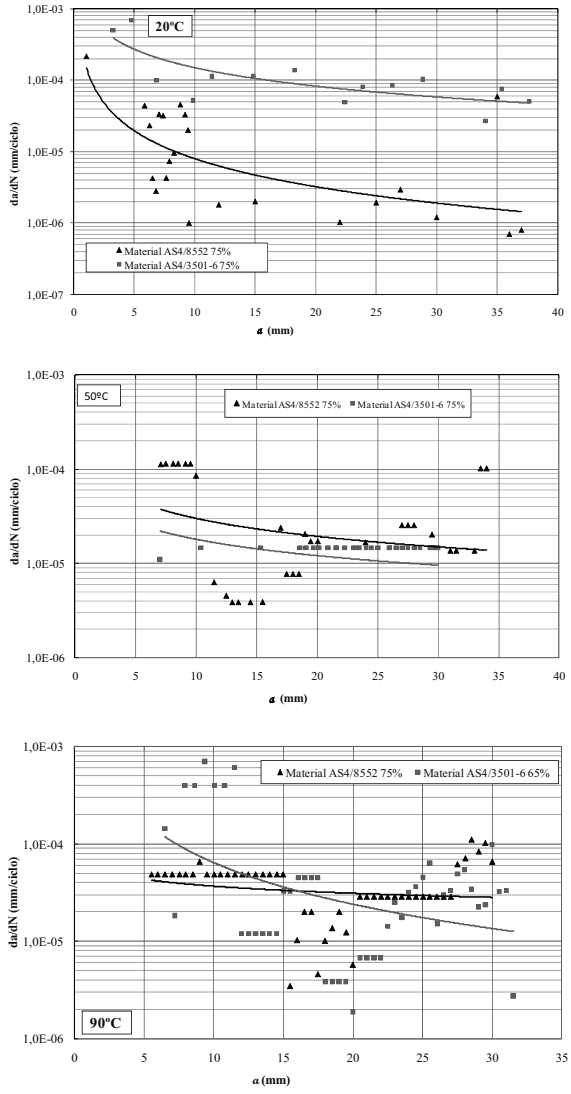


Figura 7. Tasa de crecimiento de grieta (da/dN) en función de la longitud de la deslaminación (a), de ambos materiales a las distintas temperaturas de ensayo: 20, 50 y 90ºC

En dichas figuras se observa para 20ºC, que la velocidad de crecimiento del material AS4/3501-6 es superior a la que presente el material AS4/8552 y que va disminuyendo a medida que avanza la deslaminación. A 50ºC se observa una velocidad de crecimiento superior del material de matriz modificada respecto al AS4/3501-6, donde el crecimiento es más constante. A 90ºC, el material AS4/8552 presenta una tasa de crecimiento de grieta constante, al contrario que el AS4/3501-6 que presenta una mayor dispersión de los valores de velocidad de crecimiento, causada probablemente por la formación de puentes de fibra.

En la figura 8 se muestra el avance de grieta (a) en función del número de ciclos (N), para un nivel de solicitación del 85% de G_{max} (régimen estático), para ambos materiales para todo el rango de temperaturas objeto de análisis.

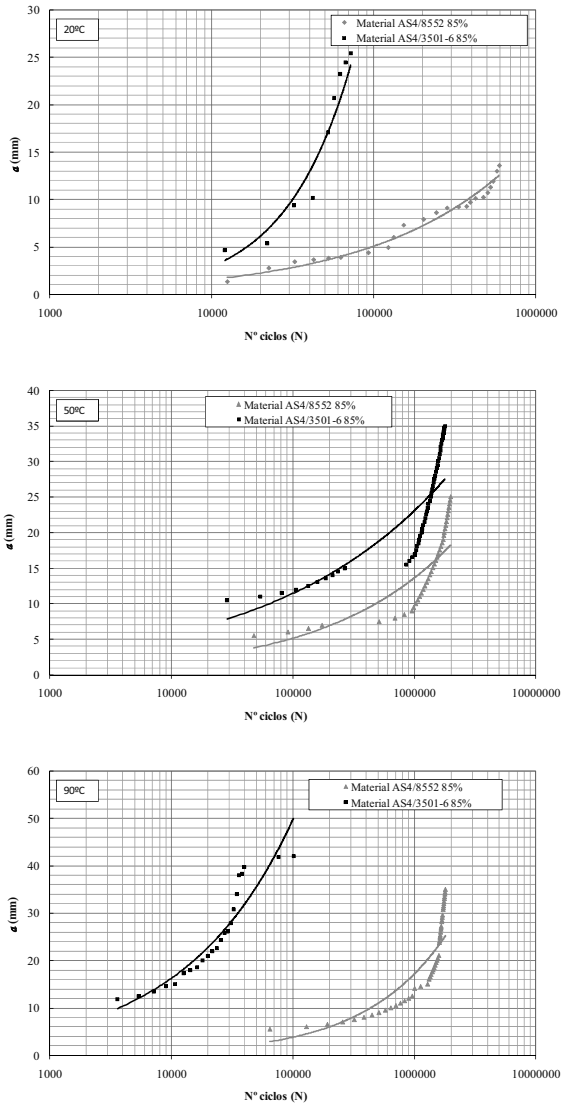


Figura 8. Crecimiento de la deslaminación (a) en función del número de ciclos (N) de ambos materiales a las distintas temperaturas de ensayo: 20, 50 y 90ºC

En los gráficos se aprecia que para alcanzar una misma longitud de deslaminación, para el material AS4/8552 es necesario aplicar un mayor número de ciclos, y por tanto, presenta un mejor comportamiento a fatiga para todas las temperaturas de ensayo.

4. ANÁLISIS FRACTOGRÁFICO

Se realizó un estudio fractográfico con un microscopio electrónico de barrido (SEM) sobre muestras extraídas de las probetas ensayadas previamente. Estas muestras fueron extraídas en el borde del inserto, para analizar la iniciación de grietas, y en la zona central de la probeta, para estudiar la propagación de la deslaminación.

En las figuras 9 y 10 podemos observar algunas de las imágenes obtenidas de las probetas ensayadas a fatiga, para el material AS4/3501-6 y AS4/8552 respectivamente, y para cada una de las temperaturas consideradas en este trabajo.

Se pueden observar en ambos materiales y a todas las temperaturas de ensayo fibras rotas procedentes de la formación de puentes de fibra, huecos dejados por burbujas de aire formadas en la resina, marcas de río ("river markings") que es una morfología típica del modo I y que nos indica el sentido de avance de grieta. También se observan huecos dejados por las fibras, lo cual demuestra un progreso preferencial de la fractura por la intercara fibra-matriz.

En cuanto a la influencia de la temperatura se observa una mayor deformación y comportamiento más dúctil de la matriz a medida que se incrementa la temperatura de ensayo para ambos materiales, como se observa en las figuras 9 y 10, donde conforme aumenta la temperatura la cantidad de resina adherida a las fibras es mayor para ambos materiales compuestos.

5. CONCLUSIONES

En este trabajo se ha analizado experimentalmente la influencia que la temperatura tiene en el proceso de deslaminación, bajo modo I de fractura y solicitación estática y dinámica, de dos materiales compuestos.

- El material AS4/8552 presenta, en general, un mejor comportamiento frente a la deslaminación para todas las temperaturas objeto de estudio, presentando valores de tenacidad más elevados tanto en los ensayos estáticos como a fatiga.
- En cuanto a la propagación de la deslaminación el proceso es más acusado para el material AS4/3501-6, de matriz más frágil, alcanzándose en general, velocidades de crecimiento más elevadas, con márgenes de niveles de solicitación inferiores al material AS4/8552.
- Considerando la influencia de la temperatura para la propagación dinámica se observa que a medida que aumenta la temperatura existe una relación más lineal entre la velocidad de solicitación y el crecimiento de grieta, obteniéndose para ambos materiales una mayor dispersión de los resultados a 20ºC.
- El análisis fractográfico de probetas fracturadas a fatiga muestra un aspecto similar a las probetas fracturadas en régimen estático como ha sido observado por otros autores. El material AS4/3501-6 está más afectado por el aumento de temperatura que el AS4/8552 y presenta un comportamiento más frágil, en general, para todas las temperaturas de ensayo.
- Existe una relación entre el análisis fractográfico y los resultados obtenidos en los ensayos tanto estáticos como a fatiga.

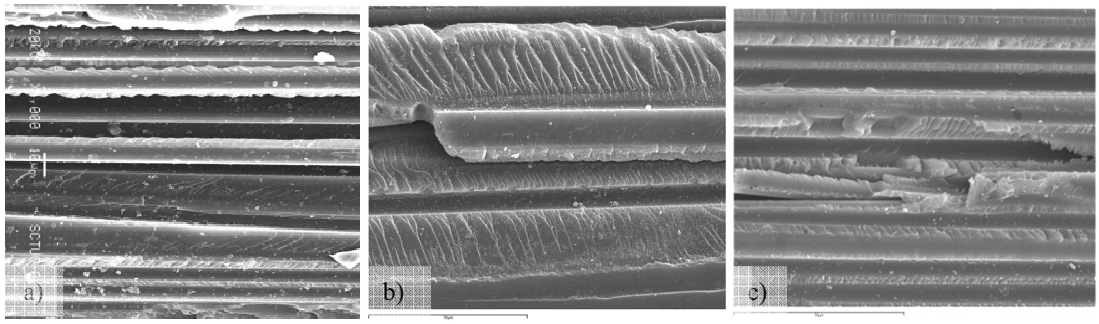


Figura 9. Material AS4/3501-6 ensayado a fatiga: a) 20ºC, b) 50ºC y c) 90ºC. (x1000)

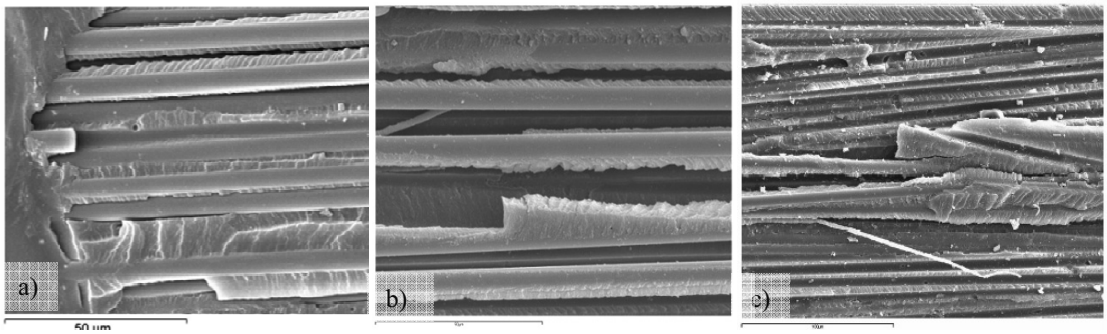


Figura 10. Material AS4/8552 ensayado a fatiga: a) 20ºC, b) 50ºC y c) 90ºC. (x1000)

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al Ministerio de Ciencia y Tecnología (proyecto MAT-2007-60696) y al Plan de Ciencia, Tecnología e Innovación (PCTI) del gobierno del Principado de Asturias por subvencionar este trabajo.

REFERENCIAS

[1] M. Todo and P.Y.B. Jar. "Study of mode I interlaminar crack growth in DCB specimen of fibre reinforced composites". *Composites Science and Technology*, 58, 105 – 118 (1998).

[2] C. Guo and C.T. Sun. "Dynamic mode I crack propagation in a carbon/epoxy composite". *Composites Science and Technology*, 58, 1405 – 1410 (1998).

[3] A. Turon, J. Costa, P. P. Camanho and C. G. Dávila. "Simulation of delamination in composites under high cycle fatigue". *Composites Part A*, 38(11), 2270 – 2282 (2007).

[4] K. Shivakumar, H. Chen, F. Abali, D. Le and C. Davis. "A total fatigue life model for mode I delaminated composite laminates". *International Journal of Fatigue*, 28, 33 – 42 (2005).

[5] Y. Uematsu, T. Kitamura and R. Ohtani. "Delamination behavior of a carbon-fiber-reinforced thermoplastic polymer at high temperatures". *Composite Science and Technology*, 53, 333 – 341, (1995).

[6] L.E. Asp."The effects of moisture and temperature on the interlaminar delamination toughness of a carbon/epoxy composite". *Composite Science and Technology*, 58, 967 – 977 (1998).

[7] A. Sjögren and L.E. Asp. "Effects of temperature on delamination growth in a carbon/epoxy composite under fatigue loading". *International Journal of Fatigue*, 24, 179 – 184 (2002).

[8]Y. Uematsu, T. Kitamura and R. Ohtani. "Delamination behavior of a carbon-fiber-reinforced thermoplastic polymer at high temperatures". *Composite Science and Technology*, 53, 333 – 341, (1995).

[9] ASTM D 5528-01. Standard Test Method for Mode I Interlaminar fracture toughness of unidirectional fiber-reinforced polymer matrix composites (2001).

[10]ASTM D 6115-97. Standard Test Method for Mode I fatigue delamination growth onset of unidirectional fiber-reinforced polymer matrix composites (1997).

[11]N.Blanco ,E.K. Gamstedt and J. Costa. "Mechanical hinge system for delamination tests in beam-type composite specimens". *Composite Science and Technology*, 68, 1837 – 1842 (2008).

FATIGA

INTERACCIÓN CON EL MEDIO

THERMOMECHANICAL FATIGUE BEHAVIOUR AND LIFE PREDICTION OF C-1023 NICKEL BASED SUPERALLOY

A. García de la Yedra, A. Martín-Meizoso, R. Rodríguez Martín, J.L. Pedrejón

CEIT and TECNUN (University of Navarra)
Paseo de Manuel Lardizábal, 15, 20018 San Sebastián, Spain
E-mail: agyedra@ceit.es
Tlf: 943 212800

ABSTRACT

In this work the thermomechanical fatigue behaviour of C-1023 nickel based superalloy is presented. Three different tests are accomplished with regard to the phase shift between the two main controls (mechanical strain and temperature): in-phase (0º), out-of-phase (180º) and diamond (135º). The aim is to give an overview of the material behaviour concerning cyclic plasticity, lifetime and some microstructural aspects. Two parameters are found to predict properly the experimentally obtained life: plastic work and maximum stress normalized with respect to values from monotonic curves. In addition, fractography and microstructural investigations reveal that in-phase tests are prone to creep damage whereas out-of-phase tests are more susceptible to a transgranular fracture due to fatigue mechanism.

RESUMEN

En este trabajo se presenta el estudio realizado sobre una superaleación de base níquel (C-1023) cuando es sometida a cargas de fatiga termomecánica. Se ejecutan tres tipos de ensayos diferentes en cuanto al desfase entre las dos consignas de control (deformación mecánica y temperatura): en fase (0º), fuera de fase (180º) y configuración en diamante (135º). El objetivo es dar una perspectiva general del comportamiento del material con respecto a la respuesta cíclica, predicción de vida, fractografía y algunas consideraciones microestrcuturales. Se observa la existencia de dos parámetros que correlacionan de manera notable los resultados experimentales: el trabajo plástico y la tensión máxima normalizada con respecto a valores de la curva monotónica. A su vez, la fractografía y las investigaciones microestructurales revelan que los ensayos en fase son propensos al fallo por fluencia mientras que los fuera de fase muestran una clara fractura transgranular propia del fenómeno de fatiga.

KEYWORDS: Life assessment, termomechanical fatigue, superalloys.

1. INTRODUCTION

Superalloys are essential materials for high temperature applications such as aero-engine turbine components (blades, vanes and discs). The combination of mechanical and thermal loads during operation leads these components to failure due to a process termed thermo-mechanical fatigue (TMF).

In the past, it was attempted to predict life of these components by executing isothermal low cycle fatigue tests (LCF). Nevertheless, it was proved that LCF tests at TMF peak temperature -where creep damage would be the greatest- were long lasting [1-2-3]. Due to these differences, in this work TMF tests were carried out at different temperature ranges (650-950 ºC, 750-950 ºC and 890-1050 ºC), different mechanical strain amplitudes (0.2 %, 0.25 %, 0.3 % and 0.4 %) and a fixed strain ratio (R = -1). In addition, three different phase shifts between mechanical and thermals strain signals were added: 0º (in-phase), 180º (out-of-phase) and 135º (diamond).

The aim of this paper is to give an overview of C-1023 superalloy behaviour under TMF loadings concerning cyclic plasticity, lifetime, fractography and some microstructural investigations.

2. EXPERIMENTAL PROCEDURE

2.1- Material and specimen

The superalloy employed in this work was C-1023, a nickel based alloy used for vanes in gas turbines. Its chemical composition is given in Table 1.

Table 1. Chemical composition of C-1023 alloy (wt. %)

Ni	Cr	Co	Mo	Al	Ti
58	15.5	10	8.5	4.2	3.6

This alloy not only shows high strength at high temperatures but also a strengthening effect as temperature increases (within a temperature range). This is due to the presence of a fine distribution of γ' Ni_3(Al, Ti) precipitates formed after casting. Figure 1 depicts the microstructure of C-1023 alloy containing γ' precipitates and carbides (of Mo and Ti). It is noteworthy the large grain size of the dendritic microstructure being average size 1.5 mm –which provides the material with higher creep resistance-.

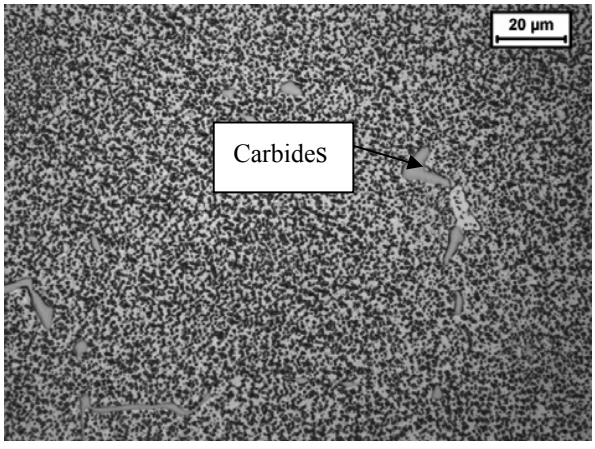


Figure 1. C-1023 microstructure containing γ' precipitates as well as Mo and Ti carbides.

Test-pieces were machined with a rounded rectangular cross-section of 8 mm width and 5 mm thick, with corner radius of 1 mm. The gauge length is 12.5 mm.

2.2 Experimental set-up

TMF tests are conducted on an Instron 8562 electro-mechanical test-machine. Direct resistance method is used as the heating system instead of the most usual induction system. It has the advantage that it has no need to place a coil which disturbs the visualization of the test-piece and also the addition of some devices such as extensometers or thermocouples. Besides, heat is generated uniformly within the cross-section which lowers radial thermal gradients and consequently thermal stresses [4]. On the other hand, direct current heating has the drawback that when cracks initiate concentration of the Joule effect phenomena may occur which affects crack growth [5].

Temperature is control via an *N* type (*Nicrosil-Nisil*) thermocouple placed outside the gauge length and with a previously conducted calibration procedure. Cooling is accomplished thanks to four nozzles, placed pointing out each one of the four flat surfaces, which blow room temperature air in a controlled manner.

A triangle waveform is used for both thermal and mechanical cycling. Mechanical strain is visualized by subtracting thermal strain (recorded previously as a function of time) to the total strain signal (sum of both thermal and mechanical strain) as equation (1) indicates:

$$\varepsilon_{mechanical}(t) = \varepsilon_{total}(t) - \varepsilon_{thermal}(t) \quad \text{.....(1)}$$

Failure is defined as the number of cycles at which load drops 25% of the reference value -maximum value reached in a stabilized cycle- .

3. RESULTS

3.1- Cyclic response

Cyclic plasticity behaviour differs considerably from one test type to another. For in-phase tests (IP), since peak temperature and peak strain coincide, low stress levels are reached and material behaves in a soft way. At minimum strain value -coinciding with minimum temperature- high compressive loads are attained leading to an asymmetric hysteresis loop. Conversely, in out-of-phase (OP) tests the opposite effect is observed: high tensile stress levels and low compressive loads. This leads to negative mean stresses for the former case and positive for the later. The above explained aspects are shown in Figure 2.

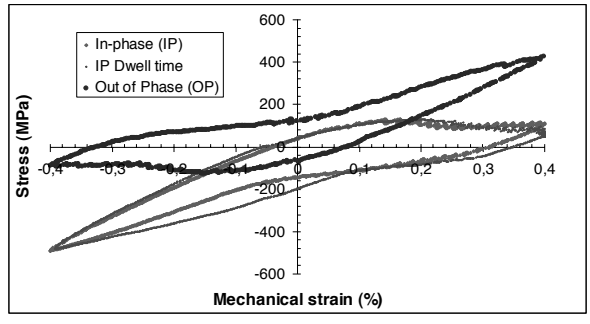


Figure 2. Stabilized hysteresis loops for IP, OP and IP (2 minutes of hold time) tests (890-1055 ºC, R = -1 and heating and cooling rates of 3ºC/s)

The asymmetric hysteresis loops (stabilized ones) are illustrated in Figure 2 for three TMF test configurations: IP, OP and IP with 2 minutes of dwell time at peak temperature. For the sake of brevity the last mentioned test will be termed as IP Dwell. The hysteresis loops correspond with 0.4 % mechanical strain amplitude and 890-1055 ºC temperature range test.

Apart from the opposite behaviour in IP with respect to OP (see Figure 2), it is noteworthy that IP and IP Dwell tests lead to very similar responses except for the plastic

strain range. During hold time -at peak temperature and maximum strain value- a relaxation occurs which reduces life of the test-piece considerably due to a twofold effect: longer temperature exposure and an increase in the plastic strain range.

In a similar manner, cyclic responses for 750-950 ºC and 650-950 ºC temperature ranges and 0.3 % mechanical strain amplitude are shown in Figure 3.

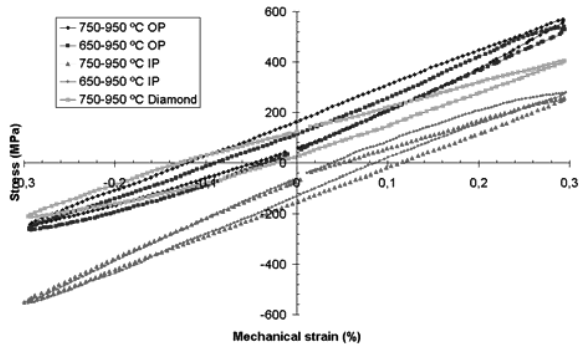


Figure 3. Stabilized hysteresis loops for IP, OP and Diamond tests (650-950 ºC and 750-950 ºC, R=-1 and heating and cooling rates of 2ºC/s).

In this case IP, OP and Diamond tests were included. There is little difference between the different temperature range tests at the same phase shift. That is, IP hysteresis loops at 750-950 ºC and 650-950 ºC almost overlap and the same occurs for OP configuration. Despite this, tests at 750-950 ºC show considerable longer lives. Concerning diamond configuration, the response turns out to be between IP (0 ºC) and OP (180 ºC) but closer to the later.

A little hardening effect is observed in all tests within the first 10 cycles. From that moment on, maximum stress value is stabilized and maintained until damage occurs and load decays (see Figure 4).

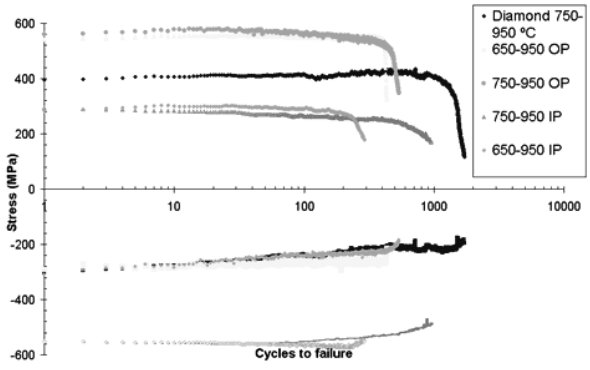


Figure 4. Maximum and minimum stress evolution in IP, OP and Diamond tests cycled between 650-950 ºC and 750-950 ºC.

Load drop, which gives an idea of the crack growth rate, is more abrupt in those tests with higher tensile stresses. Nevertheless, it has to be pointed out that 650-950 ºC temperature range (yellow line) shows a more abrupt decay than 750-950 ºC temperature range (green line) while both are subjected to same loads.

3.2- Fatigue life

Regarding fatigue life, mechanical strain ranges of IP, OP and IP Dwell tests are plotted as a function of cycles to failure in Figure 5. It may be seen that IP and OP tests exhibit very similar tendency (exponential values equal to -2.35 and -2.66 respectively) and fatigue life. On the other hand, IP Dwell tests show shorter cycles to failure due to the already mentioned effect: plastic strange range increase and longer temperature exposure.

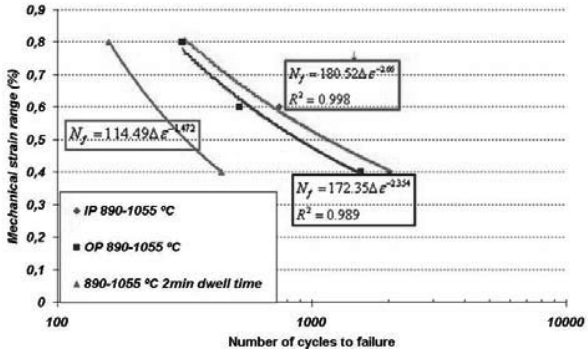


Figure 5. Mechanical strain-cycles to failure curves for 890-1055 ºC temperature range

In the same way results for 750-950 ºC and 650-950 ºC temperature ranges are illustrated in Figure 6.

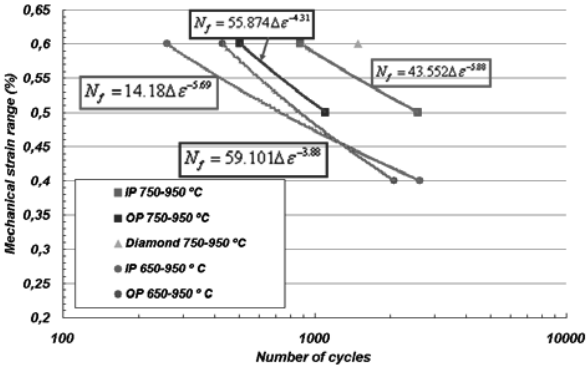


Figure 6. Mechanical strain-cycles to failure curves for 650-950 ºC and 750-950 ºC temperature ranges

Comparing both temperature ranges, it is clearly observed that 650-950 ºC tests result in lower fatigue life for all the tested conditions (IP, OP and different mechanical strain amplitudes). It is also noticeable that both IP test curves show similar exponential values (-3.88 and -4.31) and the same occurs for OP tests (-5.69 and -5.88). Finally, the unique Diamond test results in

longer life than the rests of the tests and therefore, it seems to be the less damaging cyclic condition.

3.3- Life assessment

In the design process of components operating under TMF loadings, accurate fatigue life estimations are required. These are obtained from a large number of TMF experiments and developing the corresponding life prediction models. Physical models have been widely used even though they require a large amount of parameters and additional tests such as creep, oxidation and pure fatigue. This paper is focused on semi-empirical approaches since their application is more direct. Among them, Ostergren [6] and Zamrik [7] models are studied.

Ostergren uses an energy based life prediction model. Its damage parameter is defined as the energy dissipated during tensile part of the hysteresis loop (corresponding with stabilized cycle). In addition a second term is added that accounts for creep damage at hold times. The equation is defined as follows:

$$N_f = \frac{1}{C}(\Delta\varepsilon_p \sigma_{\max})^{1/\beta} \cdot (\nu)^{\alpha} \quad \text{.....(2)}$$

In equation (2) C and β are material constants while $\Delta\varepsilon_p$ and σ_{max} are the plastic strain range and maximum stress respectively. Finally, ν is the cycle time plus the time per cycle during which creep damage occurs. In this case dwell or hold periods.

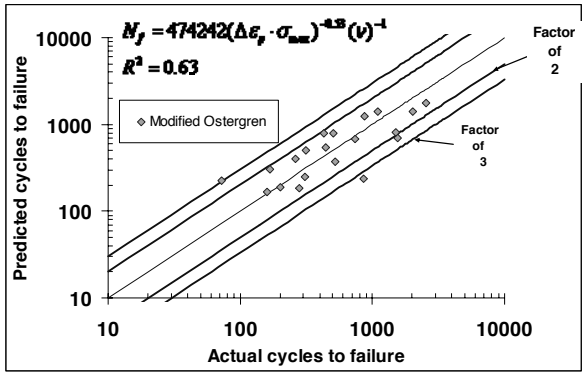


Figure 7. Experimental and predicted TMF lives via Ostergren model.

Figure 7 compares the experimentally obtained lives with those predicted by Ostergren model. It is observed that predictions within a factor of 3 are achieved. However, more accurate estimations may be attained by correlating plastic work -energy dissipated in an entire hysteresis loop- versus life (see Figure 8).

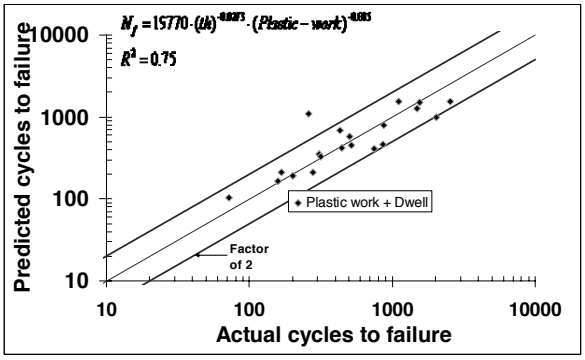


Figure 8. Experimental and predicted TMF lives via plastic work and dwell time

New estimations are collected within a band scatter of $^{+}/_{-}$ 2, which suggests that energy dissipated at compressive stresses plays an important role and not only the one dissipated at tensile.

With regard to Zamrik model, it includes three different terms to account for three different damage mechanisms (fatigue, creep and oxidation):

$$N_f = A(\Delta W)^B (h(t))^C (r(T))^D \quad \text{.....(3)}$$

In equation (3) *A, B, C* and *D* are material constants. The term ΔW stands for an energy function expressed as:

$$\Delta W = \frac{W_f}{W_t} = \frac{\sigma_{\max} \cdot \varepsilon_{ten}}{\sigma_u \cdot \varepsilon_f} \quad \text{.....(4)}$$

where ε_{ten} is tensile strain range in mid-life hysteresis loop for which the stress is tensile, σ_u is ultimate strength at temperature where maximum stress is reached and ε_f is the elongation to failure measured under monotonic tensile loading.

The term *h(t)* is the hold-time function expressed by:

$$h(t) = \left(1 + \frac{t_h}{t_c}\right) \quad \text{.....(5)}$$

where t_h is hold-time at tensile strain and t_c is the total cycle time including hold-time.

Finally, *r(T)* –the elevated temperature function- may be written as:

$$r(T) = \exp\left(\frac{-Q}{R(T_{\max} - T_o)}\right) \quad \text{.....(6)}$$

where Q is the activation energy for high temperature damage, R the universal gas constant (R = 8.314 J/K·mol), T_{max} is the maximum/peak temperature in

TMF cycle and T_0 is the temperature at which the material´s yield strength begins to decrease.

It has being found out that Zamrik model does not provide an accurate prediction due to the energy function term (ΔW). It is noteworthy that if simply σ_{max} /σ_{UTS} ratio is considered for correlating the experimental data –dwell time tests are omitted for this case- very good predictions are obtained (see Figure 9).

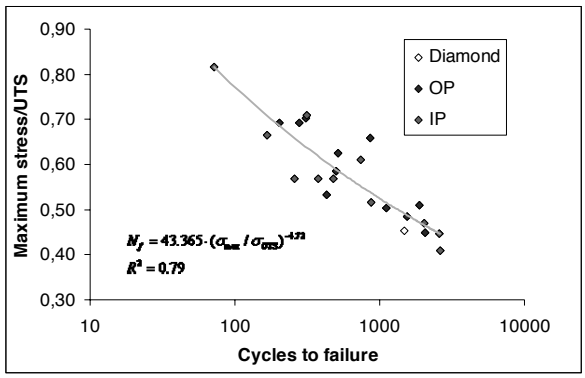


Figure 9. σ_{max} /σ_{UTS} ratio as a damage parameter

This is why Zamrik model is modified and σ_{max} /σ_{UTS} ratio is introduced as the energy function (ΔW). Experimental data is collected within a band scatter equal to 2, as Figure 10 depicts.

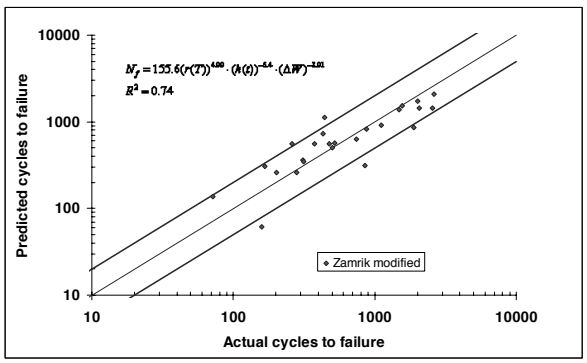


Figure 10. Experimental and predicted TMF lives via Zamrik modified model.

3.4.- Fractography and microstructural investigations

All the tested specimens show multiple crack initiation sites and all of them initiate at the surface. A clear example is shown in Figure 11, where two nucleation sites are observed in a fracture surface of a test-piece cycled between 750-950 ºC and OP configuration.

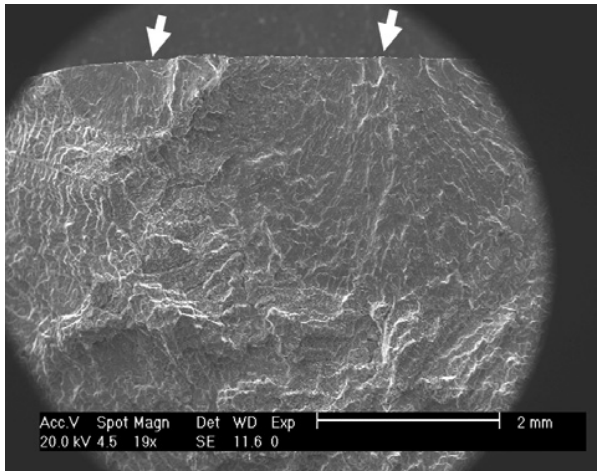


Figure 11. Fracture surface of OP tests cycled between 750-950 ºC temperature range

In some cases -mainly in OP tests, where the tensile stress is high- fatigue striations are clearly observed and also the increase in the spacing among them, as crack moves away from the surface (see Figure 12). This is a clear indication of crack growth rate increase with the stress intensity factor increment.

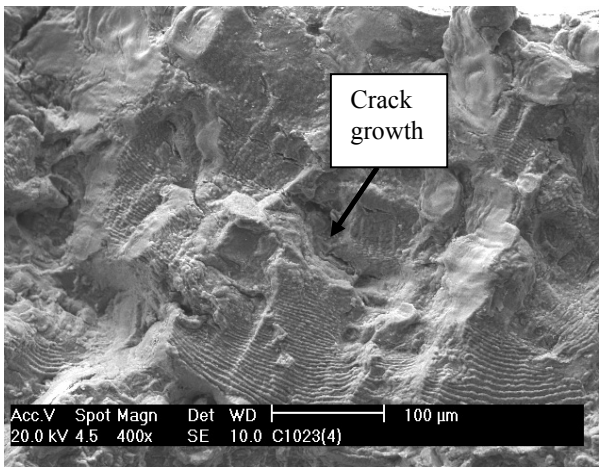


Figure 12. Fatigue striations in a OP test ($\Delta\varepsilon_m/2$ = 0.4% and 300-950 ºC)

In Figure 13 micrographs showing secondary cracks for different TMF test configurations (IP, OP and IP Dwell) are illustrated. These micrographs were taken close to the place where test-piece rupture occurred. It is clearly observed that in IP and IP Dwell tests crack growth was due to grain boundaries sliding and intergranular cracking (pictures *a* and *b*), that is to say creep damage. Conversely, in out-of-phase tests cracks grow in a transgranular manner -related to fatigue damage-, even though depending on the tested parameters (frequency, temperature range…) a mixed mode might also appear (see picture *d*).

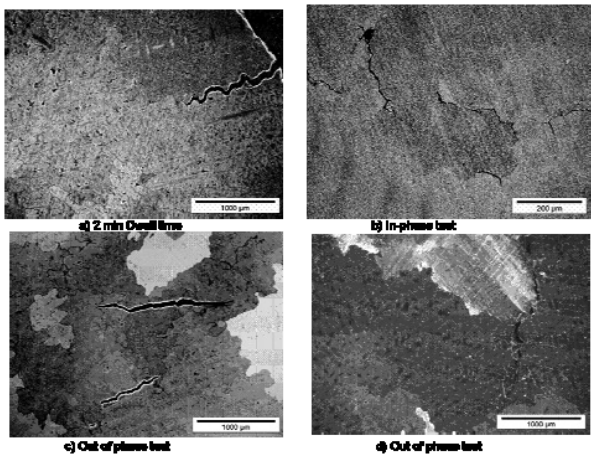


Figure 13. Micrographs showing secondary cracks for different TMF test configurations (IP, OP and IP Dwell)

4. CONCLUSIONS

Based on the obtained experimental data the following conclusions are drawn:

a) Dwell times at peak temperature reduce life of the test-pieces drastically due to a twofold effect: higher plastic strain range (relaxation) and longer temperature exposure.

b) Plastic work has been found to correlate more accurately than tensile plastic work (Ostergren model) with the experimental data which could be attributed to crack closure.

c) σ_{max} /σ_{UTS} ratio works properly as a damage parameter (omitting the tests with dwell times).

d) IP tests are prone to intergranular fracture due to creep damage whereas OP tests are more susceptible to fatigue damage. In fact transgranular secondary cracks are observed in the microstructural investigations.

ACKNOWLEDGEMENTS

Thanks are given to ITP for its financial support and materials; to the Spanish Ministry of Science and Innovation (project MAT2008-03735/MAT) and to the Basque Government (project PI09-09) for their financial support.

REFERENCES

[1] Bill, R., Verrilli, M., and Halford, G., *A preliminary study of the Thermomechanical Fatigue of Polycristalline MAR M-200*, NASA TP-2280, AVSCOM TR 83-C-6, 1984.

[2] Huang , W., Wang Z.G., Zhu S.J., Yuan F.H., and Wang F.G, *Thermo-mechanical fatigue behavior and life prediction of a cast nickel-based superalloy*, Materials Science and Engineering A 432 (2006), pp. 308-316.

[3] Beck T., Pitz G, Lang K.-H., and Lohe D., *Thermal-mechanical and isothermal fatigue of IN 792 CC*, Materials Science and Engineering 1997, pp. 719-722.

[4] A. García de la Yedra, A. Martín-Meizoso, J.L. Pedrejón, *Improved Experimental Techniques for Life Prediction under Thermomechanical Fatigue (TMF) Conditions*, Anales de Mecánica de la Fractura 27, 2010 pp. 351-356.

[5] Cunningham, S. E. and Griffin, J. H., *On the importance of direct resistance heating in thermo-mechanical fatigue,* International Journal of Fracture. 1990, Vol. 46, 4, pp. 257-270.

[6] Ostergren, W. J., *A damage function and associated failure equations for predicting hold time and frequency effects in elevated temperature, low cycle fatigue*, Journal of Testing and Evaluation, Vol. 4, (1976) pp. 327-339.

[7] Zamrik, S. Y., and Renauld, *Thermo-mechanical Out-of-Phase Fatigue Life of Overlay Coated IN738-LC Gas Turbine Material,* Thermomechanical Fatigue Behavior of Materials, ASTM, STP 1371 (2000), pp. 119–135.

LOADING FREQUENCY EFFECT ON THE COMPRESSIVE FATIGUE BEHAVIOUR OF PLAIN CONCRETE AND FIBER REINFORCED CONCRETES

G. Ruiz[1], A. Medeiros [2], X. X. Zhang[1]

[1] Universidad de Castilla-La Mancha, ETSI Caminos, Canales y Puertos, Ciudad Real 13071, Spain.
E-mail: gonzalo.ruiz@uclm.es

[2] Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro 22451-900, Brazil.
E-mail: arthur.med@uol.com.br

RESUMEN

Este trabajo presenta una reciente investigación experimental del efecto de la frecuencia de carga sobre el comportamiento de un hormigón sin fibras y otros dos reforzados con fibras: uno con fibras de polipropileno y otro de acero. Se realizaron sesenta ensayos de fatiga en compresión sobre probetas cilíndricas de 75 mm de diámetro y 150 mm de altura, en una maquina de ensayo servo-hidráulica. Se ensayaron cinco frecuencias distintas, desde 4 Hz hasta 1/64 Hz. La tensión máxima fue del 85% de la carga estática de rotura y la relación entre las tensiones mínimas y máximas se mantuvo en un valor constante de 0.1. Los resultados muestran un efecto pronunciado de la frecuencia sobre el comportamiento a fatiga del hormigón sin fibras. En los ensayos a la frecuencia más baja, el número de ciclos hasta la rotura es aproximadamente del 1% del número de ciclos de los ensayos a la frecuencia más alta. Sin embargo, en los hormigones con fibras, el número de ciclos hasta rotura es similar para ambos tipos de ensayo. Esta tendencia se puede atribuir al efecto que las fibras producen, cosiendo las fisuras, y retrasando así la propagación de las fisuras durante los ciclos de carga.

ABSTRACT

This paper presents very recent experimental results aimed at disclosing the loading frequency effect on the fatigue behaviour of a plain concrete and two types of fiber-reinforced concretes, using polypropylene and steel fibers. Sixty compressive fatigue tests were conducted on cylinders (75 mm in diameter, 150 mm in height), using a servo-hydraulic testing machine. Five different loading frequencies were set varying from 4 Hz to 1/64 Hz. The maximum stress was set 85% of the compressive strength and the stress ratio was set constant as 0.1. The results show that the loading frequency effect on the fatigue behaviour of the plain concrete is pronounced. The fatigue life (number of cycles to failure) at the lowest loading frequency is only around 1% of the highest frequency. However, for the fiber-reinforced concretes the fatigue life under low loading frequencies are close to that under high loading frequencies. Such trend can be attributed to the effectiveness of fibers in bridging the cracks, and thus inhibiting crack extension during the load cycles.

KEY WORDS: Fatigue, loading frequency, fiber-reinforced concretes.

1. INTRODUCTION

Researches on fatigue behaviour of concrete materials started at the end of the 19 Century [1,2], due to in many concrete structures, the failure was often caused by the fatigue rupture of concrete. In order to study the fatigue behaviour of concretes, several types of fatigue tests were adopted in tension, flexure, compression, torsion, and reversal stresses. With the technological development in high-strength concrete (HSC), HSC is very often used in modern complicated structures of considerable height and span. However, HSC is more brittle than conventional concrete, so, an alternative method is performed to introduce more ductility by adding fibers in the concrete matrix, then, a type of fiber-reinforced concrete (FRC) is made. Nowadays, the fatigue behaviour of FRC is also getting more and more attention.

Regarding the effect of loading frequency f on the fatigue life of plain concrete, it was studied by Graf and Brenner [3,4] firstly, they found when f was between 4.5 Hz and 7.5 Hz, the loading frequency had slight effect on the fatigue life N, but when f was lower than 0.16 Hz, the fatigue life reduced. Hanson *et al.* [5] and Murdock [6] suggested that when the maximum tension

S_{max} was less than 75% of the static compressive strength f_c, loading frequencies between 1 and 15 Hz had small influence on the fatigue life. Sparks *et al*. and Jansen [7,8] showed that when S_{max} was between 75% and 100% of f_c, f greatly influenced N. However, when S_{max} was less than the long-term strength, loading frequencies between 0.1 and 100 Hz had no effect on N.

The classical S-N fatigue equation, i.e. stress-fatigue life relationship, put forward by Aas-Jakobsen [9] as the equation (1):

$$\frac{S_{\max}}{f_c} = 1 - (1 - R)\beta \log N \qquad (1)$$

Where f_c is the quasi-static compressive strength; N is the fatigue life; β is a material parameter, it equals 0.0685; R is the stress ratio between S_{min} and S_{max}, S_{min} and S_{max} are the minimum and maximum stress, respectively.

Hsu [10] modified the previous equation (1) by considering the effect of loading frequency, two models were proposed according to the fatigue life, i.e., low-cycle fatigue ($N<10^3$) for structures subjected to earthquake is expressed as equation (2); high-cycle fatigue ($10^3<N<10^7$) for airport pavements, bridges and highways is shown as equation (3), where T is the period of the repeated loads ($T=1/f$):

$$\frac{S_{\max}}{f_c} = 1 - 0.0662(1 - 0.556R)\log N - 0.0294 \log T \qquad (2)$$

$$\frac{S_{\max}}{f_c} = 1.20 - 0.20R - 0.133(1 - 0.779R)\log N - 0.053(1 - 0.455R)\log T \qquad (3)$$

Later, Furtak [11] developed a new model containing a frequency influence coefficient C_f to consider the effect of loading frequency as shown in the equation (4):

$$\frac{S_{\max}}{f_c} = CN^{-A}(1 + BR\log N)C_f \qquad (4)$$

Where A, B, C, a and b are adjusting parameters and C_f is determined by the equation (5):

$$C_f = 1 + a(1 - bR)\log f \qquad (5)$$

In 1996, Zhang *et al.* [12] did more improvement on the previous equations, including reversal stresses besides the loading frequency as expressed in the equation (6):

$$\frac{S_{\max}}{f_c} = (ab^{-\log f} + c)[1 - (1 - R')\beta \log N \qquad (6)$$

Figure 1 represents the relationship between the loading frequency and the fatigue life based on the previous equations.

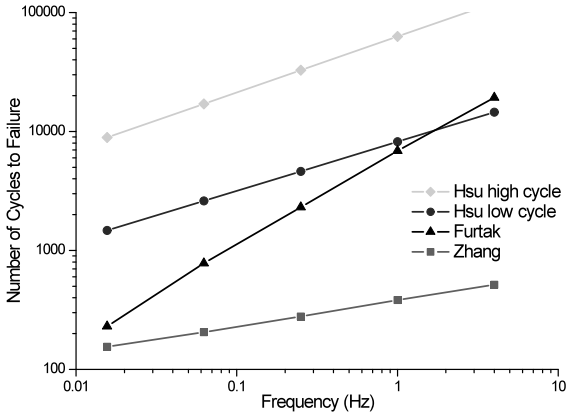


Figure 1. Frequency versus Fatigue life by adopting different models

From figure 1, it is clear that the fatigue life decreases with a decrease in loading frequency. It is worth to note, those equations were obtained based on the plain concrete fatigue tests. With respect to the fatigue behaiour of FRC, the researches are scarce [13-15], and the loading frequency has not been taken into account.

Thus, in order to evaluate the effect of the loading frequency on the compressive fatigue behavior of plain concrete and fiber reinforced concretes, a series of compressive fatigue tests were performed. The results show that the loading frequency effect on the fatigue behaviour of the plain concrete is pronounced. However, for the fiber-reinforced concretes the fatigue life under low loading frequencies are close to that under high loading frequencies.

2. MATERIAL CHARACTERIZATION

Three types of concretes were made of the same concrete matrix, using ASTM type I cement 52.5R, sand size no greater than 4 mm, siliceous gravel aggregate of 12 mm maximum size and superplasticizer (Glenium C-355). The mixing proportion by weight were 1:0.35:1.89:2.17:0.014(cement:water:sand:siliceous gravel:plasticizer).

Different type of fiber and the fiber content are as follows,
Concrete 1 (C1): plain Concrete without fibers
Concrete 2 (C2): corrugated polypropylene fibers, with 40 mm length, rectangular cross section (0.50 × 1.30 mm), aspect ratio 61, fiber volume ratio 0.56%;
Concrete 3 (C3): hooked end steel fibers with 35 mm length, diameter 0.55 mm, aspect ratio 63, fiber volume ratio 0.64%.

For each type of concrete twenty five cylinders (75 mm in diameter, 150 mm in height) were made for the fatigue tests, and ten cylinders (150 mm in diameter, 300 mm in height) were concreted to measure the mechanical properties. Table 1 presents the mechanical properties of these concretes, static compressive strength f_c; elastic modulus E; Poisson's ratio ν; tensile strength by Brazilian test f_t;.

Table 1. Mechanical properties

	f_c	E	ν	f_t
	MPa	GPa		MPa
C1	58	33	0.20	3.7
C2	63	35	0.21	5.0
C3	60	35	0.21	7.3

3. FATIGUE TESTS

The fatigue tests were performed in an Instron Machine, Instron 8805, capacity of the load cell, ±1000 kN, model 2527-120, with a measurement accuracy better than 0.25% of reading down to 1% of the load cell full scale. The load control was applied with a sine signal as shown in figure 2.

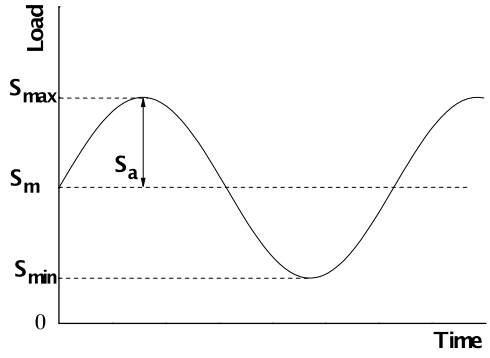


Figure 2. Sine signal used on fatigue tests.

The maximum stress S_{max} applied was 85% of *fc*, the stress ratio R (S_{min}/S_{max}) was 0.1, where S_{min} is the minimum stress, S_m is the mean stress and S_a is the stress amplitude. Five different loading frequencies were adopted, 4 Hz, 1 Hz, ¼ Hz, 1/16 Hz and 1/64 Hz, respectively.

4. EXPERIMENTAL RESULTS

Four specimens were tested at each loading frequency. The numbers of cycles to failure N for each tested specimen is presented in table 2.

Table 2 Experimental results of fatigue tests

Frequency	Number of Cycles to Failure		
Hz	C1	C2	C3
4	1702	843	1602
	332	525	770
	160	669	228
	392	117	629
1	804	648	813
	231	633	1126
	191	156	856
	566	438	232
0.25	137	73	79
	2	2	44
	3	114	236
	350	23	224
	98	12	-
0.0625	11	86	386
	3	235	130
	2	140	165
	14	16	110
0.015625	6	26	503
	3	99	149
	8	144	224
	2	178	131

Figures 3, 4 and 5 show the frequency versus the number of cycles to failure in log scale for the plain concrete, the polypropylene fiber-reinforced concrete and the steel fiber-reinforced concrete, respectively.

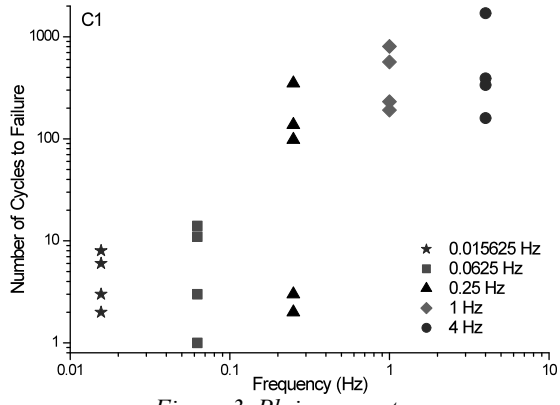


Figure 3. Plain concrete

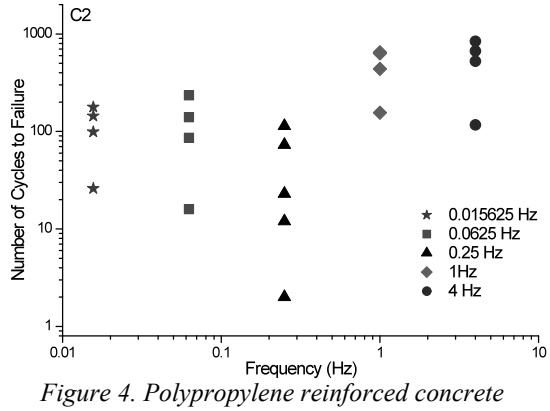


Figure 4. Polypropylene reinforced concrete

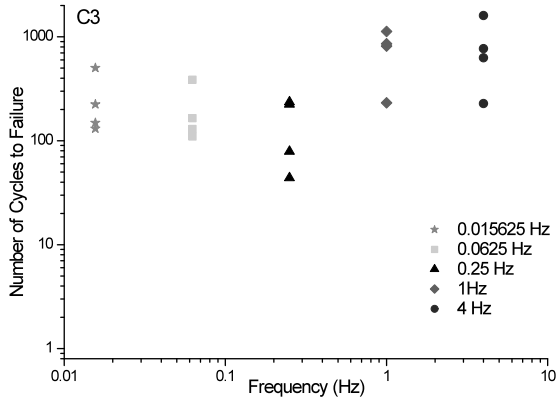


Figure 5. Steel fiber reinforced concrete

Comparing the results of the plain concrete and that of the fiber-reinforced concretes, it can be seen that the numbers of cycles to failure decreases as the loading frequency decreasing. Furthermore, this decrease is more pronounced for plain concrete. Such tendency can be seen clearly in figure 6 where the three different concretes are presented at the same graphic with the mean value and the standard deviation for each loading frequency, the models proposed for plain concretes by other authors are also displayed by the lines and the dashed lines.

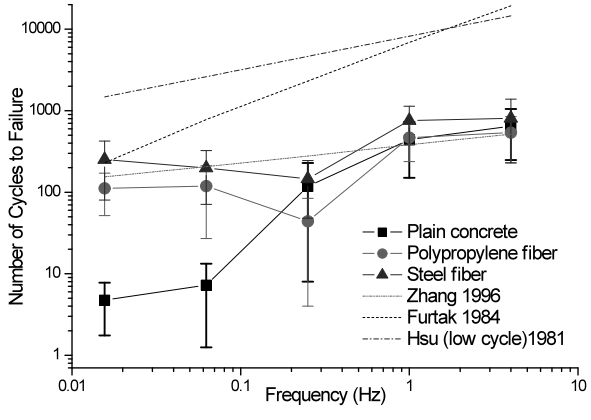


Figure 6. Comparison between the different concretes

There is a decrease at the frequency 1/4 Hz on fatigue life *N* for all types concretes. For the plain concrete this tendency is remarkable as said before. While for the FRCs, the *N* is still at the same order of magnitude between 1/4 Hz to 1/64 Hz. Compared with the results of higher loading frequencies, the decrease in N is slight for FRC, not like the tendency of the plain concrete. It can be attributed to the effectiveness of fibers in bridging the cracks, and thus inhibiting crack extension during the load cycles.

For adding the polypropylene and the steel fibers, the steel fiber reinforced specimens had a better performance, due to its higher elastic modulus and volume ratio.

The model proposed by Zhang *et al.* [12] can almost represent the experimental data for the fiber-reinforced concretes, but for the plain concrete, none of those models are effective for fitting the experimental results.

5. CONCLUSIONS

In this paper, the loading frequency effect on the fatigue compressive behaviour of a plain concrete and two types of FRCs were investigated.

The results show that the loading frequency effect on the fatigue behaviour of the plain concrete is pronounced. The number of cycles to failure at lowest loading frequency (1/64 Hz) is only around 1% of that at highest loading frequency (4 Hz). However, for polypropylene and steel-fiber reinforced concretes, the numbers of cycles to failure under low loading frequencies are close to that under high loading frequencies, namely, the same order of magnitude. Such trend can be attribute to the effectiveness of fibers in bridging the cracks, and thus inhibiting crack extension during the load cycles.

ACKNOWLEDGEMENTS

The authors thank the PACADAR Company for providing specimens in this research, and also the finical support from the INCRECYT.

REFERENCES

[1] De Joly. La resístanse et l'étasticité des ciments Portland. *Annales dês Pons ET Chaussee,Memoires*; 16; 7: 198-244;1898.

[2] Considere M. Influence dês armatures métalliques sur lês propriétés dês mortiers et bétons. *Compte Rendu de L'Academic dês Sciences*; 127: 992-995; 1899.

[3] Graf O, Brenner E. Experiments for investigating the resistance of concrete under often repeated compression loads. *Bulletin No. 76, Deutscher Ausschuss für Eisenbeton*, 1934.

[4] Graf O, Brenner E. Experiments for investigating the resistance of concrete under often repeated compression loads 2. *Bulletin No. 83, Deutscher Ausschuss für Eisenbeton*, 1936.

[5] Hanson J M *et al*. Consideration for design of concrete structures subjected to fatigue loading. *ACI Journal*; 71; 3: 97-120; 1974.

[6] Murdock J W. A critical review of research on fatigue of plain concrete. *Bulletin No. 474, Engineering Experiment Station*; University of Illinois, Urbara; 25; 1965.

[7] Sparks P R and Menzies J B. The effect of rate of loading upon the static and fatigue strengths of plain

concrete in compression. *Magazine of Concrete Research*; 25; 83: 73-80; 1973

[8] Jansen A. Research to fatigue behavior of topping on prefabricated concrete girders. *Master thesis, Delft University of Technology*, Netherlands; 128 pag; 1996.

[9] Aas-Jakobsen K. Fatigue of concrete beams and columns. *NHT Institutt for Betongkonstruksjoner*, Trondheim; Bulletin nº 70-1; 1970.

[10] Hsu T C. Fatigue of plain concrete. *ACI Journal*; 78: 292-304; 1981.

[11] Furtak K. Ein Verfahren zur berechnung der betonfestigkeit unter schwellenden belastungen (in German). *Cement and Concrete Research;* 14: 885-865; 1984.

[12] Zhang B, Phillips DV, Wu K. Effect of loading frequency and stress reversal of fatigue life of plain concrete. *Magazine of Concrete Research*; 48; 177: 361-375; 1996.

[13] Grzybowski M, Meyer C. Damage accumulation in concrete with and without fiber reinforcement. *ACI Materials Journal*; 90: 594-604; 1993.

[14] Paskova T, Meyer C. Low-cycle fatigue of plain and fiber-reiforced concrete. *ACI Materials Journal*; 94: 273-285; 1997.

[15] Cachim PB, Figueiras JA, Pereira PAA. Fatigue behavior of fiber-reinforced concrete in compression. *Cement and Concrete Composites*; 24: 211-217; 2002.

SOBRE LA ESTIMACIÓN DE LA VIDA A FATIGA DE UN ELEMENTO ENTALLADO

C. Navarro, J. Vázquez, J. Domínguez

Departamento de Ingeniería Mecánica y de los Materiales, Escuela Superior de Ingenieros de Sevilla. Camino de los Descubrimientos s/n, 41092, Sevilla, España.
E-mail: cnp@us.es

RESUMEN

En este trabajo se analiza la influencia de la forma de la grieta y el modo de calcular las tensiones sobre la estimación de vida a fatiga en una pieza entallada. Para estimar la forma de la grieta se han realizado ensayos interrumpidos a distintos números de ciclos. Posteriormente las probetas se rompen para analizar la forma de la grieta. El factor de intensidad de tensiones se calcula mediante funciones de peso y la distribución de tensiones que habría sin grieta. El cálculo de las tensiones es numérico y se analizan tres posibilidades: tensión plana, deformación plana y 3D. Para cada caso (geometrías 2D o 3D) se utiliza una función de peso adecuada. Con cada una de estas combinaciones se obtiene una evolución distinta del factor de intensidad de tensiones y por lo tanto una vida de propagación distinta. Como resultado final se comparan las distintas opciones entre sí y también con la vida experimental obtenida de los ensayos.

ABSTRACT

This paper analyzes the influence of crack shape and the procedure to calculate the stress distribution on the estimated fatigue life in a notched specimen. In order to estimate the crack shape a series of interrupted tests at different number of cycles has been performed. The specimens are broken afterwards to analyze crack shape. The stress intensity factor is calculated through weight functions and the stress distribution in the specimen without crack. The stresses are calculated numerically and three possibilities are analyzed: plane stress, plane strain and 3D. For each case (2D or 3D geometries) an appropriate weight function is used. Each of these combinations gives a different evolution of the stress intensity factor and therefore different values of the propagation life. As a final result, the lives in the numerical analysis are compared to the experimental lives.

PALABRAS CLAVE: Entallas, Relación de aspecto, Factor intensidad de tensiones.

1. INTRODUCCIÓN

La fatiga es uno de los modos de fallos predominante en los sistemas mecánicos. Por ello, para el diseño de estos sistemas es fundamental poder predecir su comportamiento a fatiga ante las cargas producidas durante su funcionamiento. La disponibilidad de métodos fiables de predicción de vida a fatiga mejorará indudablemente la calidad de los sistemas y reducirá su coste. En los últimos años se han producido avances importantes en las técnicas de predicción de la vida a fatiga. Se han mejorado procedimientos para el análisis del comportamiento ante cargas de amplitud variable, se han desarrollado nuevos modelos de fatiga multiaxial o de predicción del comportamiento en condiciones especiales, por ejemplo, a alta temperatura [1].

El proceso de fatiga es una combinación de nucleación y crecimiento de grietas. Normalmente, la grieta se inicia en un lugar con una concentración de tensiones, de ahí la importancia de estudiar los elementos entallados. Inicialmente, las grietas tienen dimensiones del mismo orden que las características microestructurales y no permiten la aplicación directa de la mecánica de la fractura elástica lineal para su análisis. Posteriormente, cuando las dimensiones de la grieta son suficientemente grandes el análisis de su comportamiento se realiza mediante las citadas técnicas. Se han propuesto muchos métodos de cálculo de la vida a fatiga en piezas entalladas. Unos sólo consideran iniciación (con curva ε-N o S-N), suponiendo que el periodo de propagación es despreciable respecto al de iniciación [2]. Este es el caso frecuente de piezas pequeñas con una entalla suave y un número de ciclos de vida alto. Sin embargo, es difícil decir con qué geometrías, cargas y materiales es suficientemente aproximada la suposición anterior. En cualquier caso, este procedimiento producirá resultados conservadores, unas veces muy conservadores y otras, menos. En cualquier caso, un aspecto importante a considerar para la aplicación de estos métodos es la definición del punto o profundidad desde la superficie a la que se evalúan las tensiones y deformaciones para aplicar el criterio de iniciación correspondiente.

Otros métodos sólo consideran el periodo de propagación, considerando que la duración relativa del proceso de iniciación es pequeña, ya sea por la geometría y el alto nivel de tensiones, por suponer que existen defectos previos en forma de microgrietas o

porque la grieta se inicia en los primeros ciclos de carga a partir de un defecto, por ejemplo, una inclusión [3], [4]. En estos métodos, si la grieta inicial es suficientemente grande, la propagación se analiza mediante la LEFM, aplicando directamente una ley de propagación de grieta larga. En cambio, si se considera que la grieta se inicia desde un defecto microestructural, diversos modelos tienen en cuenta el comportamiento de grietas cortas [4]-[7].

Otro grupo de métodos considera el proceso de fatiga como la combinación de una fase de iniciación y otra de propagación, analizando la vida como la suma de las duraciones de ambos procesos. La duración de la fase de iniciación se determina mediante el método de las deformaciones locales, a través de las curvas ε-N, y la de propagación mediante métodos basados en la mecánica de la fractura.

2. MODELO DE PREDICCIÓN DE VIDA

En este trabajo se presenta un modelo para la predicción de vida que está basado en otro propuesto por los autores [8]. Tiene la característica de que combina las fases de iniciación y de propagación pero sin tener que definir previamente la longitud de grieta donde termina la iniciación y comienza la propagación. Cada fase se analiza por separado. En la de propagación el número de ciclos que tarda en propagarse una grieta desde cualquier longitud a hasta la rotura utilizando la mecánica de la fractura ($a - N_p$). Para ello se integra la ley de crecimiento desde cada longitud de grieta, a, hasta la rotura. La fase de iniciación se analiza determinando el número de ciclos necesarios para que se genere una grieta de longitud a. Dicho número se calculará a partir de las tensiones a lo largo del camino que sigue la grieta y de una curva de fatiga ε-N que se detallará más adelante. El resultado es una curva, $a - N_i$, que representa los ciclos necesarios para originar una grieta de longitud a. La suma de estas dos curvas daría la vida total en función de qué valor se tome de la longitud de grieta que separa las fases de iniciación y propagación. Tal como se muestra en artículos previos [8], [9], estas dos curvas muestran que cerca de la superficie domina el proceso de iniciación y lejos de ella el de propagación, de forma que el nexo entre las dos se encuentra en el mínimo de la curva de vida total descrita anteriormente. Por esta razón y porque además es el valor más conservativo, se toma como solución el mínimo de la curva.

2.1. Fase de propagación

Para la fase de propagación se emplea la mecánica de la fractura, tomando como longitud inicial una longitud genérica, a. La ley de crecimiento utilizada trata de modelar también el crecimiento de grietas pequeñas dado que la longitud de iniciación definida puede ser del orden de micras. La forma de hacerlo es introduciendo un umbral de crecimiento modificado en función de la longitud de grieta [10]:

$$\frac{da}{dN} = C\left(\Delta K^n - \left(\Delta K_{th\infty}\cdot\left(\frac{a^f}{a^f + a_0^f - l_0^f}\right)^{1/2f}\right)^n\right) \quad (1)$$

donde $\Delta K_{th\infty}$ es el umbral de crecimiento de grieta larga, f es un parámetro que de forma general se toma igual a 2.5 [11], l_0 es la distancia típica hasta la primera barrera microestructural y a_0 es la llamada constante de El Haddad:

$$a_0 = \frac{1}{\pi}\left(\frac{\Delta K_{th\infty}}{\Delta\sigma_{FL}}\right)^2 \quad (2)$$

siendo $\Delta\sigma_{LF}$ el límite de fatiga. El factor que multiplica al umbral de crecimiento de grieta larga en la ecuación (1) proviene de la aproximación teórica al diagrama de Kitagawa-Takahashi, en el que se representa la tensión umbral en función de la longitud de grieta. Se han ensayado otras formas de tener en cuenta el crecimiento de grietas pequeñas [10],[12], siendo la mostrada en la ecuación (1) la que mejor se ajusta a los resultados experimentales obtenidos en otro tipo de ensayos.

El factor de intensidad de tensiones se ha calculado de forma diferente en función de si la probeta se modela mediante una geometría en 2D o 3D. En aquellas situaciones donde las condiciones son de tensión o deformación plana (2D), el factor de intensidad de tensiones se ha obtenido mediante integración de la función de peso para grietas unidimensionales obtenida por Wu [13] y mostrada en la referencia [14]. En estas condiciones el factor de intensidad de tensiones, K, para una determinada longitud de grieta a se obtiene mediante la siguiente ecuación:

$$K = \int_0^a \sigma(s)w(s,a)ds \quad (3)$$

donde $\sigma(s)$ es la distribución de tensiones en la zona de la grieta en la geometría sin fractura y $w(s)$ es la función de peso obtenida por Wu [13]. Esta distribución de tensiones, tanto en condiciones de deformación como en tensión plana, se ha obtenido mediante un modelo elasto-plástico de elementos finitos de las probetas utilizadas en los ensayos. El modelo elasto-plástico es necesario porque en algunos de los ensayos analizados se llega a la plastificación en los primeros ciclos. Para la realización de este modelo se ha utilizado el software comercial ANSYS 13.0. En la figura 1 se puede ver la malla del modelo en la zona del concentrador, además de las condiciones de contorno impuestas.

La situación en la que la grieta está contenida en un plano (3D), no es más que una adaptación de la anterior ecuación (3) al caso bidimensional, por lo que

$$K(a,\varphi) = \int_\Omega \sigma(x,y)w(\varphi)dA \quad (4)$$

Como se puede ver en la ecuación (4), la integral se realiza sobre el plano de la grieta Ω. El ángulo φ determina el punto en el frente de grieta donde se evalúa K, figura 2, $\sigma(x,y)$ es la distribución de tensiones bidimensional en la localización de las caras de la grieta en el cuerpo sin grieta y w es una función de peso que depende de la geometría de la grieta y de la probeta.

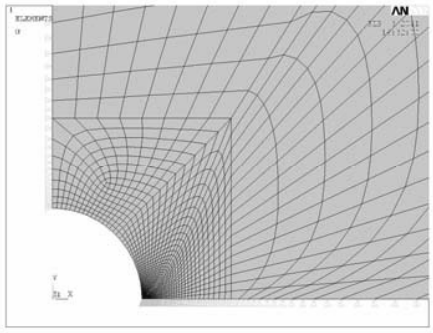


Figura 1. Malla del modelo 2D.

Lamentablemente, no se dispone de una expresión explicita de w para el tipo de geometría utilizada en este trabajo, de modo que no es posible obtener K mediante la ecuación (4), por ello en este caso se ha obtenido el K mediante la técnica mostrada en el artículo de Zhao *et al.* [14] para grietas superficiales con forma semi-elíptica y que emanan de una entalla circular centrada en una placa de espesor finito, figura 2, y sometida a una distribución de tensiones arbitraria, $\sigma(x,y)$, sobre las caras de la grieta.

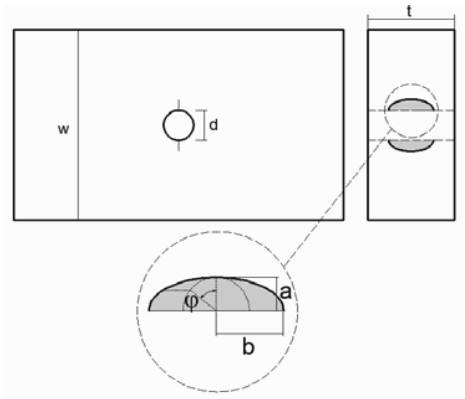


Figura 2. Configuración de la grieta en las probetas.

Para obtener la distribución de tensiones $\sigma(x,y)$ se ha utilizado un modelo elasto-plástico, al igual que en el caso plano, de elementos finitos tridimensional. En la figura 3 se muestra una imagen con la malla del modelo 3D. En las simulaciones realizadas para obtener K, se han supuesto dos relaciones de aspecto distintas para la grieta. En un caso se ha supuesto una relación de aspecto fija, basada en los resultados experimentales, y en otro una relación de aspecto variable.

Esta relación de aspecto variable se ha tomado como la que se obtendría en una placa con un agujero sometido a tracción en un problema elástico considerando que las zonas del frente de grieta situadas en φ=0 y φ=π/2, véase la figura 2, crecen acorde al valor del factor de intensidad de tensiones en esa zona, que teniendo en cuenta un ley de crecimiento del tipo Paris, lleva a la siguiente ecuación diferencial

$$\frac{db}{da} = \left(\frac{K_{\varphi=\pi/2}(a,b)}{K_{\varphi=0}(a,b)} \right)^n \tag{5}$$

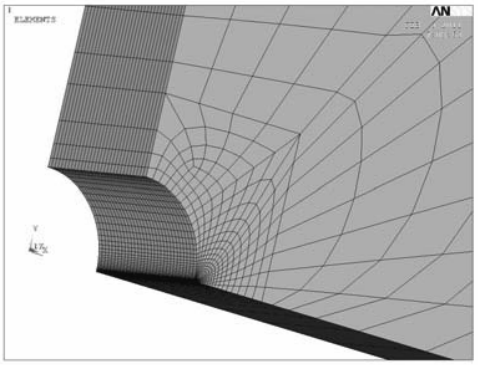


Figura 3. Malla del modelo 3D.

Para ello se han utilizado las expresiones del factor de intensidad de tensiones en la superficie ($\varphi = \pi/2$) y fondo de la entalla ($\varphi = 0$) proporcionadas por la referencia [15]. La resolución de la ecuación (5) se ha hecho mediante integración numérica con el método Runge-Kutta, donde se ha supuesto como condición inicial para $b(a)$ que $b(1\mu m)=1\mu m$. Se ha comprobado que la suposición tomada para esta condición inicial sólo influye en la evolución de la relación de aspecto de la grieta, b/a, para longitudes menores de 10μm tal y como se puede ver en la figura 4.

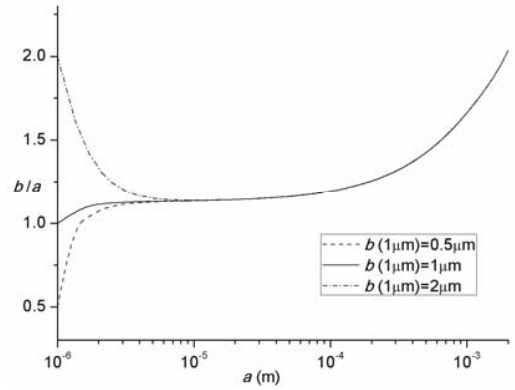


Figura 4. Evolución de la relación de aspecto en la grieta.

2.2. Fase de iniciación

El modelo presentado en este artículo analiza la fase de iniciación basándose en el trabajo de McClung et al. [16] para entallas. El primer paso consiste en la obtención de una curva de fatiga, $\varepsilon - N|_{a_i}$, en probetas lisas y sin entalla que proporcione el número de ciclos necesario para generar una grieta de longitud a_i en función de la deformación aplicada. Para cada nivel de

deformaciones, ε_j, el número de ciclos de esta curva, $N_{\varepsilon_j a_t}$, se obtiene a partir de la ecuación:

$$N_{\varepsilon_j a_t} = N_{\varepsilon_j} - N_p(a_t) = N_{\varepsilon_j} - \int_{a_t}^{a_f} \frac{da}{f(a)} \quad (6)$$

Donde N_{ε_j} es el número de ciclos hasta el fallo obtenido en un ensayo de fatiga simple con tensión ε_j, a_t es la longitud de grieta, a_f es la longitud a la que se produce la fractura y *f(a)* es la ley de crecimiento, que en este caso se utilizará la ecuación (1).

Estas curvas, $\varepsilon - N|_{a_t}$, a las que se hará referencia como curvas de iniciación, se presentan en la figura 5 para cuatro casos distintos: fractura total, generación de una grieta de 100, 50 y 10 micras para el aluminio 7075 T651.

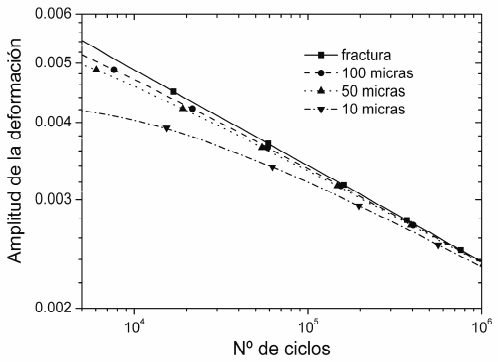


Figura 5. Curvas ε-N de iniciación para la generación de distintas longitudes de grieta en el aluminio 7075 T651 en fatiga simple.

En el caso de que se estuviera aplicando el modelo a un ensayo de fatiga simple se podría calcular el número de ciclos necesario para generar una grieta de longitud, a_t, utilizando la curva apropiada, $\varepsilon - N|_{a_t}$.

En el caso de una pieza con un estado multiaxial y gradiente de tensiones, se puede aplicar el mismo proceso aunque con algunas modificaciones. En primer lugar, es necesario un criterio de fatiga multiaxial, en este caso se empleará el de Fatemi-Socie [18]. Posteriormente se calcula el parámetro de Fatemi-Socie (*FS*) para cada nivel de deformación en las curvas de iniciación, $\varepsilon - N_i|_{a_t}$, obtenidas anteriormente. Con esto se construyen las nuevas curvas $FS - N_i|_{a_t}$. Por otro lado, cuando hay una entalla la tensión disminuye rápidamente con la profundidad, desde un máximo en la superficie. La vida de iniciación será una u otra en función de dónde se evalúe el parámetro de daño utilizado, *FS* en este caso. Teniendo en cuenta los resultados obtenidos en otros trabajos [17], la opción que se considera más apropiada es calcular el *FS* medio entre la superficie y la longitud de grieta a_t, y con él entrar en la curva $FS - N_i|_{a_t}$ y obtener el número de ciclos necesario para generar una grieta de longitud a_t. Evidentemente, el cálculo será aproximado al usar un valor medio, lo cuál tiene asociado un cierto error, tanto mayor cuanto mayor sea la zona sobre la que se calcula el valor medio del parámetro de daño. Esta opción significa que se está haciendo la hipótesis de que a igual valor medio del parámetro de daño en la zona, igual número de ciclos para iniciar la grieta de esa longitud.

2.3. Combinación de la iniciación y propagación

Una vez que se han obtenido las dos curvas mencionadas ($a - N_p$ y $a - N_i$), representadas en la figura 6 para un caso concreto, se suman las dos obteniéndose una curva que representa la vida total en función del valor que se tome para la longitud de iniciación. El mínimo se toma como la vida a fatiga y el punto donde se produce el mínimo se toma como la longitud de iniciación. Este modelo se puede comparar con otros donde se define a priori la longitud a partir de la cual se toma propagación. Aplicar dicho modelo sería el equivalente a entrar en la gráfica de la figura 6 con una longitud de grieta *a* preestablecida obteniéndose una vida de iniciación y de propagación. La ventaja del modelo propuesto es que es más conservativo y no hay que tomar una decisión sobre cuándo termina una fase y empieza la otra.

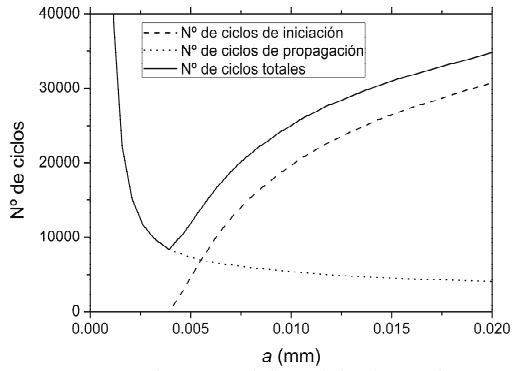


Figura 6. Aplicación del modelo de predicción.

3. ENSAYOS

Los ensayos sobre entallas fueron realizados por los autores sobre una aleación de aluminio 7075 T651, cuyas propiedades se muestran en la tabla 1. La geometría del espécimen era una placa de 8 mm de espesor y 50 mm de ancho con un agujero en el centro de 4 mm de diámetro, figura 2. Los ensayos se realizaron con un coeficiente de asimetría de las cargas de $R = 0$. Los valores de las fuerzas máximas aplicadas, tensión nominal basada en la sección neta y el número de ciclos hasta el fallo se muestran en la tabla 2. Las propiedades de fatiga de este material se han obtenido de [9] y las de crecimiento de grieta de [10].

Tabla 1. Propiedades del aluminio 7075 T651 empleado en los ensayos.

E (GPa)	v	σ_u (MPa)	σ_y (MPa)
71	0.33	572	503
C	**n**	ΔK_{th} (MPa m$^{0.5}$)	$\Delta\sigma_{FL}$ (MPa)
8.83 10^{-11}	3.322	2.1	169
σ'_f (MPa)	**b**	ε'_f	**c**
1610	-0.155	0.26	-0.806
Tamaño grano $2l_0$ (µm)			50

Las probetas de los ensayos interrumpidos fueron seccionadas, pulidas e inspeccionadas al microscopio para medir las posibles grietas existentes. Después de cada inspección se pule la superficie eliminando entre 50 y 100 micras de material y se vuelve a inspeccionar. Esto implica que alguna grieta más pequeña de dicha dimensión puede no ser detectada. La figura 7 muestra el perfil de la única grieta encontrada en la probeta correspondiente a un ensayo con 211 MPa de tensión nominal máxima e interrumpido a los 10000 ciclos, es decir, al 38% de la vida total. Esta grieta se encontró a 3.1 mm de la superficie, es decir, cerca de la parte central de la probeta.

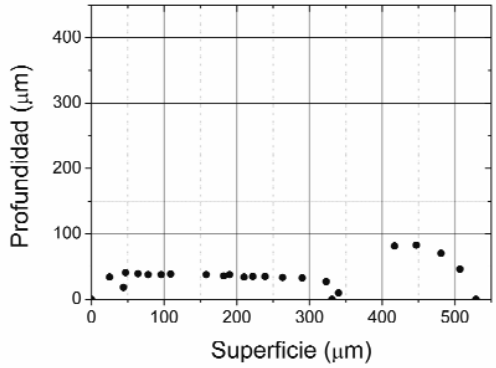


Figura 7. Perfil de las grietas en un ensayo con 211 MPa interrumpido a los 10000 ciclos.

Observando la gráfica se ven lo que podrían ser dos grietas que se han unido, una más plana que la otra. Tomando todo como una sola grieta se podría asumir una relación de aspecto de b/a = 4.5 aproximadamente. También se analizó la probeta de un ensayo interrumpido a los 5000 ciclos, 19% de la vida total, pero no se encontró ninguna grieta. Estos resultados son por el momento insuficientes para tener una idea clara de la forma de la grieta y su evolución aunque se utilizarán en las simulaciones para analizar el efecto de distintos valores de la relación de aspecto de las grietas.

4. RESULTADOS

El modelo de predicción de vida se ha aplicado a cuatro de los niveles de carga mostrados en la tabla 2. Diferentes resultados se obtienen en función de cómo se calculen las tensiones. Diez combinaciones distintas se han probado en este artículo. En las dos primeras combinaciones se ha supuesto un problema plano: tensión plana y deformación plana. En los cuatro siguientes se han calculado las tensiones mediante el modelo 3D. En las cuatro se ha supuesto una relación de aspecto de la grieta constante, b/a = 4.5. Se diferencian entre sí por la posición del punto donde se analizan las tensiones para calcular la fase de iniciación: en el centro de la probeta, a un tercio entre el centro y superficie de la probeta medido desde el centro, a dos tercios entre el centro y superficie de la probeta y finalmente en la superficie de la probeta. Por último, también se ha determinado la vida a fatiga calculando la iniciación con las tensiones en las cuatro secciones mencionadas y utilizando el factor de intensidad de tensiones suponiendo una relación de aspecto de la grieta variable, tal como se explica en el punto 2.1.

Tabla 2. Fuerzas, tensiones y número de ciclos hasta el fallo en los ensayos.

Ensayo	Fuerza (N)	Tensión (MPa)	Ciclos
1	95680	260	13580
2	95680	260	11043
3	86112	234	15600
4	86112	234	17300
5	77648	211	24300
6	77648	211	25000
7	69920	190	53732
8	69920	190	46073
9	63296	172	142000
10	63296	172	127000
11	57040	155	107000
12	57040	155	259000
13	57040	155	174200
14	54832	149	3632780
15	51520	140	4289890

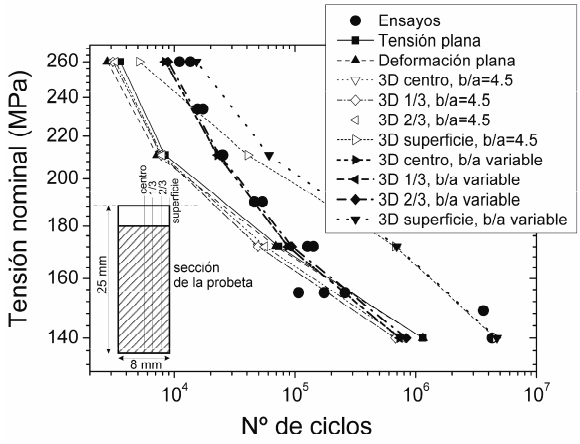


Figura 8. Curvas de fatiga con los distintos modelos.

Los resultados se muestran en la figura 8, donde se representa la tensión nominal máxima del ciclo frente a la vida a fatiga de los ensayos y la obtenida en las simulaciones. De dicha figura se pueden obtener varias conclusiones. En primer lugar, calcular la iniciación a partir de las tensiones en la superficie proporciona unos resultados muy diferentes del resto, y con vidas mucho mayores que las reales, debido a que las tensiones en el interior de la probeta son casi uniformes excepto cuando

se llega a la superficie. También se observa que tomando la relación de aspecto variable se obtienen vidas más largas que con la relación de aspecto fija en la zona de bajo número de ciclos, pero muy parecidas para alto número de ciclos. La razón es que tanto con una como con otra, la fase de iniciación para vidas cortas es pequeña mientras que para vidas largas casi todo es iniciación. Por otro lado, las vidas más largas con la relación de aspecto variable se deben a que las grietas se suponen menos planas. En este caso se ajustan muy bien los resultados experimentales. En cualquier caso, será necesario analizar más grietas para introducir la evolución real de las mismas.

5. CONCLUSIONES

En este artículo se ha presentado un modelo de predicción de vida que combina las fases de iniciación y propagación sin tener que definir a priori dónde termina una fase y empieza la otra obteniéndose muy buenos resultados. El modelo de predicción está enfocado a situaciones donde haya un gradiente de tensiones, como la fatiga por fretting o las entallas.

Los modelos de tensión plana y de deformación plana dan resultados muy parecidos. Éstos a su vez también son muy similares a los resultados obtenidos con la grieta en 3D, relativamente plana y suponiendo una relación de aspecto fija. Los mejores resultados se han obtenido al incorporar el comportamiento tridimensional de la grieta y utilizar una relación de aspecto variable.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen al Ministerio de Ciencia e Innovación la financiación de la investigación a través del proyecto DPI2007-66995-C03-01.

REFERENCIAS

[1] M.R. Mitchell and R.W. Landgraf (Eds.), *Advances in fatigue lifetime predictive techniques: 3rd Volume,* ASTM STP 1292, 1996.

[2] R.M. Wetzel (Ed.), Fatigue under complex loading: analysis and experiments, Society of Automotive Engineers, 1977.

[3] J. Lankford, "The growth of small fatigue cracks in 7075-T6 aluminum", *Fatigue of Engineering Materials and Structures* 5, pp. 233-248, 1982.

[4] J.C. Newman, E.P. Phillips, M.H. Swain, "Fatigue-life prediction methodology using small-crack theory", *Int. J. Fatigue* 21, pp.109-119, 1999.

[5] C.Y. Hou, F.V. Lawrence, "A crack-closure model for the fatigue behaviour of notched components". *Advances in fatigue lifetime predictive techniques: 3rd Volume,* M.R. Mitchell y R.W. Landgraf (Eds.), ASTM STP 1292, 116-135, 1996.

[6] D.V. Ramsamooj, "Analytical prediction of short to long fatigue crack growth rate using small- and large-scale yielding fracture mechanics", *Int. J. of Fatigue* 25, pp.923-933, 2003.

[7] A. Navarro, E.R. Ríos, *Fatigue crack growth modelling by successive blocking of dislocations*, Proc. R. Soc. Lond. A, 437, pp 375–390, 1992.

[8] C. Navarro, M. García, J. Domínguez, "A procedure for estimating the total life in fretting fatigue", *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct*. 26, pp.459-468, 2003.

[9] C. Navarro, S. Muñoz, J. Domínguez, "On the use of multiaxial fatigue criteria for fretting fatigue life assesment", *Inter. J. Fatigue* 30, pp.32-44, 2008.

[10] S. Muñoz, C. Navarro, J. Domínguez, "Application of fracture mechanics to estimate fretting fatigue endurance curves", *Engineering Fracture Mechanics* 74, pp.2168-2186, 2007.

[11] C. Vallellano, J. Domínguez, A. Navarro, "On the estimation of fatigue failure under fretting conditions using notch methodologies", *Fatigue Fract Engng Mater Struct.* 26, pp.469-478, 2003.

[12] C. Navarro, S. Muñoz, J. Domínguez, "Analysis of crack evolution in fretting fatigue with spherical contact", *Journal of Strain Analysis*, vol. 30, pp.503-515, 2009.

[13] X.R. Wu, "Weight functions and stress intensity factor for radial crack(s) emanating from a circular hole in an infinite sheet", Report 63, TRITA-HEL-0063 ISSN 0281-1502, The Royal Institute of Technology, Stockholm, Sweden.

[14] W. Zhao, X.R. Wu, M.G. Yan, "Weight function method for three dimensional crack problems--II. Application to surface cracks at a hole in finite thickness plates under stress gradients", *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 34, pp. 609-624, 1989.

[15] J. C. Newman, Jr. y I. S. Raju, "Stress-intensity factor equations for cracks in the three-dimensional finite bodies subjected to tension and bending loads", *NASA Technical Memorandum 85793*, 1984.

[16] R.C. McClung, W.L. Francis, S.J. Hudak Jr. "A new approach to fatigue life prediction based on nucleation and growth", *9th International Fatigue Congress*, Atlanta, mayo 2006.

[17] C. Navarro, S. Muñoz, J. Domínguez, "Influencia de la longitud de iniciación en las predicciones de vida a fatiga por fretting", *Anales de Mecánica de la Fractura* 25, pp.554-559, 2008.

[18] A. Fatemi, D. Socie, "A critical plane approach to multiaxial fatigue damage including out-of-phase loading", *Fatigue and Fract of Engng Mater and Struct* **11**, pp.145-165, 1988.

CARACTERIZACIÓN DE UNA MÁQUINA PARA REALIZAR ENSAYOS DE FRETTING FATIGA CON CONTACTO CILÍNDRICO

R. Tam-Amaya, J. Vázquez, C. Navarro, J. Domínguez

Departamento de Ingeniería Mecánica y de los Materiales, Escuela Superior de Ingenieros de Sevilla.
Camino de los Descubrimientos s/n, 41092, Sevilla, España.
E-mail: rtam@us.es

RESUMEN

Este trabajo presenta la realización de ensayos de fretting fatiga con contacto cilíndrico. Se analizan las cargas que se aplican y cómo se aplican (fuerzas normales, tangenciales y la relación entre ellas), características de la probeta y elementos de contacto (el contacto entre ellas, rugosidad y curvatura) como también el análisis de todo el sistema, como las frecuencias naturales, sistemas de control de cargas, calibraciones previas, adquisición de datos y frecuencia de ensayos. Finalmente, se describirá la obtención del coeficiente de rozamiento y algunos ensayos de fretting fatiga.

ABSTRACT

This work present the realization of fretting fatigue tests with cylindrical contact. This type of contact and the stresses associated to it are analyzed. The system is described including the loads and how they are applied and controlled, the specimens and contact pads. Different aspects for the set up of the machine are described (natural frequencies, alignment, polishing of specimens), the measurement of the coefficient of friction and some fretting fatigue tests.

PALABRAS CLAVE: Fretting Fatiga, Contacto cilíndrico.

1. INTRODUCCIÓN

El fenómeno llamado fatiga por fretting es un tipo especial de fatiga en el que una parte de las tensiones son debidas a que hay dos piezas en contacto que tienden a deslizar una sobre la otra. Este tipo de fatiga tiene cierta peculiaridad respecto a la fatiga simple debido a las tensiones por contacto, provocando un estado tensional similar al debido a un concentrador de tensiones. En la zona de contacto entre los dos cuerpos se generan una serie de grietas que pueden crecer hasta provocar la rotura del material o simplemente deteriorar la superficie por desprendimiento de lascas y desgaste. El fenómeno del fretting puede ser observado en servicio en piezas tales como uniones atornilladas y roblonadas, acoplamientos con ajuste en caliente, cadenas, etc.[1].

En fatiga por fretting, la iniciación de grietas es mucho más rápida que si no existe contacto. Por ello en la fatiga a alto números de ciclos el fretting toma gran importancia. Este fenómeno es el causante de muchos fallos de componentes de máquinas que trabajan en una situación, como la explicada, de rozamiento y movimiento cíclico.

Los factores principales que intervienen en el fretting son la presión en el contacto, la amplitud del deslizamiento relativo, las tensiones tangenciales en el contacto, la tensión global de la pieza, el tipo de material, el coeficiente de rozamiento, el estado y geometría de la superficie y las condiciones ambientales.

Según sea la geometría de los cuerpos que se encuentren en contacto, así será la zona de contacto. Éste es uno de los factores que determinan la distribución de tensiones en dicha zona. Existen distintas formas de contacto, que varía según la geometría de las piezas. Las más comúnmente utilizadas para poder entender su comportamiento a través de los ensayos son las de contacto cilíndrico y esférico. Para el caso que ocupa este estudio (contacto cilindro-plano) se tiene una zona de contacto cuyo semi–ancho viene dado por la teoría de Hertz, [2]

$$a = \left(\frac{4NR}{\pi E^*} \right)^{1/2} \tag{1}$$

donde

$$E^* = \frac{E}{2(1-\nu^2)}, \tag{2}$$

N es la fuerza normal por unidad de espesor aplicada y R es el radio del cilindro. Al aplicar una fuerza normal y otra tangencial se distinguen dos zonas diferentes, con forma de bandas rectangulares con simetría respecto al eje central. En la parte interior se establece una zona de adhesión, mientras que en la parte exterior se produce

deslizamiento relativo. Esto es así mientras la fuerza tangencial no sea lo suficientemente grande como para que se produzca deslizamiento global.

En ensayos, normalmente se utilizan los dos cuerpos del mismo material porque así se desacoplan las tensiones tangenciales de las normales en el contacto y el modelo es más sencillo.

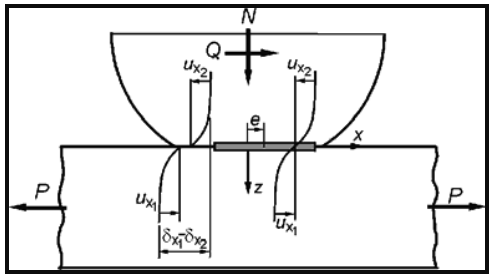


Fig. 1. Contacto cilindro-plano.

Cuando al estado tensional descrito antes se le añade una fuerza global, *P*, a uno de los cuerpos, en el plano de contacto, se provoca un desplazamiento de la zona de adhesión, *e*, (figura 1). El valor de la excentricidad se puede obtener igualando los valores de los desplazamientos en la dirección tangencial ($u_{x1} = u_{x2}$) de los dos cuerpos, en el plano de contacto, en la zona de adhesión y viene dada, en el caso de deformación plana, por:

$$e = \frac{a\sigma}{4\mu p_0}, \tag{3}$$

donde μ es el coeficiente de rozamiento, σ es la tensión axial de la probeta debida a *P* y p_0 es la máxima tensión normal debido a *N*, y viene dado por:

$$p_0 = \frac{2N}{\pi a}, \tag{4}$$

Si no se tiene en cuenta el desplazamiento de la zona de adhesión, las tensiones en dirección *x*, calculadas en el contacto, se infravaloran [3].

Como se puede observar en la ecuación (3), la excentricidad depende del semi-ancho de la zona de contacto, el cuál también varía según el estado en que se encuentre, tensión plana o deformación plana. Estas ecuaciones y su diferencia se pueden observar, para un caso similar como es el contacto esférico, en la referencia [4].

2. DISPOSITIVO DE ENSAYOS

El dispositivo diseñado para realizar los ensayos de fatiga por fretting se compone de una serie de equipos que pueden ser clasificados en cinco grupos. Estos son: sistema de control y medida de fuerzas en el contacto, máquina servohidráulica uniaxial, sistema de adquisición, especímenes y útiles auxiliares. Una máquina similar a ésta fue descrita en [4] y [5].

2.1. Sistema de control y medida de fuerzas en el contacto

En la figura 2 se muestra un esquema del sistema de cargas que se aplican en este ensayo. La probeta tiene cierta flexibilidad, C_p, está fija en su parte superior y en la inferior se le aplica una carga *P*. En contacto con la probeta hay dos elementos con forma cilíndrica a los que se les aplica una carga normal *N*. Estos elementos de contacto se apoyan sobre unos soportes flexibles, C_q. Al deformarse la probeta con la aplicación de la carga intenta arrastrar consigo los elementos de contacto, generando así una carga tangencial. Variando la rigidez C_q se pueden conseguir distintas cargas tangenciales sobre la probeta, *Q*, para la misma fuerza axial, *P*.

La figura 3 muestra un esquema de la máquina aquí descrita. Ésta se compone de una base rígida sobre la que se atornillan las placas flexibles. Las placas flexibles se pueden empotrar a distintas distancias, con lo cuál se pueden conseguir distintas relaciones de carga axial, *P*, con la fuerza tangencial, *Q*, que se obtiene en el contacto, i.e., distintas C_q. Conforme se disminuye la longitud libre de las placas, más rígido se hace el sistema, y por tanto, para la misma carga axial se obtienen mayores fuerzas tangenciales.

Los valores deseados de *P* y *Q*, así como los desplazamientos verticales del sistema y frecuencias naturales en cada posición de empotramiento, determinan la elección de la longitud libre de placa flexible.

La placa rígida soporta el resto del sistema de forma que las fuerzas normales siempre sean perpendiculares en el contacto. Los cubos soportes de los elementos de contacto cilíndricos y abrazaderas transmiten las fuerzas normales, aplicadas con muelles a los cilindros. Las pletinas de fijación de las placas flexibles sirven para empotrar las placas flexibles a la longitud requerida.

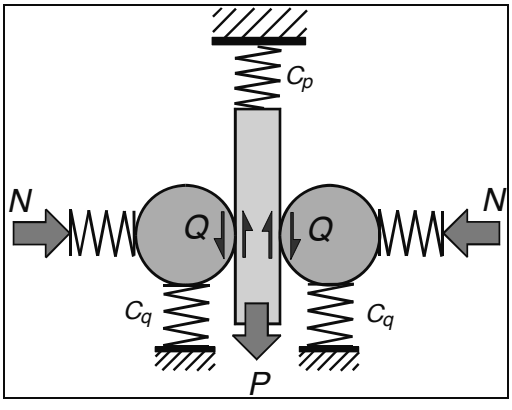


Fig. 2. Esquema del ensayo.

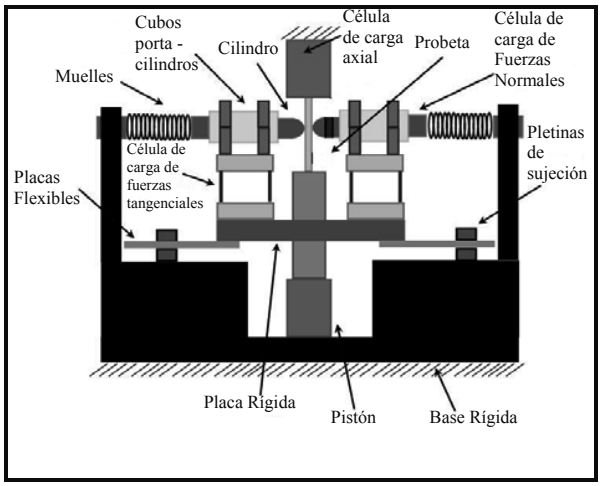


Fig. 3. Dispositivo de ensayos de fretting fatiga.

2.2. Máquina servohidráulica uniaxial

Está formada por un pórtico, un control del equipo (MTS) y una célula de carga.

2.3. Probetas y elementos de contacto

Las piezas usadas para crear el contacto cilindro-plano son una probeta de sección rectangular (figura 4) y un elemento de contacto con una superficie cilíndrica en un extremo (figura 5). El material del que están realizados es aluminio 7075 T651.

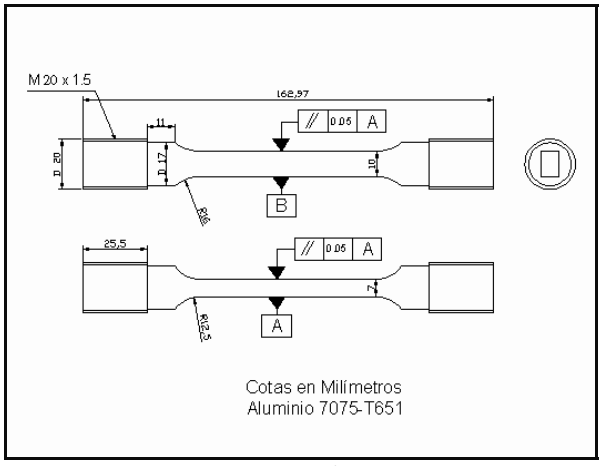


Fig. 4. Probeta.

Se analizó mediante el método de los elementos finitos, un contacto cilindro–plano, variando el espesor del elemento de contacto y manteniendo constante el de la probeta. La figura 6 muestra el aumento de tensiones en un extremo del ancho de la probeta, cuando el elemento de contacto tiene 2 veces el tamaño de la probeta, presentándose de esta forma como un concentrador de tensiones. De este análisis se concluye que para garantizar un estado de tensiones representable mediante un problema plano, es necesario que la probeta y el elemento de contacto tengan el mismo espesor.

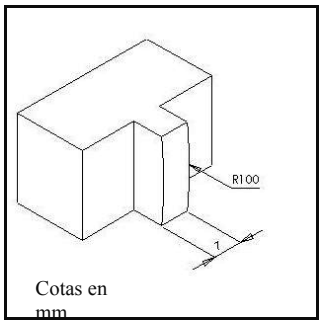


Fig. 5. Elemento de contacto cilíndrico.

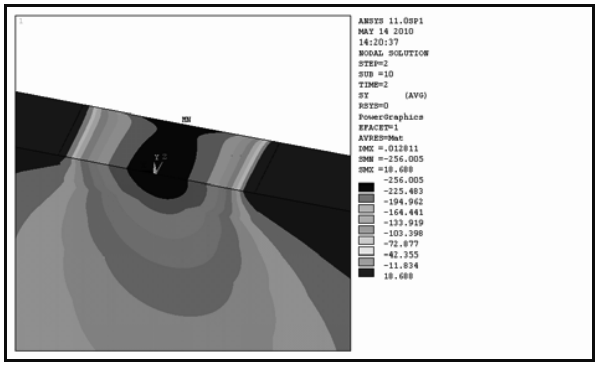


Fig. 6. Efecto de espesor entre el elemento de contacto y la probeta. Vista de la superficie de contacto de la probeta [4].

2.4. Adquisición de datos

Los datos que se han de adquirir son varios de los parámetros que intervienen en un ensayo de fretting fatiga. Estos son: las fuerzas normales y las tangenciales en el contacto (a cada lado de la probeta), la fuerza axial aplicada a la probeta y los desplazamientos producidos en el pistón. Para estos parámetros se utilizan respectivamente células de carga para las fuerzas tangenciales y para las fuerzas normales en el contacto, la célula de carga propia de la máquina de ensayo y la LVDT propia de la máquina.

Todas estas señales se filtran analógicamente para eliminar ruidos y evitar el fenómeno de aliasing y se digitalizan a través de una tarjeta de adquisición de datos de la marca National Instruments. La frecuencia de adquisición se fija en 50 veces la del ensayo, de esta forma el máximo error cometido en el registro de la señal es menor del 1%. El programa informático, realizado en LabView, además de grabar los datos en disco muestra en la pantalla en tiempo real la variación de los distintos parámetros y la variación de la carga axial frente a la tangencial. Esta gráfica es muy útil para saber cuándo se produce el deslizamiento global, figuras 8 y 9.

2.5. Elementos auxiliares

Estos elementos se usan para el montaje del sistema. La finalidad de estos es conseguir que el dispositivo quede centrado. Estas piezas son un cilindro de teflón que

ajusta entre el dispositivo y el pistón y una pletina de acero para que la cara de la probeta sea perpendicular a la aplicación de la carga normal. Otros elementos necesarios para conseguir el correcto posicionamiento del elemento de contacto son: una pletina de acero para la sujeción del elemento de contacto con el cubo porta-cilindro y papel de articular de 40 μm. para asegurar el correcto contacto entre el cilindro y la probeta.

3. PUESTA A PUNTO DEL DISPOSITIVO

3.1. Frecuencia natural del sistema

Idealmente las frecuencias naturales del sistema deben ser lo más altas posibles para poder usar frecuencias de ensayo mayores. El sistema se puede considerar lo suficientemente rígido como para que sólo influya en el movimiento cíclico vertical el modo 2 de vibración de las placas flexibles. Este modo se corresponde al movimiento provocado por la carga cíclica de tracción-compresión a la que se somete a la probeta en los ensayos de fretting fatiga (figura 7). El modo 1 corresponde al movimiento de los cubos porta cilindros en sentido perpendicular al plano de la figura. El tercer modo corresponde a un movimiento similar al del modo 1, pero esta vez, es de la parte inferior del dispositivo con torsión de las placas flexibles. Estas frecuencias se han obtenido para los casos que no hay deslizamiento global, es decir que la probeta y el cilindro están en contacto, tal como se realizan los ensayos.

La frecuencia natural depende de la masa y la rigidez del sistema. La variación de las longitudes de empotramiento de las placas provocan variaciones de rigidez, la longitud libre de la placa se considera por tanto una de las variables del problema. Respecto a la masa del sistema, sólo pueden ser sustituidos, sin tener que recomponer el sistema, los cubos portadores de los elementos de contacto cilíndricos, que poseen una masa de 2.7 Kg cada uno, y que pueden ser fabricados de materiales más ligeros, como el aluminio, de tal forma que se consiga aumentar la frecuencia natural.

Mediante el método de los elementos finitos, utilizando el código comercial ANSYS, se obtuvieron valores para la frecuencia natural y sus modos de vibración que son mostrados en la tabla 1. La primera columna muestra las frecuencias naturales en su posición más desfavorable, es decir los apoyos de las placas flexibles ubicados en los extremos de ellas (figura 7), aumentando así la distancia libre de cada placa y por ende la flexibilidad del sistema. Dicha distancia es de 80 mm. La segunda columna muestra las frecuencias naturales del sistema con 35 mm de distancia libre de placa flexible, en esta posición se realizaron los ensayos.

Como se verá más adelante, para la obtención experimental del coeficiente de rozamiento se utilizó 3 Hz como frecuencia de ensayo, mientras que para los ensayos de fretting fatiga se utilizó 10 Hz.

Tabla 1. Frecuencias Naturales y sus modos de vibración.

	Frecuencia (Hz.) Distancia placa libre	
Modos	**80 mm**	**35 mm**
1	0.71	2.75
2	2.35	14.30
3	13.59	18.38

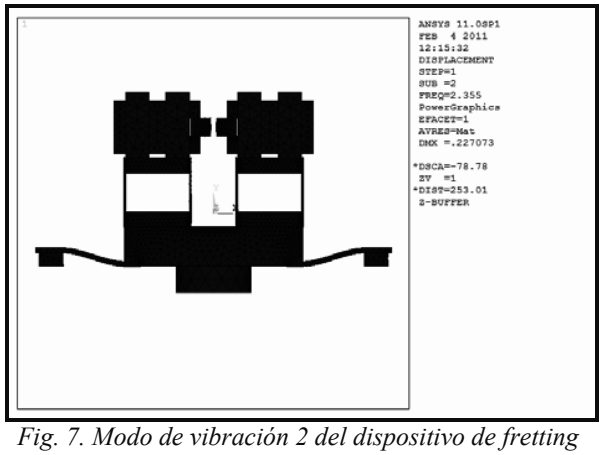


Fig. 7. Modo de vibración 2 del dispositivo de fretting fatiga.

3.2. Alineamiento de la máquina servohidráulica

En cualquier ensayo de este tipo es muy importante comprobar el alineamiento de la máquina por las tensiones de flexión que se pueden inducir con la falta del mismo. Para esta comprobación se utilizó el mismo procedimiento descrito en la referencia [5].

3.3. Acabado de probetas y cilindros

Las probetas y cilindros son elaboradas por equipos de control numérico, obteniéndose rugosidades medias (aritméticas) menores de 0.3 μm y rugosidades pico-valle menores de 2.2 μm. El pulido puede generar en las probetas y en los elementos de contacto un problema de curvatura transversal provocada por unas mayores presiones en los bordes de la misma y por la flexibilidad de los elementos abrasivos. Esta pérdida de planitud, tanto en la probeta como en el cilindro, provoca que la forma de la zona del contacto no sea una banda y por tanto la presión máxima en el contacto no sea la supuesta en un contacto cilindro-plano teórico. La planitud fue medida con una máquina de medida de tres coordenadas, obteniéndose 5.8 μm como máximo error entre todas las probetas. Con respecto a los elementos de contacto con superficie cilíndrica se encontró un error máximo del 1.09% de radio entre todas ellas.

3.4. Coeficiente de rozamiento

El coeficiente de rozamiento, μ, se calcula con un ensayo cíclico aumentando la carga axial progresivamente. Este aumento de carga debe ser lo suficientemente lento como para que no se produzca deslizamiento global debido a algún tipo de transitorio. De esta forma, durante la carga cíclica los puntos del contacto que se encuentran en deslizamiento parcial aumentan su coeficiente de rozamiento. Al ir aumentando la carga tangencial Q, va aumentando la zona de deslizamiento en el contacto. Los ciclos sucesivos hacen aumentar μ en la nueva zona de deslizamiento. Con incrementos posteriores de Q vuelve a incrementarse la zona de deslizamiento y subsecuentemente el μ en esa nueva zona. Este proceso continua al ir incrementando lentamente Q, hasta que se llega a reducir a cero el tamaño de la zona de adhesión, a partir de lo cual se produce el deslizamiento global y disminuye bruscamente la fuerza tangencial.

Durante el ensayo se representa la fuerza tangencial en el contacto respecto a la carga axial. Mientras hay deslizamiento parcial se observa una forma como la figura 8 mientras que al producirse el deslizamiento global se produce la forma representada en la figura 9.

La figura 10 muestra los máximos y mínimos de la relación Q/N a ambos lados de la probeta a lo largo de este ensayo. Se observa cómo van aumentando y cómo hay un momento en el que Q/N cae bruscamente. En este momento se produce deslizamiento global, el coeficiente de rozamiento baja bruscamente y por lo tanto las cargas tangenciales también. A continuación se reduce lentamente la fuerza axial y por tanto los deslizamientos relativos hasta que vuelve a producirse deslizamiento parcial. Al continuar incrementando de nuevo la carga axial, vuelve a aumentar Q, hasta que vuelve a deslizar el conjunto. Repetidas las acciones varias veces se comprueba que Q no aumenta más antes del deslizamiento global. En este caso μ ya se ha estabilizado y no aumenta más. Justo antes de este momento, siendo A la carga tangencial de un cilindro y B la de la otra, se tiene un coeficiente de rozamiento en este caso de 0.78 siendo la fuerza normal en el contacto de 5000 N. En la tabla 2 se muestran los resultados de los coeficientes de rozamiento obtenidos experimentalmente, con sus respectivas cargas de ensayo. Los ensayos fueron realizados con una frecuencia de 3 Hz, obteniéndose un coeficiente de rozamiento medio de 0.72, muy similar al obtenido por otros autores [6].

3.5. Características del dispositivo

La máquina servohidráulica dispone de un grupo hidráulico capaz de aplicar una carga en el pistón de 50000 N y un recorrido de este de ±125 mm.

Respecto a las fuerzas normales en el contacto, se tienen como máximas aplicables 8000 N por ser éste el límite que los muelles acoplados pueden aplicar, ya que las células de carga permiten 8900 N.

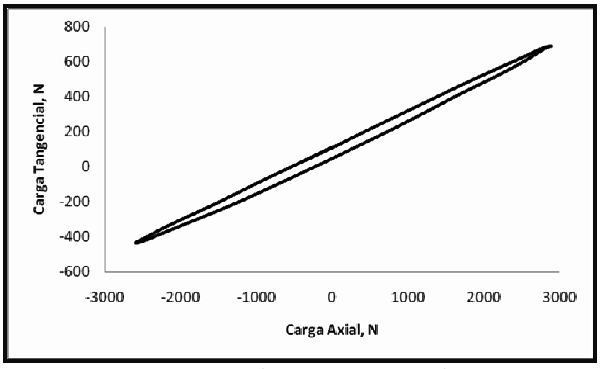


Fig. 8. Deslizamiento parcial.

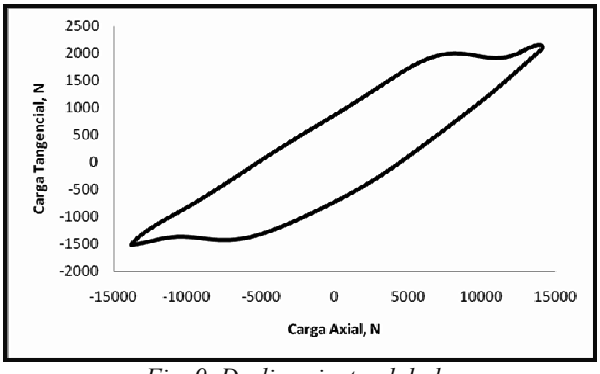


Fig. 9. Deslizamiento global.

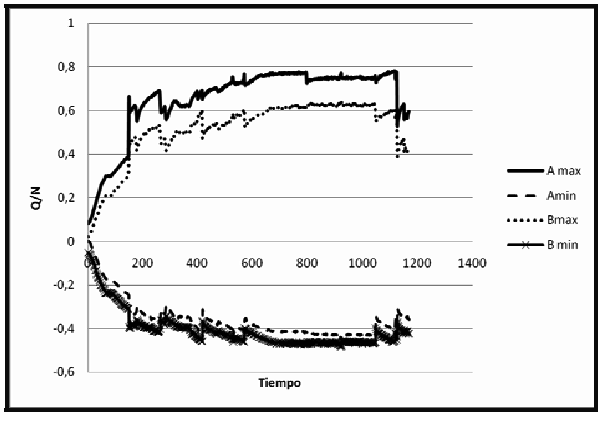


Fig. 10. Fuerzas tangenciales máximas y mínimas durante el ensayo adimensionalizadas con N.

Mientras no haya deslizamiento global, la carga tangencial se puede relacionar con la carga axial aplicada a la probeta dependiendo de la distancia a la que se sitúen los apoyos de la placa flexible. El máximo de la carga tangencial dependerá de la carga normal y del coeficiente de rozamiento. Una prueba realizada experimentalmente para una distancia libre de placa flexible de 35 mm lleva a una relación carga axial-fuerza tangencial (P-Q) en el contacto de $Q = 0.23\ P$.

Esta misma relación obtenida con el modelo de los elementos finitos antes mencionada presenta $Q = 0.25\ P$, achacándose esa pequeña diferencia a deformaciones locales del sistema.

Tabla 2. Valores del coeficiente de rozamiento obtenidos experimentalmente.

Coeficiente de Rozamiento	
Carga Normal (N)	μ
5000	0.78
5000	0.54
3500	0.63
3500	0.72
3000	0.82
3000	0.84
	0.72

3.6. Zona de contacto y algunos ensayos de fretting fatiga

Además de ensayos para medir el coeficiente de rozamiento se han realizados ensayos de fretting fatiga para comprobar el correcto funcionamiento del dispositivo. En las probetas ensayadas se ha estudiado la zona de contacto y comparado sus dimensiones con los cálculos teóricos. La figura 11 muestra la huella dejada sobre una probeta. Esta huella tiene una zona más oscura, delimitada por dos líneas verticales, que es donde se ha producido el deslizamiento y otra más clara en el interior, delimitada por otras dos líneas verticales, que es la zona de adhesión y que por lo tanto se ha deteriorado menos. Sobre la foto se ha marcado el ancho de las dos zonas. La zona de contacto tiene un ancho de 3.80 mm, mientras que el valor teórico que debería tener calculado con la teoría de Herz y para las cargas aplicadas en este ensayo, es de 3.74 mm. La zona de adhesión también se ha marcado y tiene un ancho de 2.68 mm, mientras que el cálculo teórico es de 2.84 mm. En el ensayo en cuestión se llevó la probeta hasta la rotura con 13 Hz de frecuencia.

En la figura 11 también se puede observar dónde se ha producido la rotura del material. Se ha observado que se inician varias grietas en la zona límite de contacto, una de ellas con las altas tensiones que se producen en el extremo de esta zona, se ha propagado hasta llegar a la rotura. Los ensayos se realizaron con una carga normal de 4893 N con Q/P igual a 0.23 y una carga axial de 84.7 MPa, dando una vida experimental de 168556 ciclos, mientras que en la referencia [6] para el mismo estado de fuerza se obtuvo 422000 ciclos. Esta diferencia se debe a que el material no era el mismo y a que las probetas utilizadas fueron aquellas empleadas para medir experimentalmente el coeficiente de rozamiento, ya que como se mencionó anteriormente, estos ensayos solo fueron realizados para comprobar el funcionamiento del dispositivo.

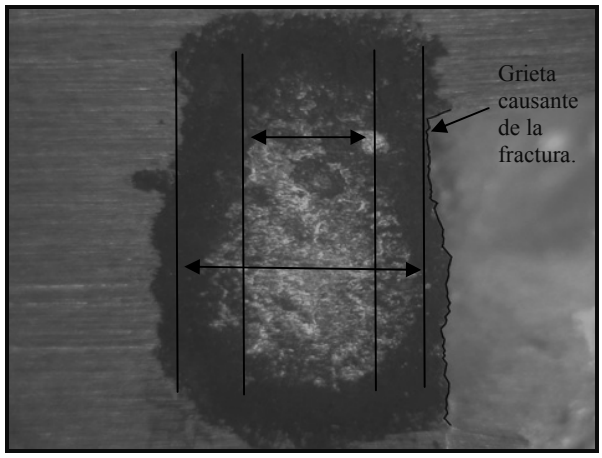


Fig. 11. Huella sobre una probeta.

4. CONCLUSIONES

Se ha descrito una máquina diseñada para realizar ensayos de fretting fatiga con contacto cilíndrico. El aparato permite la fácil y correcta colocación de la probeta y del elemento de contacto y un control y medición independiente de los distintos parámetros que intervienen en este tipo de ensayo. Se ha descrito y medido el coeficiente de rozamiento y se ha comprobado a través de la huella dejada en uno de los ensayos la aproximación de las soluciones teóricas sobre sus dimensiones. Todo lo anterior permite considerar al sistema apto para ensayos de fatiga por fretting pudiendo controlar con suficiente precisión y de forma ordenada los parámetros que intervienen.

5. REFERENCIAS

[1] Waterhouse R B and Lindley T C (Eds.). *Fretting Fatigue*, ESIS Publication 18, Mech. Eng. Publ, (1994).

[2] Johnson K.L., *Contact Mechanics*, Cambridge University Press, (1985).

[3] Wittkowsky B U, Birch P R, Domínguez J y Suresh S., *An apparatus for quantitative fretting-fatigue testing*, Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. 22, 307-320, (1999).

[4] Navarro, C. y Dominguez J., *Contact conditions and stresses induced during fretting fatigue*, Computational Methods in Contact Mechanics IV, 453 –462, (1999).

[5] Luis Artillo, Carlos Navarro y Jaime Dominguez, *Caracterización de una máquina para realizar ensayos de fretting fatiga*, anales de Mecánica de Fractura. Vol. 19. 2002. Pag. 289-300.

[6] Mathew P. Szolwinski y Thomas N. Farris, *Observation, analysis and prediction of fretting fatigue in 2024-T351 aluminum alloy*, wear 221 (1998) 24 – 36.

EFFECT OF COLD ROLLING ON THE HIGH CYCLE FATIGUE BEHAVIOUR OF AN AISI 301LN STAINLESS STEEL

A. Zapata, G. Fargas, A. Mateo

Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica,
Universitat Politècnica de Catalunya, Avda Diagonal 647 (ETSEIB)
08028, Barcelona, España
E-mail: ana.zapata@upc.edu

ABSTRACT

Plastic deformation can induce the austenite transformation to martensite in metastable austenitic stainless steels. To analyze this issue, a metastable austenitic stainless steel grade AISI 301 LN was studied in two different conditions, i.e. annealed and cold rolled. In the first case, the steel was fully austenitic, whereas after cold rolling a significant proportion of α'-martensite was present. High cycle fatigue tests at high stress ratios were carried out on specimens from both steel conditions. Several characterization techniques, including optical microscopy, X-ray diffraction and electron back scattered diffraction (EBSD), were used to detect and quantify the martensite. The results showed an increase on the fatigue life for the cold rolled specimens as compared to the annealed ones. This fact is related with the presence of martensite originated by cold rolling, which limited the amount of new martensite formed during fatigue tests.

RESUMEN

La deformación plástica puede inducir a la transformación de la austenita a martensita en los aceros inoxidables austeníticos metaestables. Para analizar este hecho, el inoxidable austenítico metaestable grado AISI 301 LN fue estudiado en dos condiciones diferentes: recocido y laminado en frío. En el primer caso, el acero era completamente austenítico, mientras que después de la laminación presentaba un importante porcentaje de α'-martensita. Se realizaron ensayos de fatiga de alto número de ciclos con una relación de esfuerzo elevada en probetas del acero en ambas condiciones. Se utilizaron diferentes técnicas de caracterización para detectar y cuantificar la martensita, como microscopía óptica, difracción de rayos-X y difracción de electrones retrodispersados (EBSD). Los resultados mostraron un incremento en la vida a fatiga para el acero laminado en frío en comparación con el recocido. Este hecho está relacionado con la presencia de martensita originada por la laminación, lo que limita la formación de nueva martensita durante el ensayo de fatiga.

PALABRAS CLAVE:
Metastable austenitic stainless steel, Martensite, Fatigue life

1. INTRODUCTION

Metastable stainless steels are currently used in applications where severe forming operations are required due to their high corrosion resistance and versatile mechanical properties [1]. In the annealed state, these steels have a totally austenitic microstructure and they possess excellent ductility but low strength.

They are susceptible to martensitic transformation induced by plastic deformation, and a significant strengthening can be achieved by this way [2-6]. The predisposition to this phase transformation depends on the chemical composition and also on the deformation conditions. Two types of martensite can be induced by plastic deformation: hexagonal-close-packed (ε) and body-center-cubic (α') [7]. Previous studies [2, 3] found that ε-martensite was forms at the beginning of deformation but its volume fraction decreases to almost zero at 20% of plastic strain. On the other hand, α'-martensite increases continuously and at high strain values becomes the only type of martensite present in the steel.

Studies on the fatigue response of metastable stainless steels have shown dissimilar behaviors [8-12]. The formation of martensite during deformation is known to be harmful in the low cycle fatigue (LCF) regime, while

a small amount of martensite can be beneficial in the high cycle fatigue (HCF) regime.

The aim of this paper is to study the influence of the martensite formed during a previous cold rolling step on the HCF performance behavior of an AISI 301LN stainless steel. On this context, the interaction of the martensite induced by rolling and the new martensite originated during fatigue testing is analyzed.

2. EXPERIMENTAL PROCEDURE

2.1. Material

AISI 301 LN (corresponding standard EN 1.4318) steel sheets with 1.5 mm in thickness were studied. The nominal chemical composition of this grade and also the values obtained from an analysis by arc emission spectrometry are given in Table 1.

Table 1. Chemical composition of AISI 301LN steel (in wt %)

	C	Cr	Ni	Si	Mn	N
Nominal	≤0,03	16,5-18,5	6-8	≤ 1	≤ 2	0.1
Analyzed	0,015	17,36	7,18	0,55	1,68	-

These sheets were supplied by OCAS NV, ArcelorMittal R&D Industry Gent (Belgium) in two different conditions: annealed and cold rolled. In the first case, steel was subjected to cold rolling, annealing, pickling and a final skin passing. In the second one, the process was the same but an additional cold rolling step was done at the end.

The mechanical properties of these two steel conditions are listed in Table 2. As it can be observed, the cold rolled condition shows higher strength, particularly yield stress has almost triplicated its value. In contrast, the annealed condition has approximately the double strain.

Table 2. Results of tensile tests at room temperature

Steel Grade	Product Condition	Yield Stress (MPa)	Ultimate tensile strength (MPa)	Strain (%)
301LN	Annealed	360	902	40
301LN	Cold Rolled	926	1113	24

2.1. Metallography

In metastable steels, mechanical grinding and polishing can produce deformation-induced martensitic transformation on the surface layer. In order to avoid this effect, electro-polishing in 65% nitric acid solution was carried out at 12 V. Following, electro-etching in the same solution at 1,5 V was used to analyze austenite microstructure, whereas martensitic phase was revealed by etching in Behara solution [13]. Samples were observed using an Olympus LEXT light optical microscope with confocal laser scanning mode.

2.2. Fatigue test

Samples were subjected to fatigue test at a stress ratio (R) of 0.8 in a resonant testing machine Rumul Mikroton. Tests were conducted under load control at frequencies around 150 Hz. Fatigue specimens were machined according to ASTM E 466-96 [14], with the load axis according to the rolling direction. Testing procedure started with a $\sigma_{max} = 720$ MPa for the annealed condition, while $\sigma_{max} = 1100$ MPa was applied for cold rolled steel. All tests were stopped after 10^6 cycles. These values were based in previously studies by us [15], in such a way was possible to perform the fatigue testing without reaching fracture.

Before testing, specimens' surfaces were mechanically and electrolytically polished. All specimens were examined after fatigue tests by optical microscopy, XRD and EBSD techniques.

2.3. Diffraction methods

2.3.1. X-ray diffraction

X-ray diffraction measurements were performed on a Brucker D8 Advance equipment by using Copper radiation. Determination of α'-martensite content was carried out by the method corresponding to reference intensity ratio (RIR) (ASTM E975-03 [16]). This method allows determining the mass fractions of austenite and martensite by using Equation (1).

$$\frac{X_{\alpha'}}{X_{\gamma}} = \frac{RIR_{\gamma}}{RIR_{\alpha'}} \times \frac{I_{\alpha',\,observed}}{I_{\gamma,\,observed}} \times \frac{I_{\gamma,\,reference}}{I_{\alpha',\,reference}} \qquad (1)$$

Where "$X_{\alpha'}$" and "X_{γ}" are the mass fractions of α'-martensite and γ-austenite, respectively; "RIR_{γ}" and "$RIR_{\alpha'}$" are their respective reference intensity ratios; "I observed" and "I reference" are the observed and the reference intensities [17].

2.3.2. Electron back scattered diffraction

EBSD scans were performed in a JSM-7001F field emission scanning electron microscope (FESEM) equipped with Channel 5 system (HKL Technology, Hobro, Denmark). Before EBSD observations, samples were mechanically and electrolytically polished. Also, after fatigue testing all specimens were again electrolytically polished due to its surface roughness. FESEM operated at 20 kV with the sample tilted 70 degrees.

3. RESULTS AND DISCUSSION

3.1. Metallography

Figure 1 shows the microstructure of the studied steel in both initial conditions and after fatigue testing too. In annealed and cold rolling conditions, the microstructure is totally composed of γ-austenitic grains. Equiaxed grains with typical annealing twins are observed in Figure 1(a), whereas slightly elongated grains in the rolling direction are present in Figure 1(b).

A careful examination of the microstructure revealed an average grain size of 11,66 ± 4,35 μm for the annealed steel and 9,05 ± 4,21 μm after cold rolling. Selective etching did not reveal martensite in the annealed steel (Figure 1(c)), but this phase is clearly seen in Figure 1(d), corresponding to the cold rolled condition.

In order to investigate the α'-martensite evolution during HCF testing, both steel conditions were tested without reaching fatigue fracture. Figures 1(e) and 1(f) evidence a change on surface roughness (for (e) 0,325 ± 0.018 μm and (f) 0,198 ± 0,021 μm) in samples tested as a result of the specific volume change associated with $\gamma \rightarrow \alpha'$ transformation. However, classical light microscope did not allow distinguishing between martensitic lathes, slip lines and deformation twins, and therefore it was not possible to quantify the martensitic volume fraction by image analysis.

3.2. Diffraction methods

Figures 2 and 3 compare the X-ray spectra of AISI 301LN stainless steel in both initial conditions with the material after fatigue testing during 10^6 cycles. For each spectrum, the intensity of each peak was normalized with respect to the total spectrum intensity.

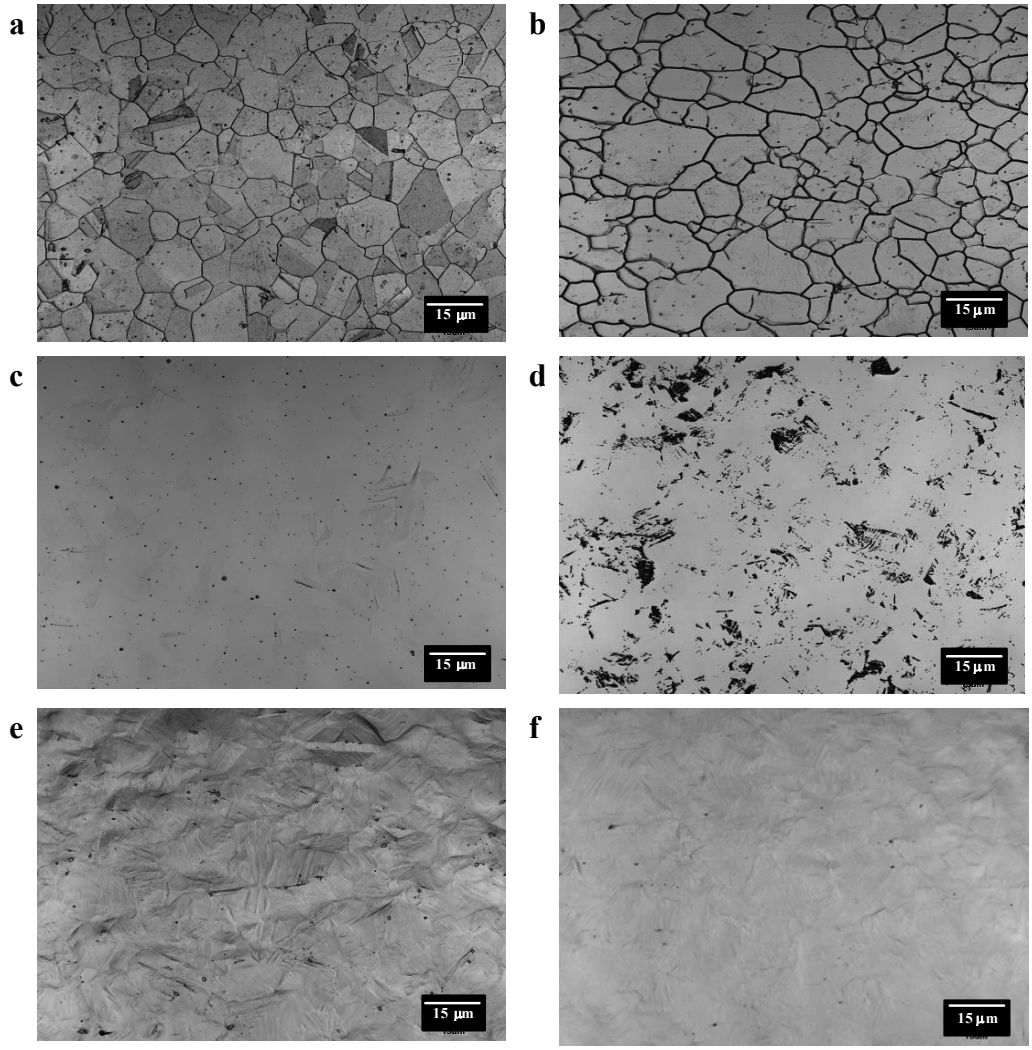


Figure 1. Optical micrographs of AISI 301LN stainless steel in: (a, c) annealed condition; (b, d) cold rolled; and (e) annealed and (f) cold rolled conditions after fatigue test, respectively.

As shown in Figure 2, the annealed condition exhibits a totally austenitic spectrum. After fatigue testing at R= 0.8 and σ_{max} near to ultimate tensile strength, the steel undergoes a plastic deformation and activates the $\gamma \rightarrow \alpha$' transformation. Therefore, α'-martensite peaks appear in the spectrum.

In Figure 3, the cold rolling condition exhibits α´-martensite peaks corresponding to the phase transformation induced by this forming operation. After fatigue testing an increase of martensite peaks intensities (mainly in {211} α' peak) is observed.

A comparison between the obtained X-ray spectrums (Figures 2 and 3) and published results [18, 19] for randomly oriented polycrystalline γ-austenite and α'-martensite allow, for both fatigue tested conditions, determine by RIR analysis the existence of preferred orientations. This analysis shows that the samples have a strong preferred orientation along the {211} α'-martensite and {220} γ-austenite planes.

Figure 4 shows the EBSD maps of α'-martensite phase in AISI 301LN stainless steel after fatigue testing. On images the white lines and grey areas are the martensites-α' twins and its phase; the black lines and white areas are the austenite-γ grain boundaries and its phase.

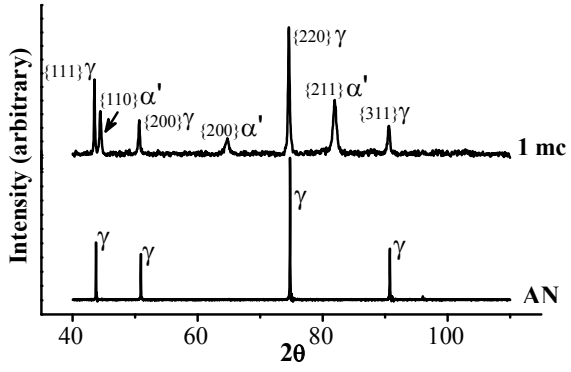


Figure 2. XRD spectra of AISI 301LN stainless steel in annealed condition and fatigue tested at 1× 10^6 cycles (1 mc)

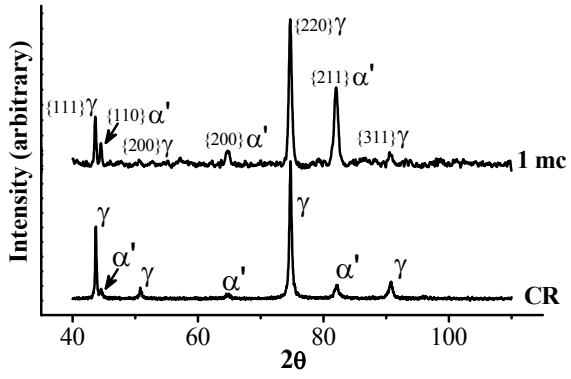


Figure 3. XRD spectra of AISI 301LN stainless steel in cold rolled condition and fatigue tested at 1× 10^6 cycles (1 mc)

The microstructure is typical of an austenitic stainless steel, but in contrast to optical microscopy, EBSD allows to characterize the present phases. γ-austenite grains are oriented in the direction of the fatigue loading axis and it is possible to observe that the α'-martensite preferentially nucleates at the austenitic grain boundaries or in connexion with the twins. However, to reveal clearly the α'-martensite lathes it would be necessary to analyze smaller areas, i.e., individuals γ grains.

The main advantage of EBSD technique is that it gives the local information. It can be used in the case when X-ray diffraction fails. It brings 3D orientations, but only on the surface (special resolution for α-iron and field emission gun is about 10 nm [20]) and ignores 3D geometry of microstructure.

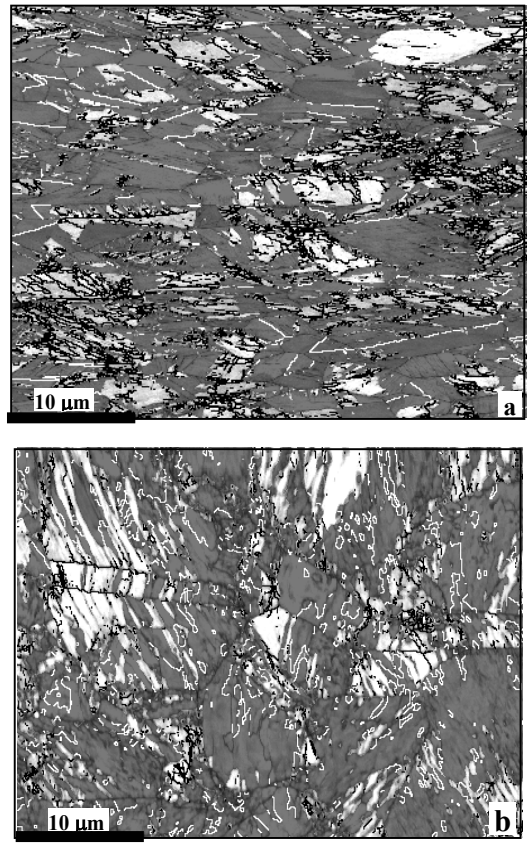


Figure 4. EBSD maps of α'-martensite phase in AISI 301LN stainless steel after fatigue testing, in (a) annealed and (b) cold rolled conditions.

Neither X-ray spectra nor EBSD results indicated the presence of ε-martensite. Gey N *et al*. and Humbert M *et al*. [1, 21] detected ε-martensite in deformed AISI 304 samples. The transformation was performed in a sub-zero tension test with small deformation. It was showed that ε-martensite is only a step of the

transformation. Increasing deformation, it transforms to α'-martensite.

Martensite volume fractions obtained by EBSD and X-ray diffraction are compared in Figure 5. The results show that the annealed condition samples presents a strong increase in α'-martensite phase as a consequence of fatigue testing. On the other hand, as the cold rolled sample has a significant initial amount of α'-martensite, the increase on the percentage of this phase due to fatigue plastic deformation is smaller.

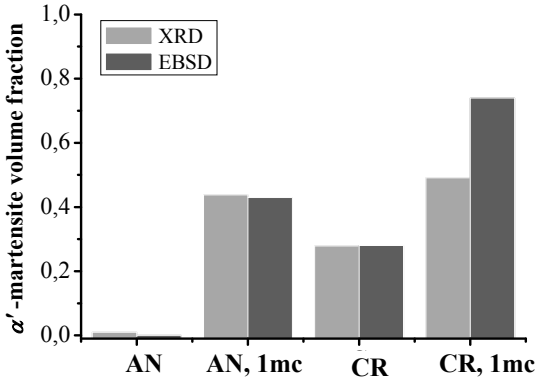


Figure 5. α'-Martensite volume fraction for the different studied conditions.

Results obtained by these two techniques are very close, with exception of the case of cold rolled and cyclically deformed specimens. For this case, X-ray results are more reliable because the area analyzed by EBSD is too small and perhaps it is not representative of the amount of α' phase in the sample.

4. CONCLUSIONS

Based on the results obtained in this work, it is possible to conclude the following points:

The results showed a better fatigue behaviour for the cold rolled specimens as compared to the annealed ones. This fact is related with the presence of α'-martensite originated by cold rolling, which seems to limit the amount of new α'-martensite formed during fatigue testing.

Deformation induced α'-martensite was quantified by X-ray diffraction and EBSD. The EBSD images revealed that preferential sites for α'-martensite nucleation were twins and austenitic grain boundaries.

ACKNOWLEGMENT

This work was carried out in the frame of the research project MAT09-14461. Authors acknowledge the support from the *Agència de Gestió d'Ajuts Universitaris I de Recerca* (AGAUR). A.Z. thanks the FI-DGR for her fellowship (Investigator Training).

We acknowledge to OCAS NV, ArcelorMittal R&D Industry Gent (Belgium) for supplying the 301LN sheets.

REFERENCES

[1] Lamb, S. *Handbook of Stainless Steel and Nickel Alloys,* CASTI Publishing Inc./ASM International, Canada. 473p. 2001.

[2] Mangonon, P. L. and Thomas, G. *The martensite phases in 304 stainless steel.* Metallurgical Transaction. 1 (1587-1594) 1970.

[3] Seetharaman, V. and Krishnan, R. *Influence of the martensitic transformation on the deformation behaviour of an AISI 316 stainless steel at low temperaturas*. Journal of Material Science. 16 (523-530) 1981.

[4] Tavares, S.S.M., Fruchart, D. and Miraglia S. A M*agnetic study of the reversion of martensite α' in a 304 stainless steel.* Journal of Alloys and Compounds. 307 (311-317) 2000.

[5] Hedström, P. *Deformation induced martensitic transformation of metastable stainless steel AISI 301*. Licentiate Thesis, 89 pag., Luleå, Sweden, 2007.

[6] Mertinger, V., Nagy, E., Tranta, F., Sólyom, J. *Strain-induced martensitic transformation in texture austenitic stainless steel*. Materials Science Engineering A. (481-482) 2008.

[7] Gey, N., Petit, B. and Humbert, M. *Electron backscattered diffraction study of ε/α' martensitic variants induced by plastic deformation in 304 stainless steel*. Metallurgical and Materials Transaction A. 36A (3291-3299) 2005.

[8] Chanani, G. R., Antolovich, S. D., Gerberich, W. W. *Fatigue crack propagation*. Metallurgical Transaction. 3 (2661-2672) 1972.

[9] Baudry, G. and Pineau, A. *Influence of strain-induced martensitic transformation on the low-cycle fatigue behavior of a stainless steel.* Materials Science and Engineering. 28 (229-242) 1977.

[10] Bathias, C. and Pelloux, R.M. *Fatigue crack propagation in martensitic and austenitic steels*. Metallurgical and Materials Transaction B. 4, 5 (1265-1273) 1973.

[11] Stolarz, J., Baffie, N. and T. Magnin. *Fatigue short crack behavior in metastable austenitic stainless steel with different grain sizes*. Materials Science and Engineering. A319-321 (521-526) 2001.

[12] Topic, M., Tait, R. B. and Allen, C. *The fatigue behaviour of metastable (AISI.304) austenitic stainless steel wires*. International Journal of Fatigue. 29 (656-665) 2007.

[13] Vander Voort, G. F. *Metallography: principles and practice / George F. Vander Voort*. ASM International. Ohio, United State, pag 557. 1999.

[14] ASTM E 466-96. *Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Test of Metallic Materials.* ASTM Internacional, 2006.

[15] Duran, A. *Efecto de la predeformación en la vida a fatiga de un acero inoxidable austenítico metaestable*. PFC, 139 pag., Barcelona, España, 2009.

[16] ASTM E 975-03. *Standard Practice for X-Ray Determination of Retained Austenite in Steel with Near Random Crystallographic Orientation*. ASTM Internacional, 2003.

[17] Beese, A. M. *Quantification of Phase Transformation in Stainless Steel 301LN Sheets*. Ms. C. Thesis, 107 pag., Massachusetts, United State, 2008.

[18] Łuksza, J., Rumiński, M. and Blicharski, M. Texture evolution and variations of a-phase volume fraction in cold rolled AISI 301 steel strip. Journal of Materials Processing Technology 177 (555-560) 2006.

[19] Ferreira, H., Santana, S., de Lima, P., Pires, R., Nogueira, V., Oliveira, P. and Souto, S. *Deformation induced martensite in an AISI 301LN stainless steel: characterization and influence on pitting corrosion resistance*. Materuaks Research. 10 (459-366) 2007.

[20] Humphreys, F. J. Characterization of fine-scale microstructures by electron backscatter diffraction (EBSD)..Scripta Materialia. 51 (771-776) 2004.

[21] Humbert, M., Petit, B., Bolle, B., Gey, N. *Analysis of the $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$ variant selection induced by 10% plastic deformation in 304 stainless steel at -60°C*. Materials Science and Engineering A. 454-455 (508-517) 2007.

DESIGN AND ASSEMBLY OF AN ULTRASONIC FATIGUE TESTING MACHINE

M. Freitas, L. Reis, V. Anes, D. Montalvão, A. M. Ribeiro and M. Fonte

ICEMS & Dept. of Mechanical Engineering, Instituto Superior Técnico
Av. Rovisco Pais, 1049-001 Lisboa, Portugal.
E-mail: mfreitas@dem.ist.utl.pt; luis.g.reis@ist.utl.pt

RESUMEN

El periodo de vida de estructuras sometidas a cargas cíclicas esta basado en las curvas S_N, que establecen un tiempo de vida infinito cuando el esfuerzo aplicado es menor que la resistencia limite. Estudios demuestran que el colapso debido a fatiga es alcanzado después de 10e7 ciclos, indicando que no hay resistencia límite de fatiga. Sin embargo, la obtención de estas cargas límite a través de máquinas servo hidráulicas requiere mucho tiempo. De esta manera, las maquinas ultrasónicas para predecir fatiga están diseñadas para conducir ensayos en un periodo de tiempo mucho menor. El presente trabajo describe el diseño y montaje de un dispositivo para ensayos ultrasónicos de fatiga a 20kHz.

ABSTRACT

The lifetime approach in fatigue design based on S_N curves establish an infinite life when the cyclic stress applied is below than the endurance limit. Results in this field revealed fatigue failures beyond 10e7 cycles, indicating that there´s no endurance fatigue limit, however obtaining this data with servo-hydraulic testing machine can be very time-consuming and expensive. Ultrasonic fatigue testing machines are a new generation of devices designed to perform VHCF tests in a very short time. This paper describes the design and assembly of an ultrasonic fatigue testing device working at 20 kHz.

KEYWORDS: Giga cycle fatigue; Ultrasonic fatigue; Experimental tests; VHCF.

1. INTRODUCTION

In mechanical design the S_N diagrams are used to dimension metallic components in order to resist a given number of load cycles. The data used to create these diagrams is acquired in the laboratory by performing cyclic tests until the rupture. The classic fatigue test equipment has some operational restrictions due to the technology used in the design of those machines. These limitations were observed until 1980s, and are mainly based on the time spend in the cyclic tests. Due to this issue the number of testing cycles was generally limited to 10e6 to 10e71, reaching a stress limit. The limit was named “endurance limit” which is a horizontal line defined beyond 10e6 cycles in the S_N diagram. This limit led to infinite fatigue lives if the cyclic loading is under that limit [1, 2]. This was well accepted until the 1970s. However, the emergence of new productive technologies and materials increase the required fatigue life range being necessary fatigue data beyond the specific cycles to design mechanical components. Nevertheless, it was observed fatigue failures beyond 10e6 cycles, which led to conclude the necessity to improve the S_N diagrams and eliminate the endurance limit [3, 4]. Nowadays, the conventional fatigue testing machines are hydraulic or electric with maximum working frequency at 100 Hz, which means four testing months to reach 10e9 cycles being unaffordable this testing regime.

The improvements in the piezoelectric actuators and signal generators lead to the creation of the new generation of testing machines called ultrasonic fatigue test machines working at 20 kHz, reaching 10e9 cycles in fourteen hours [5]. The ultrasonic testing was applied for the first time by Hopkinson at very beginning of the last century, until 1911 the highest testing frequency reached was 33 Hz. The fatigue test mechanisms were completely mechanical at that time. After that Hopkinson designed an electromagnetic system using the resonance principles reaching the highest frequency of 116 Hz. Fourteen years lather Jenkin test a wide number of materials at the frequency of 2.5 kHz using ultrasonic techniques. In the 1930s Jenkin and Lehmann improved the pneumatic testing machine reaching 10 kHz as testing frequency. Twenty years after that, in 1950, a benchmarked was reached. Manson created the first piezoelectric testing machine and developed important ultrasonic fatigue testing techniques. He used a piezoelectric transducer commanded by an electrical voltage signal with a 20 kHz frequency and was capable of inducing fatigue fracture at the ultrasonic regime [6].

New proposals for ultrasonic testing machines appeared in the last decades with higher frequencies reaching 199 kHz in the year of 1965 by Kikukawa. The increasing of

frequency has some issues with difficult handling, for instance, the frequency increase lead to a decrease of the geometrical dimensions and a higher rate in the heat generation [7, 8]. Therefore, the design of Manson´s 20 kHz machine still is the basis of the actual research in the ultrasonic testing machines. The idea of using the ultrasonic technology in the determination of S_N curves initiate in 1959 with Neppiras and still present nowadays. This approach leads to a new research field with the purpose to measuring the fatigue life under a very high number of cycles.

Despite having deep investigations around the VHCF only few research teams are working in the design and assembly of this kind of testing machines. The technical information about these methodologies and mechanisms are still restricted. Therefore, the objective of design and assembly an ultrasonic machine with 20 kHz as working frequency, was established and successfully achieved. There are three main systems in the setup implemented; the resonant system, the data acquisition and the temperature control. The resonant system is composed by one piezoelectric actuator, a signal generator, one booster, a horn and a specimen test. The actuator is a device which transforms the electrical signal into mechanical vibration. The actuator is commanded by a signal generator who converts 50 Hz voltage into an electric sinusoidal signal with the system resonance frequency.

The booster and horn amplify the vibration coming from the transducer in order to obtain the required stress amplitude in the middle section of the specimen. The specimen test is a kind of horn with the particularity to be symmetric relatively to the middle of longitudinal dimension, unlike other elements this resonant element is disposable and is used only once. The horn and specimen´s test were designed and machined in the workshop. The design was developed with finite element routine procedures, having as output the geometry of the resonant element with 20 kHz as resonant frequency at longitudinal mode of vibration. Due to the variance in the material's properties, the design strategy provided locations in the element geometry to make adjustments in order to achieve the desired resonant frequency. The other resonant components were purchased in the market and adapted to the machine.

The piezoelectric actuator, booster and signal generator used were acquired from Branson. One control box was created to adapt the signal generator and permit the connection to the PC where the control of the fatigue machine is carried out. The data acquisition system is composed by one laser and one DAQ with 400 kS/s as sample rate. The cooling system is composed by one pyrometer and one vortex, which are controlled by one labVIEW routine.

2. DESIGN & ASSEMBLY

2.1 Acoustical Design

The ultrasonic energy must be transmitted between resonant elements in an efficient way. This efficiency can be achieved due to the amplification granted by specific geometric properties of the elements at the longitudinal mode. That amplification lays down in one transmission line along the elements, starting in the actuator and ending at the specimen bottom. Along this line is provided a change in the amplitude of vibration, which means different levels of axial tension along all elements [9]. In Figure 1 is represented the booster, horn and specimen with the typical evolution of displacement and stress along the amplification line.

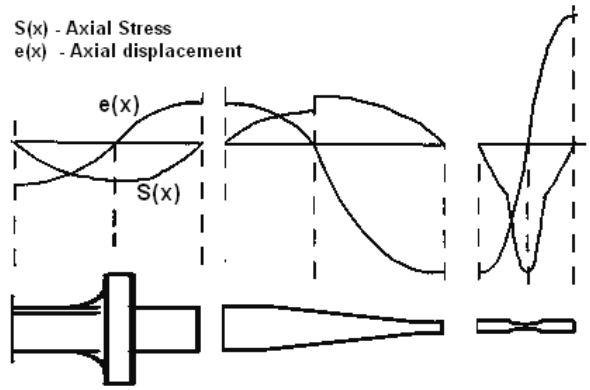


Figure 1. Amplification line along the elements.

The design of ultrasonic elements has two major categories; slender and wide area elements. The difference between them is the Poisson effect. In the slender elements, this effect may be neglected, but in wide area elements this effect must be considered, for instance in the design of a specimen test the Poisson effect can be neglected, but not with some horns.

Therefore, neglecting the Poisson´s effect leads to consider the acoustical waves propagating along the axial axis of the element in a flat form. Thus, the displacement along the axis perpendicular to the axial axis can be neglected. This assumption leads to another consideration; the ultrasonic energy is distributed uniformly along each cross sectional area only changing with the axial distance to the source.

Meanwhile, slender elements are desirable in ultrasonic fatigue testing, to prevent radiation normal to the surface which means a reduction of the effectiveness of the horn and a loss of ultrasonic energy [9].

The flat waves can be assumed in one taper horn if the contour is sufficiently gradual, this issue determines the acoustical behaviour in the transmission line and determines the effectiveness of the element, because of that the stepped horn has a huge of ultrasonic loses.

Considering the geometry of the specimen test, at the variable section zone, different amplitudes of strain and stress will be achieved varying section to section. In the specimen throat, the axial section is the most reduced in

order to achieve the maximum axial stress. Some geometries can be determined with differential equations but are limited to specific contour, such as: exponential or hyperbolic. The tapered horn is the easiest solution to produce in the laboratory but the geometry is only achieved by numerical tools like FEM. The standard specimen test, Figure 2, has an exponential throat and two cylindrical zones which length is regularly named as resonance length. The specimen geometry can be achieved as follows:

2.2 Analytical Specimen Design

Under longitudinal resonance, the specimen behaviour must satisfy the differential equation 1, determined by the equilibrium of forces.

$$\frac{\partial^2 u(x,t)}{\partial x^2} + P(x)\frac{\partial u(x,t)}{\partial x} = \frac{1}{C^2}\frac{\partial^2 u(x,t)}{\partial t^2} \tag{1}$$

Considering the follow variable change, applied to equation 1.

$$u(x,t) = U(x)\sin(wt) \tag{2}$$

The amplitude of vibration U(x) at each point along the specimen can be easily obtained by:

$$U''(x) + P(x)U'(x) = -\frac{w^2}{C^2}U(x) \tag{3}$$

Considering the appropriated boundary conditions in the specimen, see Figure 2, the differential solution divided in two parts is achieved, see equations 4 and 5.

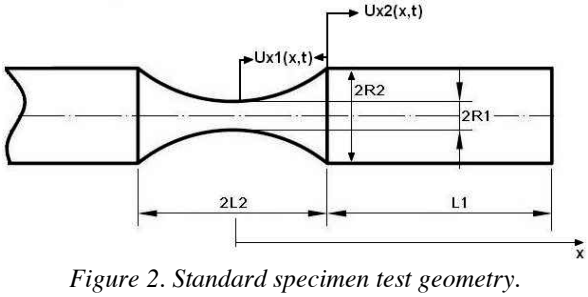


Figure 2. Standard specimen test geometry.

$$U_1(x) = \frac{C_1\exp(\beta x) + C_2\exp(-\beta x)}{\cosh(\alpha x)}, x < L_2 \tag{4}$$

$$U_2(x) = C_3\cos(kx) + C_4\sin(kx), L_2 < x \le L \tag{5}$$

The constants C1, C2, C3 and C4 are determined with the resonant boundary conditions. Equations 6 and 7 represent the displacement behaviour at longitudinal mode.

$$u_1(x,t) = \frac{A_0\cos(kL_1)\cosh(\alpha L_2)}{\sinh(\beta L_2)}\frac{\sinh(\beta x)}{\cosh(\alpha x)}\sin(wt), x < L_2 \tag{6}$$

$$u_2(x,t) = A_0\cos(k(L-x))\sin(wt), L_2 < x \le L \tag{7}$$

These two solutions represent the longitudinal resonance regime of the specimen in two different regions. In the interface between these regions the displacement must be the same.

$$u_1(x = L_2, t) = u_2(x = L_2, t) \tag{8}$$

Therefore selecting a value for the hyperbolic length, L2, the expression for the cylindrical length is achieved. It is reached easily the characteristic dimension of the specimen test with the equations 9 to 13.

$$L_1 = \frac{1}{k}arctg\left[\frac{\beta\coth(\beta L_2) - \alpha\tanh(\alpha L_2)}{k}\right] \tag{9}$$

$$\alpha = \frac{1}{L2}\arccos h\left(\frac{R_2}{R_1}\right) \tag{10}$$

$$k = \sqrt{\frac{w^2}{C^2}} \tag{11}$$

$$\beta = \sqrt{\alpha^2 - k^2} \tag{12}$$

$$C = \sqrt{\frac{E_d}{\rho}} \tag{13}$$

Were ***w*** is the resonance frequency in rad/s. In Figure 3 is represented the one specimen test dimensions made with 42CrMo4.

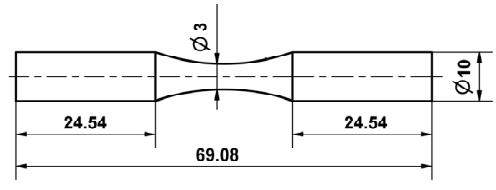


Figure 3. Standard specimen test geometry and dimensions.

The horn geometry is determined using the same approach used in the specimen test; the contour is defined with the ratio P(x) defined in equation 3. In equation 14 the length of exponential horn can be determined in function of the sectional areas at extremities, S1 and S2,

$$L_n = \frac{C}{2f_n}\sqrt{1 + tag\left(\frac{1}{2\pi}Ln\left(\frac{S_2}{S_1}\right)\right)^2}; S_2 < S_1 \tag{14}$$

2.3 3D FEM Modelling

The natural frequencies, mode shapes and the location of the nodal plane of the resonant elements were determined with a modal analysis computed in Ansys.
The FEM element used was the solid186, with the mechanical properties of 42CrMo4 steel. The mesh was implemented considering the smart mesh tool with level 5. The geometry was parameterized with tuning features

in some variables, allowing reaching the frequency and mode desirable by changing their values. The desired mode is identified by visual inspection. The natural frequency was computed using the block Lanczo's method. After the geometric design, the system assembly was computed with input simulation. The interface between elements was considered and adopted specific boundary conditions for each element [10, 11]. The system input was applied in the free extremity of the booster. This input considers the force applied with the resonant frequency of the system. The system was fixed in the middle of the booster were the nodal plan is well identified, and displacement is near zero.

2.4 Horn Design

Three types of contour were considered for the horn design geometry; it were considered the tapered, exponential and hyperbolic shape. Two cases were also considered, horns with and without cylindrical ends. In these six cases, the resonant geometries at 20 kHz were determined. In Figures 4, 5 and 6 are presented the geometric dimensions for the three cases with cylindrical ends.

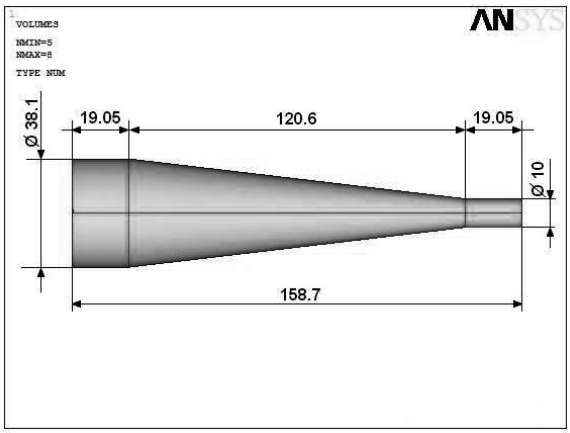


Figure 4. Tapered horn at 20 kHz

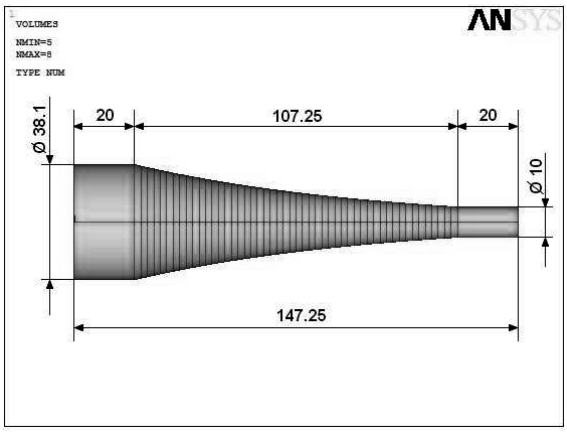


Figure 5. Exponential horn at 20 kHz.

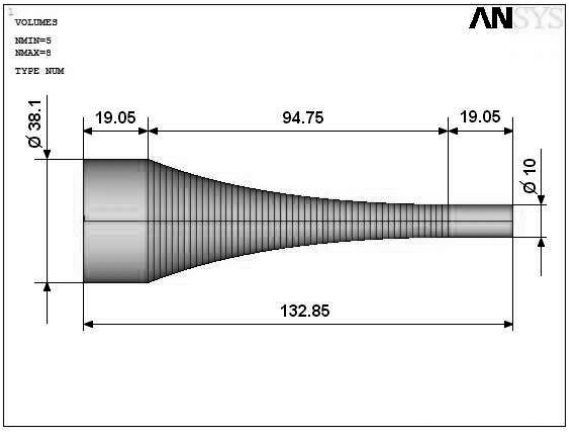


Figure 6. Hyperbolic horn at 20 kHz.

Modes with frequencies near the working frequency were computed, inspected and analysed for the six cases considered. Table 1 and Table 2 present the results achieved for each case.

Table 1. Frequency and modes around the working frequency 20 kHz; cases without cylindrical ends.

Shape	Length [mm]	Bending [Hz]	Working Axial [Hz]	Torque [Hz]
Tapered	148.26	19857	20000	21060
Exponential	140.46	19231	20000	20069
Hyperbolic	131.36	19237	20000	21004

Table 2. Frequency and modes around the working frequency 20kHz; cases with cylindrical ends.

Shape with	Length [mm]	Bending [Hz]	Working Axial [Hz]	Torque [Hz]
Tapered	158.7	22630	20000	19265
Exponential	147.25	22623	20000	19790
Hyperbolic	132.85	19407	20000	20716

The connectivity and the effect of material properties on the resonance frequency were analysed with an Ansys parameterization. The variables used “a” and “c” represent the cylindrical length and screw length, respectively. The connectivity between elements is implemented by a screwed joint; this solution has proven to be the best solution in terms of connectivity. In Figure 7 is represented the variable's location in the tapered horn. The effect of variation of the young modulus in the resonant layout was also considered. In Table 3 is presented the results from this analysis.

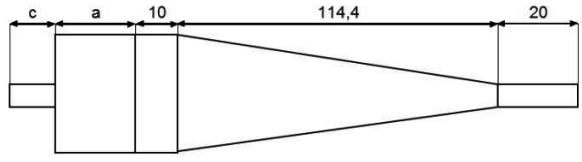


Figure 7. Tapered horn at 20 kHz with screw.

Table 3. Resonant frequency variation with Young modulus variation and geometric variables.

	Screw Length	**E 211 [GPa]**	**E 200 [GPa]**	
a [mm]	c [mm]	F [Hz]	F [Hz]	L Total [mm]
25	0	19400	18888	169,43
20	10	19687	19167	174,43
20	0	19781	19258	164,43
15	15	20051	19522	174,43
15	10	20102	19571	169,43
15	0	20213	19680	159,43
13	17	20198	19664	174,43
13	0	20388	19849	157,43
13	15		19685	172,43
10	10		19998	164,43
5	10		20460	159,43
5	20		20319	169,43

The selected geometrical shape for the horn and applied to the system is presented in Figure 8, the dimensions are in mm. The horn design has considered adjustments in the length to tune the frequency, in Figure 8 is represented the location and the variation behaviour of the variable adjust. The displacement amplification achieved is 3.

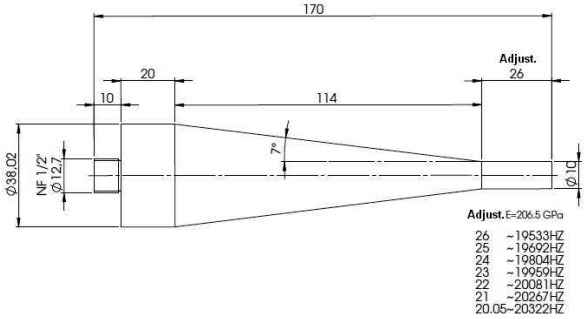


Figure 8. Tapered horn designed with adjustment (mm).

2.5 Specimen Design

The main objective concerning the specimen design, besides having the resonance frequency of the system, was creating a simple geometry to fabricate at the laboratory. The hyperbolic or exponential throats have a contour difficult to make with a conventional lathe, thus due to the number of specimen test required this solution is more adequate. With this geometry the tuning is made at the bottom of the specimen.

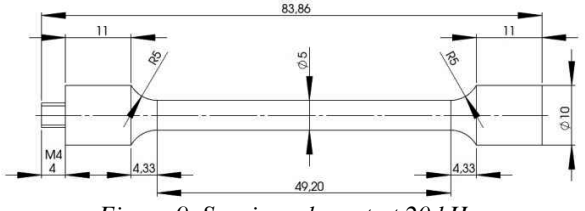


Figure 9. Specimen layout at 20 kHz .

The system was computed in an Ansys routine. The system input was applied to the booster with sinusoidal frequency at resonance value. At the specimen throat, the stress achieved was 480 MPa, see Figure 10, for 2.65 MPa at the interface between the actuator and the booster.

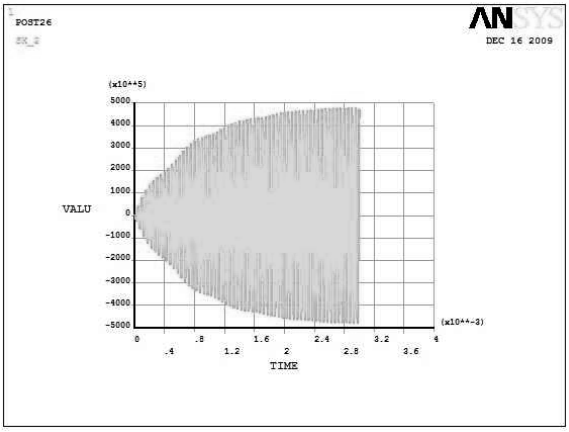


Figure 10. Axial stress evolution at the specimen throat.

3. RESULTS & DISCUSSION

3.1 Results

In Figure 11 is presented the resonant system designed and assembled. The elements; actuator, booster, horn and specimen test were linked together with a screwed connection with appropriated torque to avoid the premature degradation of the connections.

Figure 11. Resonant fatigue test system.

In Figure 12, the frequency scan shows the resonance frequency of the entire system at 20 kHz.

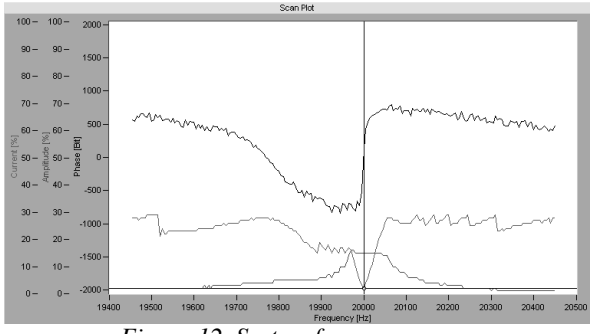


Figure 12. System frequency scan.

The resonance regime is identified when the actuator amplitude is maximum and the value for the electric current had the minimum value; at this stage, it occurs a phase change in the displacement behaviour. The displacement and the testing frequency at the specimen bottom were verified with the subsystem data acquisition. The amplification factor and the working frequency match with the numerical estimations. In Figure 13 is shown the layout of the lab VIEW programme; with this routine it is possible identify and control the working frequency, actuator amplitude, specimen amplitude and temperature monitoring.

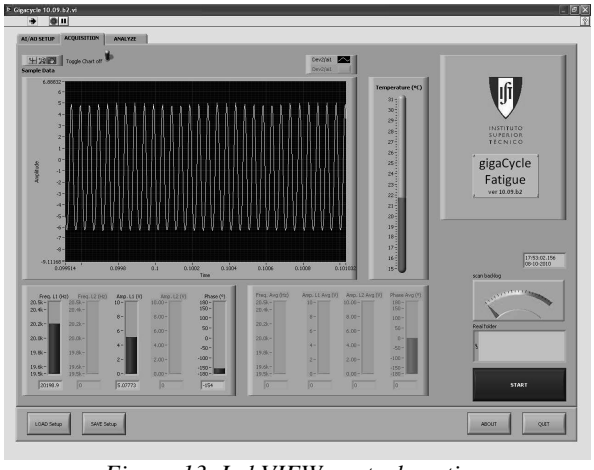


Figure 13. LabVIEW control routine.

3.2 Discussion

During the test process it is necessary to avoid the activation of the vibrating modes around the working mode due to issues related with security and with loading type. The modes of vibrations around the axial mode must have frequencies the farthest as possible from the resonant system frequency. From Table 1 the best solution in terms of safety and reliability is the hyperbolic case. Vibration's modes have in this case the values more distanced from the working frequency. However, the connectivity zone between the horn and the actuator has reduced fatigue strength in these cases. To increase the fatigue strength was considered two cylindrical body´s on extremities of the horn layout. These approach leads to increase the gap between resonance frequency´s from the different modes near the working mode, in this case the best solutions is the tapered horn, see Table 2. Due to this improvement and ease of machining this solution was selected. The Young modulus influence in the resonance frequency was presented in Table 3. For the same geometry reducing the Young modulus will reduce the resonance frequency. The screw presence in the tapered horn increases about 100 Hz in the frequency value, but doubling the screw length will increase 500 Hz. The length is not the only variable to determine the resonant frequency, for instance, in the Table 3, the first and the last case have the same length but the frequencies differ about 1400 Hz. Due to the uncertainties about the real Young modulus, machining, connections variables or material imperfections it is necessary to establish tuning points on the geometry. These adjustments must allow an increase or decrease on the resonant frequency.

4. CONCLUSION

The optimized geometries for the horn and specimen were defined and produced in the laboratory. The resonant system was assembled and was verified the resonant condition in the system. The material properties have a huge influence in the resonance frequency, as well as the geometry shape. The design of resonant elements must consider tuning points in the geometry layout.

ACKNOWLEDGEMENTS

The authors gratefully acknowledge financial support from FCT - Fundação para Ciência e Tecnologia (Portuguese Foundation for Science and Technology), through the project PTDC/EME-PME/69904/2006.

REFERENCES

[1] Zettl B, Mayer H, Ede C and Stanzl-Tschegg S 2006 Int. J. Fatigue 28 1583-9.
[2] Mughrabi H 2006 Int. J. Fatigue 28 1501-8.
[3] Bathias C, Drouillac L, le Franc¸ois P. How and why the fatigue S–N curve does not approach a horizontal asymptote. Int J Fatigue 2001; 23:143–51.
[4] Bathias C. There is no infinite fatigue life in metallic materials. Fatigue Eng Mater Struct 1999; 22:559–65.
[5] R. Frederick, "Ultrasonic Engineering," John Wiely & Sons, Inc., New York, 1965.
[6] Wang QY. Etude de la fatigue gigacyclique des alliages ferreux. Ph.D. thesis. Ecole Centrale de Paris, Me´canique et Mate´riaux, Laboratoire de la Me´canique de la Rupture du CNAM (Conservatoire Nationale des Arts et Me´tiers de Paris), 1998.
[7] Wang QY, Berard JY, Dubarre A, Baudry G, Rathery S, Bathias C. Gigacycle fatigue of ferrous alloys. Fatigue Fract Eng Mater Struct 1999; 22:667–72.
[8] Bathias C 1999 Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct. 22 559-65
[9] W.P. Mason, Electromechanical Transducers and Wave Filters, D. Van Nostrand, New York, 1942.
[10] R. Krimholtz, D.A. Leedom, G.L. Mattaei, "New equivalent circuits for elementary piezoelectric transducer" Electron. Lett. 6 (1970) 398-399.
[11] Jian S. Wang and Dale F. Ostergaard, "A Finite Element-Electric Circuit Coupled Simulation Method for Piezoelectric Transducer" IEEE Ultrasonics Symposium, Proceedings, Volume 2.

THE INFLUENCE OF TENSION / TORSION LOAD SEQUENCES ON FATIGUE LIFE AND EARLY CRACK PROPAGATION OF 42CRMO4 STEEL

L. Reis, V. Anes, B. Li and M. de Freitas

ICEMS & Dept. of Mechanical Engineering, Instituto Superior Técnico
Av. Rovisco Pais, 1049-001 Lisboa, Portugal.
E-mail: luis.g.reis@ist.utl.pt

RESUMEN

O objectivo deste estudo é avaliar o efeito das sequências de carregamento tensão/torção, em carregamentos multiaxiais aplicados a provetes fabricados em aço 42CrMo4. Nesta analise utilizou-se o modelo de von Mises e o modelo de Crossland para estudar a vida á fadiga. No modelo de Crossland estimou-se a amplitude da tensão de corte através do método MCE. Foram utilizados modelos de plano critico para correlacionar os resultados obtidos experimentalmente, através da medição das superfícies de fractura, com os resultados teóricos. Os resultados mostram que existe uma resposta diferente do material consoante o tipo de trajectória percorrida para a mesma configuração final da trajectória de carregamento. A utilização da metodologia MCE melhora a estimativa da vida á fadiga.

ABSTRACT

The objective of this paper is to evaluate the sequential loading effect on the fatigue life of 42CrMo4 steel. Different sequential tension/torsion loading paths were applied; the experimental fatigue life results and fracture surfaces were analysed. In this analysis two multiaxial fatigue approaches were used for studying sequential biaxial loadings; the von Mises approach and Crossland criteria. To evaluate the effective shear stress amplitude and its influence on fatigue lives the MCE approach was used in the Crossland model. Fractographic analyses were carried out to study the early crack growth orientations and correlate those orientations with the critical plane models results. Different fatigue performances were observed with the loading paths adopted, through the comparisons between the estimations and experimental results, it is shown that the MCE approach provides improved estimated results.

KEYWORDS: Fatigue damage, Fractographic analysis, Multiaxial fatigue, Sequential loading effect.

1. INTRODUTION

The mechanical behaviour of materials is dependent on the type of applied loading. The magnitude and sequence of that loading have particular influence on its resistance to fatigue. This resistance is an important parameter to be considered in the design of mechanical components particularly where service loads are multiaxial. In real service, the loading histories are generally complex and the fatigue damage accumulation is a key issue for fatigue life estimations. The durability and reliability of components and structures depends on the robust design methods which are able to treat with various loading conditions [1].

The sequential loading effects as well as the non-proportional loading effects are attracting growing attentions in this research field. In the literature, much research efforts have been paid in studying the proportional and non-proportional loading effects on the fatigue damage of 42CrMo4 steel, for example in [2- 5]. The objective of this paper is to study the effect of tension / torsion loading sequences on fatigue damage of 42CrMo4 steel, focus is on the life estimation method appropriate for treating the sequential loading effects.

For fatigue damage under sequential loading, Chen et al [6] proposed a modified damage model for the fatigue life prediction of the 304 stainless steel. Robillard and Cailletaud [7], Zhang and Miller [8], Harada and Endo [9] generated test data on ferritic stainless steel, Inconel 718, and medium carbon steels under tension-compression and torsion. Their results show that the damage value (n1/N1+n2/N2) tends to become greater than 1 for tension-compression followed by torsion and less than 1 for torsion followed by tension-compression.

In this study, systematic fatigue experiments are presented for a structural steel, 42CrMo4, quenched and tempered steel, under sequential axial-torsional biaxial loading paths. Tests were carried out under load control.

The relationship of the shear stress related to the axial stress component may vary significantly depending on the type of the material. For example, the ratio of the torsion fatigue limit over the bending fatigue limit τ-1/f-1 varies from 0.5 for mild metals to 1 for brittle metals

[10]. For the 42CrMo4 steel, test results showed that the ratio between the torsion fatigue limit τ_{-1} and the bending fatigue limit σ_{-1} is about 0.65 other than 0.57 as predicted by the von Mises hypothesis. Therefore, in this paper it is proposed to evaluate the effective shear stress amplitude by a new MCE approach (Minimum Circumscribe Ellipse) where the stress space is appropriate to the material type studied. The shear stress space with the equivalence of $\tau=0.65\sigma$ is used, instead of the conventional stress space with the equivalence of $\tau=0.57\sigma$.

Various multiaxial fatigue approaches are applied for studying sequential biaxial loadings, such as the von Mises approach, the Sines [11] and Crossland[12] criteria where the MCE approach [13] is used for evaluating the effective shear stress amplitude and its influence on fatigue lives, moreover fractographic analyses are carried out to study the effects of the sequential loading on the early crack growth orientations, and compared with the estimated results by selected critical plane models. Through the comparisons between the estimations and experimental results, it is shown that the MCE approach provides improved estimated results.

2. MATERIALS AND METHODS

2.1 Experimental Set-Up

The 42CrMo4 quenched and tempered high strength steel is the material used in this work. The specimens used in the tests series had been produced from rods of 25mm of diameter, its dimensions are presented in figure 1.

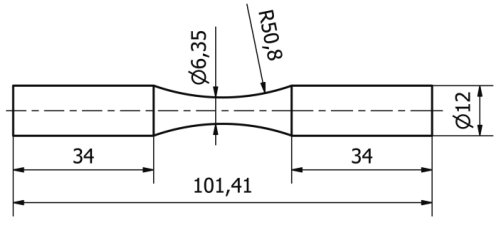


Figure 1. Specimen dimensions used on multiaxial fatigue tests [mm].

The specimens had been inspected and manually polished through sandpapers of decreasing grain since the 200 until a 1200. The monotonic and cyclical properties of 42CrMo4 [3] are presented in table 1.

The fatigue tests were carried out through a servo-hydraulic machine of Instron 8874. In order to study the different loading sequential effects, the specimens were tested using 5 types of loading paths under the combined loads, axial and torsion. In the first three cases, cases 1, 1.1 and 1.2, the tests of multiaxial fatigue had been carried out with a constant ratio between shear and axial stress components of $\frac{\tau_a}{\sigma_a}=\frac{1}{\sqrt{3}}$, differing between itself only in the combination between half-reversions, see figures 2, 3 and 4.

Table 1. Monotonic and cyclic mechanical properties of the studied material, 42CrMo4.

Tensile strength (MPa)	1100 MPa
Yield strength (MPa)	980 MPa
Elongation (%)	16 %
Young´s modulus (GPa)	206 GPa
Hardness	362 HV
Cyclic Yield strength	650 MPa
Strength coefficient	1420 MPa
Strain hardening exponent	0.12
Fatigue strength coefficient	1154 MPa
Fatigue strength exponent	-0.061
Fatigue ductility coefficient	0.18
Fatigue ductility exponent	-0.58

In cases 1.3a and 1.3b, see figures 5 and 6, respectively, the ratio between shear and axial stress components is $\frac{1}{2\sqrt{3}}$ for the case 1.3a, and $\frac{2}{\sqrt{3}}$ for the case 1.3b. It is intended to investigate the effect of the relation between the magnitude of axial and shear stress component as well as its sequence of application. From Fig. 2 to Fig. 6 the loading paths are shown.

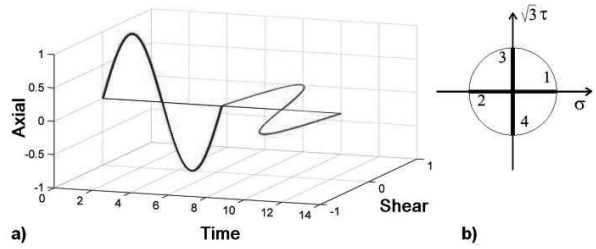


Figure 2. a) Loading path case 1, b) Stress space case 1

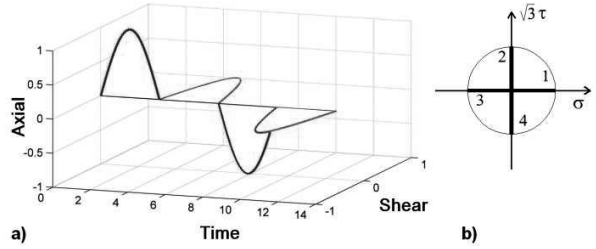


Figure 3. a) Loading path case 1.1, b) Stress space case 1.1

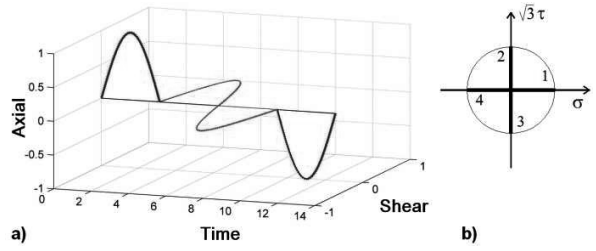


Figure 4. a) Loading path case 1.2, b) Stress space case 1.2

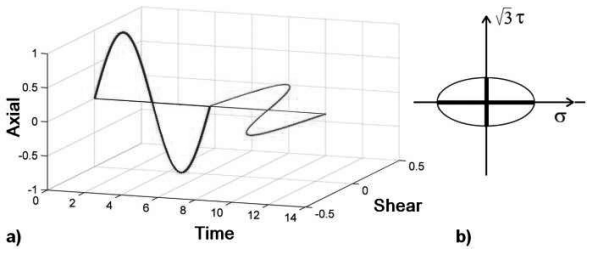


Figure 5. a) Loading path case 1.3a, b) Stress space case 1.3a

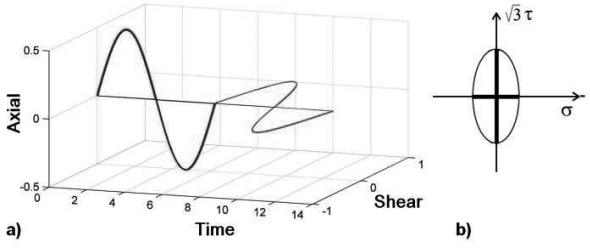


Figure 6. a) Loading path case 1.3b, b) Stress space case 1.3b

2.2 Theoretical analysis of fatigue life and crack initiation

Various multiaxial fatigue models are considered for studying the sequential biaxial loadings, and the MCE approach [13] is used for evaluating the effective shear stress amplitude. Considering the orientation of the potential crack initiation plane, critical plane models are used to analyze it.

2.2.1 von Mises approach

The ASME Boiler and Pressure Vessel code Procedure [14] is based on the von Mises hypothesis, but employs the stress difference $\Delta\sigma_i$ between to two arbitrary instants t_1 and t_2:

$$\Delta\sigma_{eq} = \frac{1}{2\sqrt{2}}\left\{\begin{array}{l}\left(\Delta\sigma_x - \Delta\sigma_y\right)^2 + \left(\Delta\sigma_y - \Delta\sigma_z\right)^2 + \\ +\left(\Delta\sigma_z - \Delta\sigma_x\right)^2 + 6\left(\Delta\tau_{xy}{}^2 + \Delta\tau_{yz}{}^2 + \Delta\tau_{xz}{}^2\right)\end{array}\right\}^{0.5} \quad (1)$$

Where the equivalent stress range $\Delta\sigma_{eq}$ is maximized with respect to time. Eq. (1) produces a lower equivalent stress range, for some conditions, in out-of-phase than the in-phase loading, leading an increase of the fatigue life, which is in contradiction, in some cases, with experimental results.

2.2.2 MCE approach for evaluating shear stress amplitude

Among many multiaxial models, the Sines [11] and the Crossland [12] are two important criteria, which are formulated by the amplitude of the second deviatoric stress invariant and the hydrostatic stress P_H:

$$\sqrt{J_{2,a}} + k(N)P_H = \lambda(N) \quad (2)$$

where $k(N)$ and $\lambda(N)$ denote material parameters for a given life N. Crossland suggested using the maximum value of the hydrostatic stress $P_{H,max}$ instead of the mean value of hydrostatic stress $P_{H,m}$ used by Sines in the Eq.(2). A physical interpretation of the criterion expressed in Eq.(2) is that for a given cyclic life N, the permissible amplitude of the root-mean-square of the shear stress over all planes is a linear function of the normal stress averaged over all planes. Besides, from the viewpoint of computational efficiency, the stress-invariant based approach such as Eq. (2) it is easy to use and computationally efficient.

In practical engineering design, the Sines and Crossland criteria have found successful applications for proportional multiaxial loading. For non-proportional multiaxial loading, it has been shown that the Sines and Crossland criteria can also yield better prediction results by using improved method MCE for evaluating the effective shear stress amplitude of the non-proportional loading path.

The evaluation of shear stress amplitude is a key issue for fatigue estimations using Eq. (2). The definition of the square root of the second invariant of the stress deviator is, Eq. (3):

$$\sqrt{J_2} = \sqrt{\frac{1}{6}}\left\{\begin{array}{l}\left(\sigma_{xx} - \sigma_{yy}\right)^2 + \left(\sigma_{yy} - \sigma_{zz}\right)^2 + \\ +\left(\sigma_{zz} - \sigma_{xx}\right)^2 + \left(\sigma_{xy}\right)^2 + \left(\sigma_{yz}\right)^2 + \left(\sigma_{zx}\right)^2\end{array}\right\} \quad (3)$$

One direct way to calculate the amplitude of $\sqrt{J_2}$ is:

$$\sqrt{J_{2,a}} = \sqrt{\frac{1}{6}}\left\{\begin{array}{l}\left(\sigma_{xx,a} - \sigma_{yy,a}\right)^2 + \left(\sigma_{yy,a} - \sigma_{zz,a}\right)^2 + \\ +\left(\sigma_{zz,a} - \sigma_{xx,a}\right)^2 + \left(\sigma_{xy,a}\right)^2 + \left(\sigma_{yz,a}\right)^2 + \left(\sigma_{zx,a}\right)^2\end{array}\right\} \quad (4)$$

Eq.(4) is applicable for proportional loading, where all the stress components vary proportionally. However, when the stress components vary non-proportionally (for example, with phase shift between the stress components), Eq.(4) gives the same result with that of proportional loading condition. In fact, the non-proportionality has influence on the shear stress amplitude generated by multiaxial loading. Therefore, a new methodology is needed.

The longest chord (LC) approach is one of the well-known approaches as summarized by Papadopoulos [15], which defines the shear stress amplitude as half of the longest chord of the loading path, denoted as D/2.

The MCC approach [15] defines the shear stress amplitude as the radius of the minimum circle circumscribing to the loading path. On the basis of MCC approach, a new approach, called the minimum circumscribed ellipse (MCE) approach [13], was proposed to compute the effective shear stress amplitude taking into account the non-proportional loading effect. The load traces are represented and analysed in the transformed deviatoric stress space, where each point represents a value of $\sqrt{J_2}$ and the

variations of $\sqrt{J_2}$ are shown during a loading cycle. The schematic representation of the MCE approach and the relation with the minimum circumscribed circle (MCC) approach are illustrated in figure. 7:

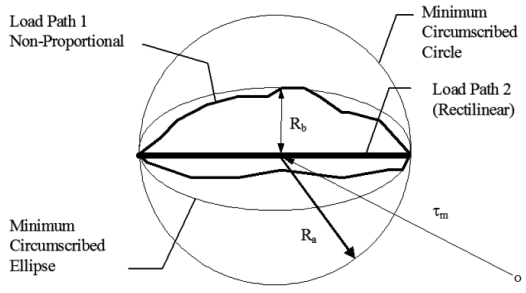


Figure 7. The MCC and MCE circumscribing to shear stress traces, Ra and Rb are the major and minor radius of MCE, respectively.

As shown in Fig. 7, for the non-proportional loading path 1, the shear stress amplitude is defined as:

$$\sqrt{J_{2,a}} = \sqrt{R_a^2 + R_b^2} \tag{5}$$

For the proportional loading path 2, it is defined as $\sqrt{J_{2,a}} = R_a$ since R_b is equal to zero (rectilinear loading trace). In this paper, a new MCE approach (Minimum Circumscribe Ellipse) is proposed to evaluate the effective shear stress amplitude in the stress space appropriate to the material type studied. For the 42CrMo4 steel, the shear stress space with the equivalence of $\tau=0.65\sigma$ is used, instead of the conventional stress space with the equivalence of $\tau=0.57\sigma$.

2.2.3 Critical Plane models

Findley criterion

Findley [16] proposed a critical plane model, which predicts that the fatigue crack plane is the plane orientation θ with maximum *Findley* damage parameter, equation (6):

$$\max_{\theta}\left(\tau_a + k\sigma_{a,\max}\right) \tag{6}$$

where τ_a is the shear stress amplitude on a plane θ, $\sigma_{n,\max}$ is the maximum normal stress on that plane θ and k is a material parameter, $k = 0.16$ in this case.

Brown-Miller criterion

Brown and *Miller* [17] proposed that the shear and normal strain on the plane of maximum shear must be considered. The simplified formulation of the theory for *case A* cracks is, equation. (7):

$$\max_{\theta}\left(\frac{\Delta\gamma_{\max}}{2} + S\Delta\varepsilon_n\right) \tag{7}$$

Critical plane is the plane of maximum shear strain range $\Delta\gamma_{\max}$ with major value of normal strain range $\Delta\varepsilon_n$; S is the normal strain effects coefficient and is determined experimentally, $S = 0.35$ in this case.

Fatemi-Socie criterion

Fatemi-Socie [18] proposed a model that predicts the critical plane is the plane orientation θ with the maximum F-S damage parameter, equation. (8):

$$\max_{\theta}\left[\frac{\Delta\gamma_{\max}}{2}\left(1 + k\frac{\sigma_{n,\max}}{\sigma_y}\right)\right] \tag{8}$$

where $\frac{\Delta\gamma_{\max}}{2}$ is the maximum shear strain amplitude on a plane θ, $\sigma_{n,\max}$ is the maximum normal stress on that plane, σ_y is the material monotonic yield strength and k is a material constant, $k = 1.0$ in this case.

S-W-T criterion

Smith, Watson and *Topper* [19] proposed a model that predicts that the fatigue crack plane is the plane orientation θ with maximum normal stress (the maximum principal stress), equation (9):

$$\max_{\theta}\left(\sigma_n\frac{\Delta\varepsilon_1}{2}\right) \tag{9}$$

Where σ_n is the normal stress on a plane θ, $\Delta\varepsilon_1$ is the principal strain range on that plane.

Liu criterion

Liu [20, 21] proposed an energy method to estimate the fatigue life, based on virtual strain energy (VSE). This model considers two parameters associated with two different Modes of fatigue cracks, a tensile failure mode (Mode I), ΔW_I and a shear failure mode (Mode II), ΔW_{II}. Failure is expected to occur on the plane θ in the material, having the maximum VSE quantity. According to Mode I fracture, the parameter, ΔW_I is, equations. (10) and (11):

$$\Delta W_I = \max_{\theta}\left(\Delta\sigma_n\Delta\varepsilon_n\right) + \left(\Delta\tau\Delta\gamma\right) \tag{10}$$

For Mode II fracture, the parameter ΔW_{II} is:

$$\Delta W_{II} = \left(\Delta\sigma_n\Delta\varepsilon_n\right) + \max_{\theta}\left(\Delta\tau\Delta\gamma\right) \tag{11}$$

where $\Delta\tau$ and $\Delta\gamma$ are the shear stress range and shear strain range, respectively, $\Delta\sigma_n$ and $\Delta\varepsilon_n$ are the normal stress range and normal strain range, respectively.

3. RESULTS AND DISCUSSION

3.1 S_N data correlation

The experimental results show different cross-hardening effect under the various loading paths applied. The experimental analysis was implemented having in consideration related loads already presented as well as the axial and shear magnitudes presented in Table 2. In Table 2 is also presented the value of the equivalent stresses obtained by von Mises and the Crossland with the new MCE approach, where shear stress space with an equivalence of $\tau=0.65\sigma$ is applied and the cycles of failure achieved for each loading case.

Table 2. von Mises and Crossland criteria and cycles at failure for each loading case

Case	Axial Stress Amplitude [MPa]	Shear Stress Amplitude [MPa]	von Mises [MPa]	Crossland with 0.65 MCE [MPa]	Nº Cycles
1	570	329	570	583.2	58703
	520	300	520	532.0	176793
	495	286	495	506.4	265955
	480	277	480	491.1	271243
	445	257	445	455.3	892629
1.1	600	346	600	613.9	34277
	580	335	580	593.4	235712
	550	318	550	562.7	746339
1.2	600	346	600	613.9	34589
	580	335	580	593.4	136256
	570	329	570	583.2	140719
	555	320	555	567.8	241413
	550	318	550	562.7	438100
1.3a	630	182	630	637.3	86600
	610	176	610	617.0	196483
	600	173	600	606.9	624000
	570	165	570	576.6	1000000
1.3b	375	433	750	767.3	121014
	360	416	720	736.6	337186
	345	398	690	705.9	518622
	305	352	610	624.1	1000000

As can be observed from Table 2 the different case loadings have a very significant influence in the fatigue life. From Fig. 8 to Fig. 9 is represented the S-N curves of the computed models.

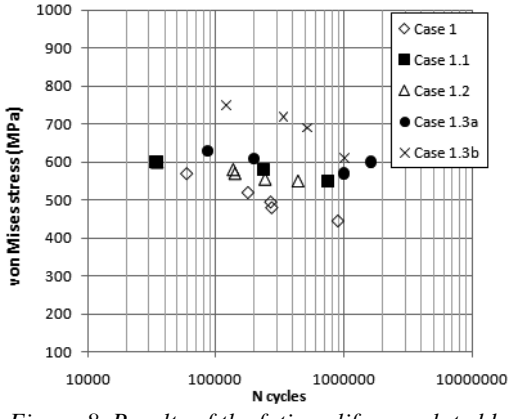


Figure 8. Results of the fatigue life correlated by the von Mises criterion

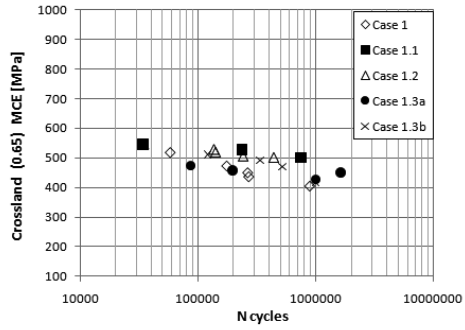


Figure 9. Results of the fatigue life correlated by the Crossland with 0,65 MCE approach.

Observing Figure 8, with the von Mises stress model there's a big scatter of the results, in particular for case 1.3b. Among the loading paths studied, the case 1 causes more damage with relative to the same magnitude of applied stresses. In Figure 9 it is shown the data concerning the Crossland model with the 0.65MCE approach, and an improvement in the tendency is achieved. The results show the importance of applying the appropriate stress space with the equivalence ration between axial and shear stress for the material studied.

3.2 Fractographic Analysis

The angles of the critical plane of early crack growth were measured experimentally and had been compared with the estimated results using the critical plane models of Findley, Brown-Miller, SWT, Fatemi-Socie, Liu I and Liu II. Figure 10 presents an example of a fracture surface of a specimen that was subjected to the loading path 1, the identification of local of crack initiation, and the measured angle of crack initiation plane are indicated by a white arrow as shown in figures 10 a) and 10 b), respectively.

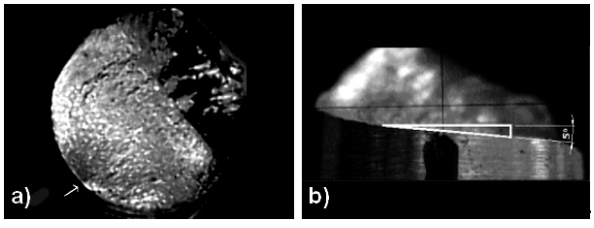


Figure 10. Fracture surface of a specimen subjected to the loading path 1.1.

Figure 11 presents the estimated results by the F-S critical plane model, where the damage parameter on each plane is shown and the critical plane for each loading case can be identified as the plane with the maximum damage parameter, for example for the Fatemi-Socie model, the maximum value of the damage parameter occurs when plane angle is equal to zero or ±90º for loading path 1. For each critical plane model considered in this study the same type of analysis was used as in the Fatemi-Socie model.

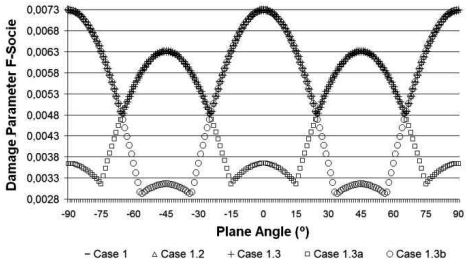


Figure 11. Estimation of the critical angle of crack initiation for the Fatemi-Socie model.

Table 3 compares the measured crack initiation angles with estimations by the critical plane models, it can be concluded that the shear based models such as Findley, F-S, B. Miller and Liu II give satisfactory estimated results, except for Case 1.3a where the tensile based models, such as the Liu I and S-W-T models give better estimations. This result is somehow expected as loading case 1.3a presents more tensile loading, the ratio between the shear and axial stress components is $1/(2\sqrt{3})$, than the other loading cases.

Table 3. Measured and estimated of critical angles for each model

Case	**1**	**1.1**	**1.2**	**1.3a**	**1.3b**
Measured	-5º	0º	0º	0º	0º
Findley	0º	0º	0º	±41º	0º
B. Miller	0º	0º	0º	±37º	0º
S-W-T	0º	0º	0º	0º	±45º
F. Socie	±90º;0º	±90º;0º	±90º;0º	±45º	±90º;0º
Liu I	0º	0º	0º	0º	±45º
Liu II	±90º;0º	±90º;0º	±90º;0º	±45º	±90º;0º

4. CONCLUSIONS

Fatigue damage of the 42CrMo4 steel is studied under 5 loading paths of sequential biaxial tension/torsion loading. Different cross-hardening levels were observed in axial/torsional loading sequence, and significant sequential loading effects were shown for both fatigue lives and fracture surfaces of the 42CrMo4 steel.

The ratio between normal stress and shear stress component has a strong influence to fatigue damage and consequently in fatigue life. The shear stress space used for the evaluation of the shear stress amplitude of multiaxial loading conditions should be appropriate for the material type. For the 42CrMo4 steel, much better estimated results were obtained by using the shear stress space with the equivalence of $\tau=0.65\sigma$ instead of the conventional stress space with the equivalence of $\tau=0.57\sigma$.

ACKNOWLEDGEMENTS

The authors gratefully acknowledge financial support from FCT - Fundação para Ciência e Tecnologia (Portuguese Foundation for Science and Technology), through the project PTDC/EME-PME/104404/2008.

REFERENCES

[1] Socie, D. F. and Marquis, G. B. (2000) *Multiaxial Fatigue*, SAE, Warrendale, (2000) PA 15096-0001.

[2] M de Freitas, L. Reis and B. Li (2006), Fat. Fract. Eng. Mat. and Str., Vol. 29, Issue 12, pp. 992 – 999.

[3] L. Reis, B. Li and M. de Freitas (2006), Fract. of Eng. Mat. and Structures, Vol. 29 (4), pp.281-289.

[4] L. Susmel, (2010), Int. Journal of Fatigue, Volume 32, Issue 11, Pages 1875-1883.

[5] J. Araújo, A. Gonçalves, E. Mamiya. International Journal of Fatigue, England, v. 27, p. 177-187, 2005.

[6] X. Chen, D. Jin and KS Kim (2006), I. J. of Fatigue, Vol 28, pp. 289-299.

[7] M Robillard and G Cailletaud (1991). Fatigue under biaxial and multiaxial, ESIS10. London: Mech. Eng. publications, pp. 103-30.

[8] W. Zhang and KJ Miller (1996). Fatigue Fract Eng Mater Struc., pp. 229-239.

[9] S Harada and T Endo (1991). Fatigue under biaxial and multiaxial loading, ESIS10. London: Mechanical engineering publications, pp. 161-178.

[10] Papadopoulos, I.V., Davoli, P., Gorla, C., Fillipini, M. and Bernasconi, A. (1997). IJF, Vol. 19, Nº3, pp. 219-235.

[11] Sines, G., (1959) Metal Fatigue, (ed. by G. Sines and J.L.Waisman), Mc Hill, N.Y, pp.145-169.

[12] Crossland, B., (1956) Proc. Int. C. on Fatigue of Metals, Inst. of Mech. Eng, London, pp.138-149.

[13] M.de Freitas, B. Li and J.L.T. Santos. ASTM STP 1387, S. Kaluri and P.J. Bonacuse, Eds., ASTM, West Conshohocken, PA, (2000) pp.139-156.

[14] ASME Code Case N-47-23 (1988) Case of ASME Boiler and Pressure Vessel Code, American Society of Mechanical Engineers.

[15] Papadopoulos, I.V. (1998), FFEMS, Vol. 21, No.3, pp.269-285.

[16] Findley, W. N. (1956). Int. Conf. Fatigue Metals: 150-157.

[17] Brown, M., Miller, K. J. (1973) Procedings of the Institute of Mechanical Engineers 187: 745-755.

[18] Fatemi, A. and Socie, D. (1988). Fat. Fract. Eng. Mat. Struct. 11(3): 149-165.

[19] Smith, R.N., Watson, P. and Topper, T.H. (1970), J. of Materials, 5(4), pp. 767-778.

[20] Liu J, Zenner H. (2003). In: Carpinteri A, de Freitas M, Spagnoli A, editors. Biaxial/multiaxial fatigue and fracture, Elsevier; ESIS 31: 147–63.

[21] Liu, K. (1993)., Advances in Multiaxial Fatigue, ASTM STP 1191: 67-84.

DETERMINACIÓN EXPERIMENTAL DE LA VIDA DE FRETTING FATIGA EN ENSAYOS DE CONTACTO COMPLETO Y CORRELACIÓN NUMÉRICA MEDIANTE X-FEM

E. Giner*, **M. Sabsabi**, **F.J. Fuenmayor**

Departamento de Ingeniería Mecánica y de Materiales-CITV, E.T.S. de Ingenieros Industriales,
Universidad Politécnica de Valencia, Camino de Vera s/n, 46022 Valencia, España.
E-mail: eginerm@mcm.upv.es
Tel: +34 963877007 Ext. 76218.

RESUMEN

En este trabajo se ha llevado a cabo una serie de ensayos experimentales de fretting fatiga en condiciones de contacto completo. Al mismo tiempo, se ha modelado este problema utilizando el método de los elementos finitos extendido (X-FEM) con el objetivo de correlacionar las vidas experimentales con las predichas mediante un modelo de iniciación-propagación que considera los resultados obtenidos mediante X-FEM. Se ha estudiado la influencia de los distintos criterios de fatiga multiaxial en la predicción de la vida total. Los resultados obtenidos mediante la combinación de los criterios de McDiarmid (o bien Fatemi-Socie) para la vida de iniciación y el método X-FEM para la vida de propagación presentan buenas correlaciones con los resultados experimentales.

ABSTRACT

In this work, a complete contact problem under fretting fatigue loading conditions is modelled using the extended finite element method (X-FEM). A series of fretting fatigue experiments were performed to correlate the experimental lives to the estimated lives obtained by means of the combination of an initiation-propagation life prediction approach and the numerical method X-FEM. The influence of different multiaxial fatigue criteria on the prediction of total life has also been ascertained. The results obtained by the combination of the McDiarmid and the Fatemi-Socie criteria for the initiation life estimation and X-FEM for predicting the propagation life tend to correlate well with the experimental results.

PALABRAS CLAVE: Fretting fatiga; estimación de vida; contacto completo; X-FEM.

1. INTRODUCCIÓN

Los problemas de fretting fatiga se caracterizan por la presencia de dos o más cuerpos en contacto, sometidos a desplazamientos relativos de pequeña amplitud [1]. Este fenómeno puede ser observado en muchos sistemas mecánicos como uniones atornilladas o remachadas, ejes acanalados, cables metálicos, fijaciones de álabes de turbina, etc. [2].

Normalmente se distinguen dos etapas en el análisis de la vida de fretting fatiga: iniciación y propagación. Recientemente, se han propuesto diversos métodos para predecir la vida total como combinación de las vidas consumidas en ambas etapas. El punto en el que termina la fase de iniciación y comienza la de propagación generalmente no puede ser definido de forma precisa y algunos autores proponen una determinada longitud de transición [3, 4]. En este trabajo se utiliza el modelo de iniciación variable, propuesto por Navarro *et al*. [5, 6] y basado en el modelo de Socie [7]. En él, la longitud de transición no queda fijada de antemano, sino que depende de las condiciones del problema.

Por otra parte, se ha llevado a cabo una serie de ensayos experimentales con el fin de validar los procedimientos de estimación de vida. Los ensayos se han realizado en cuatro fases con el fin de caracterizar las propiedades del material: ensayos estáticos, ensayos de fatiga standard, ensayos normalizados de velocidad de crecimiento de grieta en función de ΔK_{I} y finalmente ensayos de fretting fatiga. El material de las probetas ensayadas es la aleación de aluminio 7075-T6, al igual que el de los indentadores planos utilizados para el contacto.

En cuanto a las técnicas de análisis, el uso del método de los elementos finitos extendido (X-FEM) se combina aquí con el modelo de predicción de vida de iniciación-propagación con el fin de proporcionar una estimación de la vida total del ensayo y comparar con los valores registrados experimentalmente. Los ensayos se han modelado como problemas 2D con indentadores planos en ángulo recto en contacto con las probetas sometidas a carga cíclica alternante. La vida de iniciación se ha calculado tras la obtención numérica mediante elementos finitos de los campos locales de tensiones y la correspondiente aplicación de los criterios de iniciación multiaxiales. La vida de propagación se ha estimado mediante la integración de la ley de Paris utilizando los valores de ΔK_{I} obtenidos mediante X-FEM. Los análisis se han realizado mediante la implementación de X-FEM realizada por los autores en el código comercial ABAQUS [8].

2. DESCRIPCIÓN DE LOS ENSAYOS EXPERIMENTALES

Los ensayos de fretting fatiga se realizaron en una máquina uniaxial servohidráulica de $\pm$100 kN, mostrada en la Fig. 1 junto con el montaje utilizado para aplicar la carga normal P. Esta carga P es registrada a través de una célula de carga de compresión de 10 kN. Todos los ensayos se realizaron bajo control en carga. La frecuencia de aplicación de la carga bulk cíclica fue 15 Hz con una relación de tensiones de $R = -1$. Se consideraron 15 combinaciones de carga diferentes, variando la cargar normal y la carga cíclica. Las cargas aplicadas y el número de ciclos totales registrados hasta el fallo se listan en la Tabla 1. La presión nominal de contacto se define aquí como $\sigma_P = P/2at$, donde $2a$ es la anchura de contacto y t el espesor tanto de la probeta como del indentador, Fig. 2.

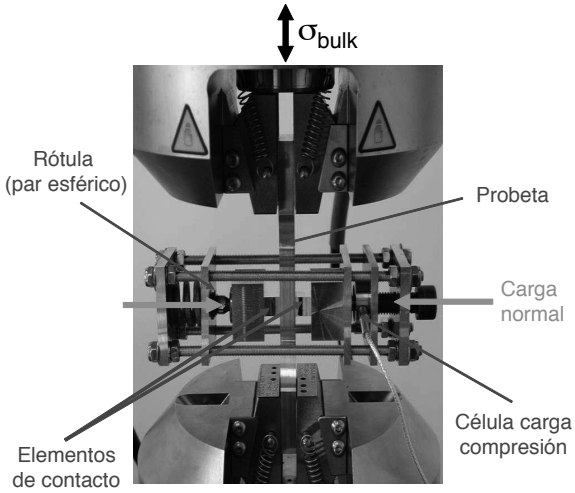


Figura 1: Utillaje utilizado en los ensayos de fretting fatiga.

Las probetas presentan forma de hueso de perro, con una sección rectangular $t \times 2B$ (5$\times$10 mm) como se muestra en la Fig. 2. Las probetas se mecanizaron a partir de una placa laminada de aluminio de 10 mm de espesor, igual a la dimensión de la probeta $2B = 10$ mm. El acabado dado a las superficies de contacto fue el obtenido tras pulido con lija de grano núm. 1000. El pulido se realizó en dirección longitudinal, con el fin de evitar imperfecciones en la dirección transversal, en la que se generan las grietas debidas al borde del contacto. La rugosidad superficial registrada en esta dirección transversal fue de $R_a = 0{,}1$ μm.

En la Fig. 2 se puede observar también la geometría de los indentadores. La superficie de los indentadores se mecanizó con una fresa frontal antes de cada ensayo con el fin de conseguir un acabado similar en todos los casos. No se pulió la superficie de contacto, evitando así el redondeo del ángulo del indentador, siendo el radio de esquina resultante muy pequeño (del orden de 10 μm).

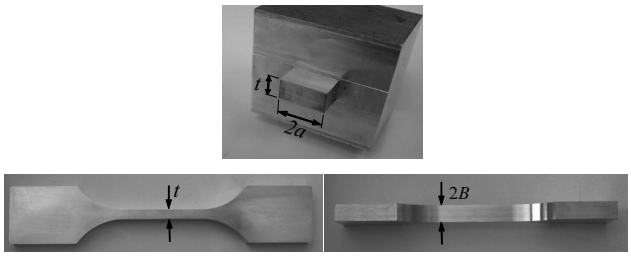


Figura 2: Geometrías de los indentadores y probetas.

Con el fin de determinar la velocidad de crecimiento de grieta, se realizaron ensayos normalizados da/dN para este material (de acuerdo con la norma ASTM E647-05), permitiendo el ajuste de los coeficientes de la ley de Paris C y n.

Tabla 1: Cargas aplicadas y número de ciclos registrados hasta el fallo.

Ensayo	P (kN)	σ_P(MPa)	σ_{Bulk}(MPa)	N_f (ciclos)
1	2	40	110	105958
2	4	80	110	92259
3	8	160	110	82549
4	2	40	130	64764
5	4	80	130	47714
6	8	160	130	43567
7	2	40	150	35181
8	4	80	150	32905
9	8	160	150	25872
10	2	40	170	24306
11	4	80	170	27391
12	8	160	170	23046
13	2	40	190	12509
14	4	80	190	9590
15	8	160	190	8760

Las probetas utilizadas en los ensayos de fretting fatiga corresponden a la orientación T-S, que es muy similar a la orientación T-L utilizada en las probetas C(T) para la determinación de la velocidad de crecimiento de grieta (ambas presentan el mismo plano de propagación de grieta, ver Fig. 3).

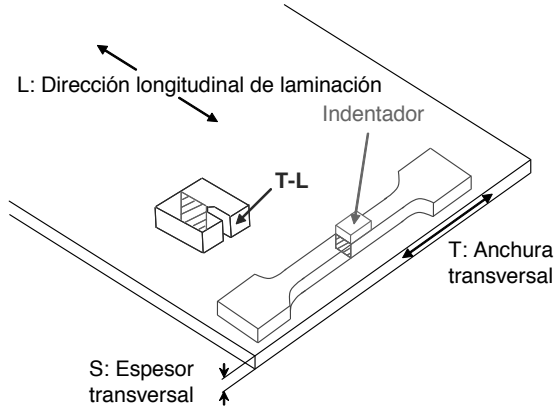


Figura 3: Orientación de las probetas de fretting fatiga y de las probetas C(T).

También se llevaron a cabo ensayos estáticos para determinar el módulo de Young y los límites elásticos y de rotura del material. Además se realizaron ensayos de fatiga standard (sin contacto de fretting) para determinar el límite de fatiga, el coeficiente de resistencia a fatiga y el exponente de resistencia a fatiga. El valor del límite de fatiga a torsión se estimó utilizando la relación $\tau_{\mathrm{f}} = \sigma_{\mathrm{f}}/\sqrt{3}$, donde σ_{f} es el límite de fatiga uniaxial. La Tabla 2 resume las propiedades registradas en estos ensayos. Hay que hacer notar que las propiedades de fatiga standard se realizaron con $R = -1$ mientras que los ensayos de las probetas C(T) para la determinación de C, n se realizaron con una relación de tensiones de $R = 0{,}1$.

Tabla 2: Propiedades de la aleación Al7075-T6 registradas experimentalmente en este trabajo.

E	72 GPa	Experimental
σ_{y}	503 MPa	Experimental
σ_{u}	572 MPa	Experimental
σ_{f}	166 MPa (a 10^7ciclos)	Experimental
τ_{f}	95.8 MPa (a 10^7ciclos)	Estimado
ν	0.3	-
σ'_{f}	1485.6 MPa	Experimental
b	-0.1445	Experimental
C	$5.968 \cdot 10^{-10}$ $\left(\mathrm{m/ciclo/}\left(\mathrm{MPa}\sqrt{\mathrm{m}}\right)^{\mathrm{n}}\right)$	Experimental
n	2.613	Experimental

3. MODELO COMBINADO DE INICIACIÓN-PROPAGACIÓN

El modelo de estimación de vida utilizado en este trabajo es el modelo de longitud de iniciación variable propuesto en [5]. En él, los fenómenos relacionados con las fases de iniciación y propagación son tratados de forma individualizada, siendo combinados en una etapa posterior.

3.1. Vida de iniciación

En esta etapa del cálculo, se calcula el número de ciclos necesarios para iniciar una grieta en cada uno de los puntos de la trayectoria potencial de crecimiento de grieta (que es supuesta de antemano). Ello se consigue evaluando las tensiones y deformaciones a lo largo del supuesto camino de crecimiento y combinándolas en la curva de fatiga del material. De esta forma se estima el número de ciclos consumidos en la fase de iniciación N_{i}.

En este estudio se supone que el cálculo de tensiones y deformaciones se realiza en régimen elástico lineal, por lo es posible utilizar la ecuación de Basquin como curva S-N:

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = \sigma'_{\mathrm{f}} \left(2N_{\mathrm{i}}\right)^{b} \tag{1}$$

donde σ'_{f} es el coeficiente de resistencia a fatiga y b es el exponente de resistencia de fatiga (o exponente de Basquin) [10].

Debido al carácter multiaxial y no proporcional del campo de tensiones, éstas deben ser combinadas mediante un criterio de iniciación de fatiga multiaxial. El criterio de McDiarmid es un criterio de plano crítico, definido como aquél en el que el rango de tensiones tangenciales es máximo [11]. La tensión equivalente de McDiarmid se define como:

$$\sigma_{\mathrm{eq}} = \frac{\Delta\tau_{\mathrm{max}}}{2} + \frac{\tau_{\mathrm{f}}}{2\sigma_{\mathrm{u}}}\sigma_{\mathrm{n,max}} \tag{2}$$

donde $\Delta\tau_{\mathrm{max}}$ es el máximo rango de tensiones tangenciales, $\sigma_{\mathrm{n,max}}$ es la tensión normal máxima en la dirección perpendicular al plano crítico donde se da $\Delta\tau_{\mathrm{max}}$, τ_{f} es el límite de fatiga a torsión y σ_{u} es la tensión última. La combinación de las Eqs. (1) y (2), considerando el caso de fatiga standard con ciclo alternante puro $\pm\sigma$, proporciona el número de ciclos de iniciación N_{i} en función de la tensión equivalente de McDiarmid σ_{eq} [6]:

$$\mathrm{McD} = \sigma_{\mathrm{eq}} = \frac{1}{2}\left(1 + \frac{\tau_{\mathrm{f}}}{2\sigma_{\mathrm{u}}}\right) \cdot \sigma'_{\mathrm{f}} \left(2N_{\mathrm{i}}\right)^{b} \tag{3}$$

Relaciones similares se pueden obtener con los criterios de Fatemi-Socie (FS) y Smith-Watson-Topper (SWT). La relación entre el número de ciclos de iniciación N_{i} y el parámetro de Fatemi-Socie FS es [6]:

$$\begin{aligned} \mathrm{FS} &= \frac{\Delta\gamma_{\mathrm{max}}}{2}\left(1 + k\frac{\sigma_{\mathrm{n,max}}}{\sigma_{\mathrm{y}}}\right) \\ &= \frac{(1+\nu)}{E}\sigma'_{\mathrm{f}}(2N_{\mathrm{i}})^{b} + \frac{(1+\nu)}{2E}\sigma'_{\mathrm{f}}(2N_{\mathrm{i}})^{2b} \end{aligned} \tag{4}$$

donde se ha supuesto un comportamiento elástico lineal, siendo E el módulo de Young y ν el coeficiente de Poisson, $\Delta\gamma_{\mathrm{max}}$ es el máximo rango de deformación angular, $\sigma_{\mathrm{n,max}}$ es la tensión normal perpendicular al plano crítico, σ_{y} es el límite de fluencia y k es una constante ajustada a partir de los datos de fatiga uniaxial y de torsión. La relación σ_{y}/k a menudo se aproxima a σ'_f [4]. Por otra parte, la relación obtenida con el criterio SWT es [6]:

$$\mathrm{SWT} = \sigma_{\mathrm{n,max}}\frac{\Delta\varepsilon_1}{2} = \frac{\sigma'^{2}_{\mathrm{f}}}{E}(2N_{\mathrm{i}})^{2b} \tag{5}$$

donde $\Delta\varepsilon_1$ es el máximo rango de deformación principal y $\sigma_{\mathrm{n,max}}$ es la tensión normal máxima en el plano de $\Delta\varepsilon_1$.

3.2. Vida de propagación

La segunda fase del método de predicción de vida supone el cálculo del numero de ciclos N_{p} necesario para hacer propagar la grieta desde cada punto del camino supuesto (es decir, la profundidad de la hipotética longitud de grieta inicial $a_{\mathrm{c}}^{\mathrm{i}}$) hasta la longitud de grieta crítica que provoca el fallo por fractura $a_{\mathrm{c}}^{\mathrm{f}}$. Para ello se utiliza un enfoque de mecánica de la fractura, integrando una ley de crecimiento de grieta, Ec. (6):

$$N_{\mathrm{p}} = \int_{a_{\mathrm{c}}^{\mathrm{i}}}^{a_{\mathrm{c}}^{\mathrm{f}}} \frac{\mathrm{d}a_{\mathrm{c}}}{f(\Delta K(a_{\mathrm{c}}))} \tag{6}$$

donde $f(\Delta K(a_c))$ representa genéricamente una ley de propagación.

En el cálculo de la vida de propagación se supone que tiene lugar bajo condiciones de modo I y que el rango del factor de intensidad de tensiones (FIT) es $\Delta K = K_{\text{I,max}}$, debido al cierre de grieta bajo la hipótesis de elasticidad lineal [6]. Con el fin obtener la vida de propagación N_p, es necesario calcular el valor del FIT K_I para todas las longitudes de grieta a lo largo del camino, para lo que la utilización del método X-FEM es esencial.

3.3. Vida total

La suma de las dos vidas así obtenidas, N_i y N_p, proporciona la vida total N_T asociada a cada punto, considerando cada punto como la longitud de grieta cuya crecimiento es dominado primero por la fase de iniciación y posteriormente por la fase de propagación, Fig. 4. El valor mínimo de la curva N_T corresponde al estado más desfavorable y representa la vida más corta de las calculadas [5]. La profundidad (longitud) en la que se alcanza el valor mínimo de N_T se define como la longitud de iniciación de grieta. Esta longitud de iniciación determina en este modelo la transición entre las fases de iniciación y propagación.

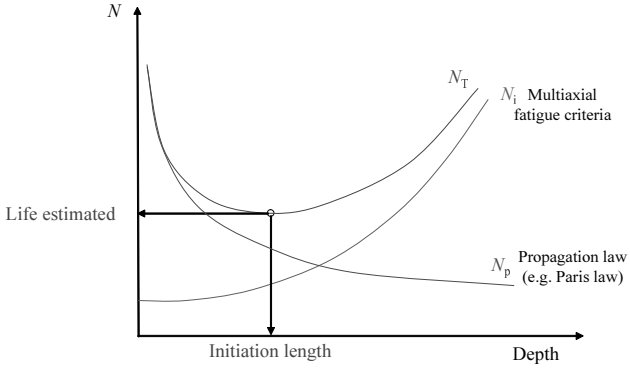


Figura 4: Obtención de la vida total.

4. EL MÉTODO X-FEM

En los últimos años, el método de los elementos finitos extendido X-FEM [9] se mostrado como una herramienta muy eficiente para el modelado numérico de grietas en MFEL. En comparación con el método de elementos finitos standard (EF) presenta la gran ventaja de que no necesita ajustar la malla a los contornos de grieta (caras de grieta).

La principal característica del X-FEM es el enriquecimiento del modelo de EF con grados de libertad adicionales. Estos nuevos grados de libertad (gdl) se asocian con los nodos de los elementos que son intersectados geométricamente por la posición de la grieta y se denominan nodos y elementos enriquecidos, respectivamente. De esta forma la discontinuidad queda incorporada al modelo numérico matemáticamente sin modificar la discretización. La Fig. 5 muestra una porción de una malla en la que se han marcado los nodos enriquecidos. Los nodos situados junto a las caras de grieta (marcados con círculos) se enriquecen con 2 gdl adicionales (uno para cada dirección del dominio 2D) con el fin de representar la discontinuidad física en desplazamientos mediante la función de Heaviside $H(\mathbf{x})$. Esta función sólo puede tomar los valores $H(\mathbf{x}) = \pm 1$, dependiendo de la ubicación relativa del nodo enriquecido con respecto a un lado u otro de la cara de grieta.

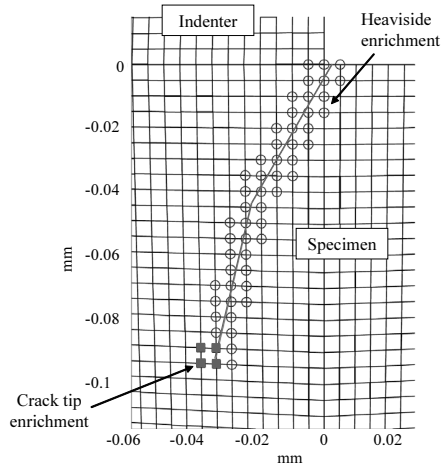


Figura 5: Nodos enriquecidos en X-FEM.

La formulación de X-FEM incluye además otro tipo de enriquecimiento para aquellos nodos que rodean el extremo de grieta. Estos nodos (marcados con cuadrados en la Fig. 5) son enriquecidos con 8 gdl adicionales, asociados a cuatro funciones de extremo de grieta $F_j(\mathbf{x})$ y las dos direcciones del espacio para cada una. Las funciones de extremo de grieta constituyen las funciones de la base que representa el primer término del campo de desplazamientos de la MFEL, y por consiguiente, reproducen el comportamiento singular típico de los campos de tensiones y deformaciones de extremo de grieta. Las cuatro funciones de la base de enriquecimiento son:

$$F_j(r,\theta) = \sqrt{r}\left[\sin\frac{\theta}{2},\ \cos\frac{\theta}{2},\ \sin\frac{\theta}{2}\sin\theta,\ \cos\frac{\theta}{2}\sin\theta\right] \quad (7)$$

con $j = 1-4$. En consecuencia, para el caso 2D, la aproximación de X-FEM al campo de desplazamientos en un punto **x** del dominio es:

$$\mathbf{u}_{\text{xfem}}(\mathbf{x}) = \sum_{i=1}^{nn_\text{M}} N_i(\mathbf{x})\mathbf{u}_i + \sum_{i=1}^{nn_\text{H}} N_i(\mathbf{x})H(\mathbf{x})\mathbf{a}_i + \\ + \sum_{i=1}^{nn_\text{CT}} N_i(\mathbf{x})\left(\sum_{j=1}^{4} F_j(\mathbf{x})\mathbf{b}_{i,j}\right) \quad (8)$$

donde nn_M es el número total de nodos de la malla y nn_H, nn_CT son el número de nodos de Heaviside y de extremo de grieta, respectivamente, $N_i(\mathbf{x})$, $\mathbf{u}_i$ son las funciones de enriquecimiento standard y los gdl standard de la formulación de EF para el nodo i, respectivamente. Por último, $\mathbf{a}_i$, $\mathbf{b}_{i,j}$ son los gdl adicionales asociados con la

función de Heaviside $H(\mathbf{x})$ y las funciones de extremo de grieta $F_j(\mathbf{x})$. Nótese que la incorporación de las funciones de extremo de grieta mejora la calidad de los campos de tensiones en el entorno del extremo de grieta, dando lugar a estimaciones más precisas de los FITs en comparación con la solución de EF standard [9].

Para los análisis se ha utilizado la implementación propuesta por los autores [8], por la que el método X-FEM se incorpora al código comercial ABAQUS a través de elementos de usuario formulados con 12 gdl/nodo. Así, la combinación de las funcionalidades que ofrece ABAQUS para el modelado del contacto entre sólidos y la implementación X-FEM propuesta permite disponer de una herramienta numérica avanzada para el análisis de este tipo de problemas. El cálculo de los FIT se ha realizado mediante la integral de interacción independiente del camino [12], permitiendo la extracción de K_{I} y K_{II} en problemas de modo mixto con elevada precisión y poca intervención del usuario.

5. DESCRIPCIÓN DEL MODELO NUMÉRICO

Debido a las condiciones de simetría de geometría y cargas, el modelo 2D representa 1/4 de la configuración del ensayo de fretting, Fig. 6. El rectángulo $L \times B$ corresponde a la probeta analizada y tiene una longitud de $L = 4B = 20$ mm, la semianchura a del indentador es 5 mm y la distancia entre el plano de contacto y el punto del indentador en el que se aplican las cargas es $h = 10$ mm. Se emplearon elementos cuadriláteros de cuatro nodos, en condiciones de deformación plana y con un espesor de $t = 5$ mm. El tamaño de los elementos más pequeños es del orden de 5 μm, localizados en el entorno del extremo derecho de la zona de contacto.

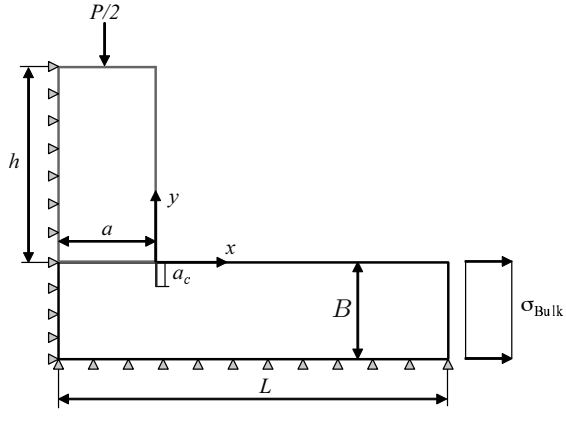


Figura 6: Geometría del modelo numérico.

El modelo de fricción considerado para la zona de contacto es el modelo de Coulomb y la formulación elegida para resolver el problema de contacto entre indentador y probeta está basada en multiplicadores de Lagrange. El coeficiente de fricción es μ=0.8. El comportamiento del material se supone elástico lineal, a pesar del elevado concentrador de tensiones en el borde de contacto. Debido a que el radio de dicho borde es muy pequeño (ver Sección 2) y el alto valor relativo del límite de fluencia para la aleación Al70775-T6, la plasticidad existente está muy localizada y se puede aplicar la hipótesis de *small scale yielding*, análogamente a los planteamientos de la MFEL.

La grieta modelada con X-FEM se localiza a la derecha de la zona de contacto, en la coordenada $x = 0$ (ver Fig. 6), lugar donde se produce la iniciación de la grieta en la práctica debido al comportamiento singular alrededor de la esquina de contacto. Nótese que la longitud de grieta se denota como a_c. La Fig. 7 muestra uno de los análisis numéricos realizados con la implementación de X-FEM en ABAQUS para una grieta de longitud 100 μm. Se puede observar que la distribución de tensiones se ve afectada tanto por el contacto indentador-probeta como por la existencia de la grieta (interacción grieta-contacto). Con el fin de determinar K_{I} numéricamente en función de la longitud de grieta a_c, se han analizado una serie de longitudes de grieta variando incrementalmente en cada uno de los ensayos, gracias a las ventajas que presenta el método X-FEM.

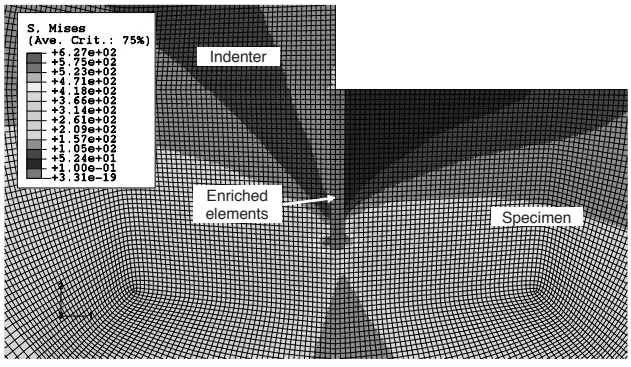


Figura 7: Campo de von Mises (en MPa). Ensayo P=4 kN, σ_{Bulk}= $\pm$ 130 MPa, longitud de grieta 100 μm.

6. PREDICCIÓN DE VIDA Y CORRELACIÓN CON VIDAS EXPERIMENTALES

La Fig. 8 muestra la vida total predicha para cada uno de los ensayos comparada con la vida experimental recogida en la Tabla 1. Se presentan los resultados obtenidos con los tres criterios de fatiga multiaxial para el análisis de la vida de iniciación. En todos los casos, la vida de propagación corresponde a la estimada utilizando los FITs obtenidos mediante análisis con X-FEM. Se observa que las vidas totales estimadas con los criterios de McDiarmid y Fatemi-Socie son muy similares, ya que el cálculo de tensiones y deformaciones es puramente elástico [6].

La mayoría de estimaciones proporcionadas por la metodología propuesta dan buenos resultados, siendo cercanas a las vidas registradas experimentalmente, sobre todo para los criterios de McDiarmid y Fatemi-Socie. El criterio SWT, que está basado en el rango de deformaciones normales y en la tensión normal al plano crítico tiende a sobreestimar la vida experimental para alguno de los ensayos. Para los ensayos analizados, las formulaciones basadas en los rangos de tensiones/deformaciones

tangenciales (McDiarmid/Fatemi-Socie) parecen mucho más adecuadas.

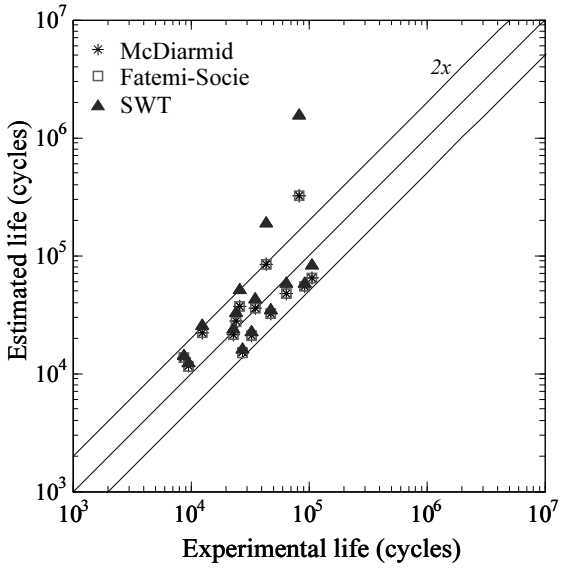


Figura 8: Comparación entre las vidas experimentales y las estimadas mediante X-FEM y los criterios de iniciación.

La Tabla 3 muestra, en promedio, la proporción de vida estimada en las vidas de iniciación y propagación. Como es de esperar, las vidas de iniciación son relativamente cortas (en torno al 11 % para los criterios McDiarmid/FS) en comparación con las vidas de propagación, debido a la rápida iniciación producida por los altos gradientes de tensiones junto al extremo de contacto.

Tabla 3: Promedios de la proporción de vida de iniciación y propagación (en %). Se indica también la longitud de iniciación.

	McDiarmid/FS	SWT
% Vida de iniciación	11.1	19.6
% Vida de propagación	88.9	80.4
Longitud de iniciación (μm)	10.8	9.3

A partir de estos resultados, se puede concluir que la combinación del método X-FEM y el criterio de McDiarmid (o equivalentemente el criterio de Fatemi-Socie) proporciona una vida estimada cercana a la registrada experimentalmente.

7. CONCLUSIONES

Se han llevado a cabo ensayos de fretting fatiga en condiciones de contacto completo, permitiendo la comparación de vidas experimentales con las predichas por un modelo de iniciación-propagación utilizando X-FEM. Se han estudiado diversos criterios de iniciación para estimar la vida de iniciación en combinación con el método X-FEM. El método X-FEM permite el cálculo de los FITs (vía integral de interacción) y, por tanto, la correspondiente vida de propagación. Los resultados sugieren que la combinación de los criterios multiaxiales de McDiarmid o Fatemi-Socie con el método X-FEM da lugar a aproximaciones razonables de las vidas totales registradas experimentalmente. La metodología propuesta puede ser aplicada a problemas reales con configuraciones más complicadas, para las que el uso de métodos numéricos se hace necesario.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer la financiación recibida a través de la DGICYT del Ministerio de Ciencia e Innovación (proyectos DPI2007-66995-C03-02 and DPI2010-20990).

REFERENCIAS

[1] Hills DA, Nowell D. Mechanics of fretting fatigue. Kluwer Academic Publishers, Dordrecht, 1994.

[2] Rajasekaran R, Nowell D. Fretting fatigue in dovetail blade roots: experiment and analysis. *Tribology Int* **39**, 1277–1285, 2006.

[3] Szolwinski MP, Farris TN. Observation, analysis and prediction of fretting fatigue in 2024-T351 aluminum alloy. *Wear* **221**, 24–36, 1998.

[4] Araújo JA, Nowell D. The effect of rapidly varying contact stress fields on fretting fatigue. *Int J Fatigue* **24**, 763–775, 2002.

[5] Navarro C, García M, Domínguez J. A procedure for estimating the total life in fretting fatigue. *Fatigue Fract Engng Mater Struct* **26**, 459–468, 2003.

[6] Navarro C, Muñoz S, Domínguez J. On the use of multiaxial fatigue criteria for fretting fatigue life assessment. *Int J Fatigue* **30**, 32–44, 2008.

[7] Socie FD, Morrow J, Chen WC. A procedure for estimating the total fatigue life of notched and cracked members. *Engng Fracture Mech* **11**, 851–859, 1979.

[8] Giner E, Sukumar N, Tarancón JE, Fuenmayor FJ. An Abaqus implementation of the extended finite element method. *Engng Fracture Mech* **76**, 347–368, 2009.

[9] Moës N, Dolbow J, Belytschko T. A finite element method for crack growth without remeshing. *Int J Numer Methods Engng* **46**, 131–150, 1999.

[10] Suresh S. Fatigue of Materials, 2nd ed. Cambridge University Press, 1998.

[11] McDiarmid DL. A general criterion for high cycle multiaxial fatigue failure. *Fatigue Fract Engng Mater Struct* **14**, 429–453, 1991.

[12] Chen FHK, Shield RT. Conservation laws in elasticity of the *J*-integral type, *J Appl Math Phys (ZAMP)* **28**, 1–22, 1977.

COMPARISON OF THE CRACK GROWTH BEHAVIOUR OF AA6082-T6 AND AA6061-T651 ALUMINIUM ALLOYS

L. P. Borrego[1], J. M. Costa[2], J. M. Ferreira[2] and A. S. Ribeiro[3]

[1] CEMUC, Mechanical Engineering Department,
Instituto Superior de Engenharia de Coimbra, IPC, Rua Pedro Nunes, 3030-199 Coimbra, Portugal.
E-mail: borrego@isec.pt

[2] CEMUC, Mechanical Engineering Department,
University of Coimbra, Rua Luís Reis Santos, Pinhal de Marrocos, 3030-788 Coimbra, Portugal.
E-mail: jose.domingos@dem.uc.pt; martins.ferreira@dem.uc.pt

[3] Engineering Department, University of Trás-os-Montes and Alto Douro,
Quinta de Prados, 5001-801 Vila Real, Portugal
E-mail: aribeiro@utad.pt

ABSTRACT

Fatigue crack propagation tests have been performed in two heat-treated AlMgSi aluminium alloys under constant amplitude loading, namely the 6082-T6 and 6061-T651 alloys. All experiments were performed, in load control, in a servo-hydraulic closed-loop mechanical test machine. The tests were carried out using Middle Tension, M(T), specimens. The influence of stress ratio and thickness were analysed. Crack closure was monitored in the tests by the compliance technique using a pin microgauge. A strong stress ratio and material dependence effects on the fatigue crack growth were observed. The crack growth behaviour of heat-treated aluminium alloys depends mainly on whether the dominant closure mechanism is plasticity-induced or roughness-induced. The enhancement of roughness-induced closure promotes higher crack growth resistance in these alloys. Roughness-induced closure dominates crack closure in 6061-T651 alloy, while in 6082-T6 aged hardened alloy plasticity-induced closure is dominant.

KEYWORDS: AlMgSi aluminium alloys, Crack propagation, Crack closure.

1. INTRODUCTION

Heat-treated 6xxx-series aluminium alloys, containing magnesium and silicon as major alloying elements, are of particular interest due to their attractive combinations of properties as structural materials for the automotive and aerospace applications, i.e., medium strength, high strength and stiffness-to-weight ratios, formability, fatigue resistance, corrosion resistance, and relatively low cost.

Crack closure has played a central role in the study of fatigue crack propagation. A large number of researches have made attempts to understand the influence of the mean stress on the fatigue crack growth rate based on the crack closure argument [1].

Except for high stress ratios or high ΔK values, the fatigue crack growth can be affected more or less by the crack closure induced by plasticity in the two-parameter crack growth rate relation zone, Paris regime, or by oxidation and surface roughness in the near threshold regime. The influence of mean stress on the fatigue crack growth rate has been explained with success by the crack closure using the normalized load parameter U [1].

It is generally accepted that fatigue crack growth in the Paris regime is only weakly dependent on the materials microstructure when represented against ΔK_{eff} [2]. However, when da/dN is plotted against ΔK a number of examples of microstructure-dependent fatigue crack growth were reported in the literature [3].

In all cases, accordingly with Bergner and Zouhar [3], the crack growth behaviour depends mainly on whether an alloy presents plasticity-induced crack closure only, or additionally other retarding mechanisms such as roughness-induced closure.

The present work intends to analyse the fatigue crack propagation in two heat-treated aluminium alloys, namely the 6082–T6 and 6061-T651 age-hardened alloys. The influence of stress ratio and thickness is analysed.

2. EXPERIMENTAL DETAILS

This research was conduced using AlMgSi aluminium alloys with a T6 heat treatment, namely the AA6082-T6 and AA6061-T651 alloys. The T6 treatment is a full heat treatment processes comprising the operations of solution treatment, quenching and age-hardening.

The alloys' chemical composition and mechanical properties are shown in Tables 1 and 2, respectively. Alloys 6082-T6 and 6061-T651 differ mainly in the silicon, manganese and chromium contents. The alloys have similar monotonic and cyclic mechanical properties.

Table 1. Main chemical composition of the analysed alloys (weight %).

Alloy	Si	Mg	Mn	Fe	Cr
6082-T6	1.05	0.80	0.68	0.26	0.01
6061-T651	0.69	0.94	0.11	0.29	0.25

Table 2. Monotonic and cyclic mechanical properties of the aluminium alloys.

Aluminium Alloy	6082	6061
Tensile strength, σ_{UTS} [MPa]	330	317
Yield strength, σ_{YS} [MPa]	307	279
Elongation, ε_r [%]	9	10
Cyclic hardening exponent, n'	444	404
Cyclic strength coef., k' [MPa]	0.064	0.062
Fatigue Strength exponent, b	-0.07	-0.05
Fatigue Strength coef, $\sigma_{f'}$ [MPa]	487	394
Fatigue ductility exponent, c	-0.593	-0.723
Fatigue ductility coefficient, $\varepsilon_{f'}$	0.209	0.634

Fatigue crack growth tests were undertaken, in agreement with ASTM E647 standard [4], using middle-tension, M(T), specimens. For 6061-T651 aluminium alloy 3, 6 and 12 mm thickness specimens were used. The thickness of 6082-T6 aluminium alloy specimens was 3 mm. The specimens were obtained in the longitudinal transverse direction from laminated plates. The several thickness 6061-T651 specimens were obtained from the same plate in order to avoid microstructure influence. Fig. 1 illustrates the major dimensions of the samples used in the tests. The notch preparation was made by electrical-discharge machining. After that, the specimen surfaces were mechanically polished.

All experiments were performed in a servohydraulic, closed-loop mechanical test machine with 100 kN capacity, interfaced to a computer for machine control and data acquisition. All tests were conducted in air and room temperature, at a frequency of 20 Hz. The specimens were clamped by hydraulic grips. The crack length was measured using a travelling microscope (45X) with an accuracy of 10 μm. Collection of data was initiated after achieving an initial crack length $2a_0$ of approximately 12 mm. The tests where performed in load control mode. Crack growth rates were determined by the incremental polynomial method using five consecutive points [4].

Load-displacement behaviour was monitored at specific intervals throughout each of the tests using a pin microgauge elaborated from a high sensitive commercial axial extensometer (±0.625 mm of maximum displacement). The gauge pins were placed in two drilled holes of 0.5 mm diameter located above and below the centre of the notch (Fig. 1). The distance between these holes was 3.5 mm. In order to collect as many load-displacement data as possible during a particular cycle, the frequency was reduced to 2 Hz.

Variations of the opening load, Pop, were derived from these records using the technique known as maximization of the correlation coefficient [5]. This technique involves taking the upper 10% of the P-δ data and calculating the least squares correlation coefficient. The next data pair is then added and the correlation coefficient is again computed. This procedure is repeated for the whole data set. The point at which the correlation coefficient reaches a maximum can then be defined as Pop.

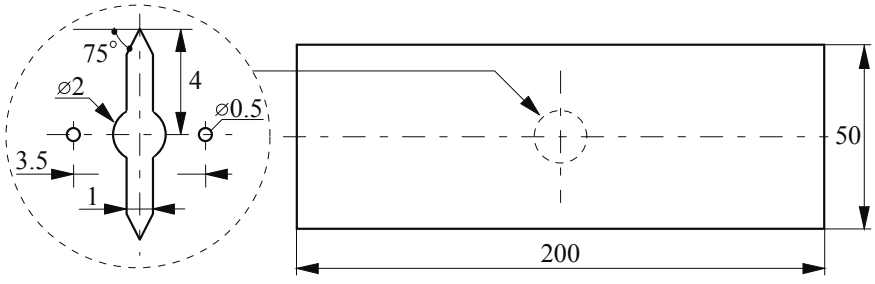


Figure 1. Geometry of the M(T) specimen used (dimensions in mm).

The fraction of the load cycle for which the crack remains fully open, parameter U, was calculated by the following equation:

$$U = \frac{K_{max} - K_{op}}{K_{max} - K_{min}} \quad (1)$$

where K_{max}, K_{min}, and K_{op} are the maximum, minimum and crack opening stress intensity factor, respectively. The values of the effective K range parameter, ΔK_{eff}, were than calculated by the expression:

$$\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{op} = U\,\Delta K \quad (2)$$

The fatigued fracture surfaces of specimens were observed in a Philips XL30 scanning electron microscope. The fracture surfaces profile was also evaluated.

3. RESULTS AND DISCUSSION

The influence of stress ratio and thickness on the fatigue crack growth rate for aluminium alloy 6061-T651 can be seen in Fig. 2. The data was obtained using specimen thickness of 3, 6 and 12 mm tested at stress ratios of R=0.05, R=0.1 and R=0.5.

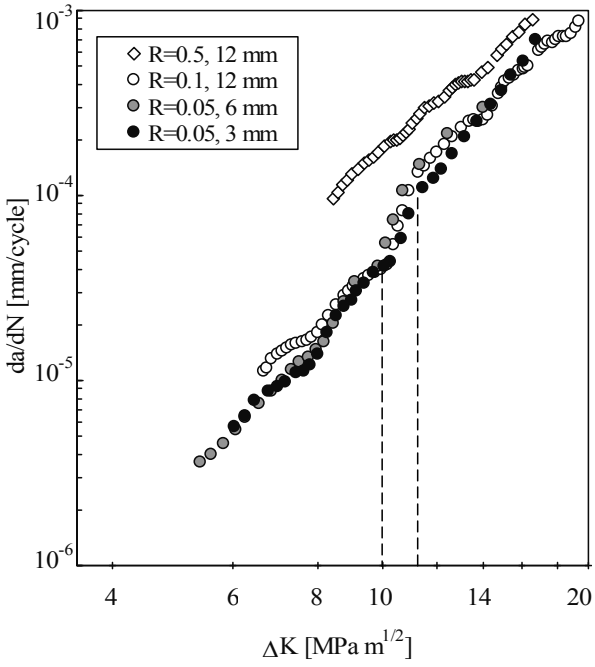


Figure 2. Effect of stress ratio and specimen thickness on the fatigue crack growth rate for alloy 6061-T651.

A strong R-ratio effect on the fatigue crack growth rate was observed for 12 mm thickness specimens. The crack growth rate da/dN increases with the stress ratio R. Fig. 2 shows clearly that specimen thickness has no significant influence in the crack growth behaviour of alloy 6061-T651.

Indeed the crack growth behaviour observed for the specimens tested at R=0.05 is quite similar, presenting a relatively wavy appearance. The crack growth rate curves for all thickness under R=0.05 present several transition periods, being the most significant and well defined the one observed for ΔK values between 10 and 11 MPa√m. Initially, for ΔK values lower than 10 MPa√m, da/dN values are relatively stable and then, for ΔK values above 10 MPa√m, the crack growth rates present an abrupt acceleration before getting once again certain stability for ΔK values above approximately 11 MPa√m.

This behaviour is attributed to the abrupt change of the propagation mechanisms in this alloy, which promotes initially a fatigued fracture surface of higher roughness and then a lower roughness surface zone. Therefore, for ΔK values lower than 10 to 11 MPa√m, a high level of roughness induced closure, which promotes higher crack growth resistance, must be expected.

Fig. 3 presents the influence of the stress ratio on the fatigue crack growth rate of alloy 6082-T6, considering four values of R: -0.25, 0.05, 0.25 and 0.4.

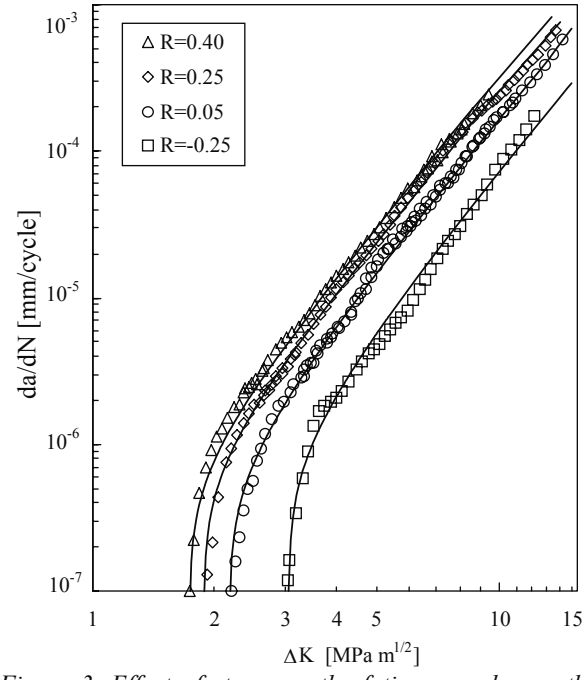


Figure 3. Effect of stress on the fatigue crack growth rate for alloy 6082-T6 [6].

For aluminium alloy 6082-T6 only a moderate R-ratio is generally observed as reported in previous work [6]. Fig. 3 shows that as ΔK increases the influence of R on da/dN decreases. The crack growth rate da/dN increases with R, being this trend more pronounced between R=0.05 and R=0.25 than that between R=0.25 and R=0.4. For high values of da/dN, near 10^{-5} mm/cycle (values of ΔK greater than 3.5 MPa√m), the influence of R is nearly absent between R=0.25 and R=0.4.

Fig. 2 also presents the adjustment of the Nasgro equation, Eq. (3), initially presented in the complete form by Forman and Mettu [7], to the experimental da/dN-ΔK data under the several stress ratios analysed.

$$\frac{da}{dN} = C\left[\left(\frac{1-f}{1-R}\right)\Delta K\right]^m \frac{\left(1-\frac{\Delta K_{th}}{\Delta K}\right)^p}{\left(1-\frac{\Delta K}{(1-R)K_c}\right)^q} \quad (3)$$

Where ΔK_{th} is the threshold and parameters *C*, *m*, *p* and *q* are material constants experimentally obtained.

The selection of the constraint parameter α was performed by inferring the crack closure level using the crack opening function defined by Newman [8], *f*, and then comparing the obtained results with the experimentally measured ones [6]. The calculation of *f* was performed considering that the ratio between the maximum stress and the flow stress, σ_{max}/σ_o, was 0.3.

It was observed that a good approximation of the experimentally measured crack closure levels in the Paris regime was achieved using α=2. For alloy 6061-T651 a constraint factor of α=2 is also generally used [9,10]. Additionally, the exponent p=0.5 is the value generally recommended for aluminium alloys [9,10]. Therefore, in both near threshold and the Paris regimes of crack propagation, the following expression was obtained for alloy 6082-T6 (mm/cycle, MPa√m)

$$\frac{da}{dN} = 3.15\times10^{-7}\left[\left(\frac{1-f}{1-R}\right)\Delta K\right]^{3.27}\left(1-\frac{\Delta K_{th}}{\Delta K}\right)^{0.5} \quad (4)$$

The adjustment of the Nasgro equation to the experimental crack growth rates was performed only in the near threshold and the Paris regimes of crack propagation, therefore the *p* exponent indicated in Eq. (3) was considered equal to zero.

Fig. 4 shows the comparison between the crack growth behaviours of alloys 6082-T6 and 6061-T6 under the same stress ratio *R*=0.05 and also for the same specimen thickness of 3 mm.

This figure shows that crack growth rates for alloy 6061-T651 are significantly lower than the ones obtained for alloy 6082-T6. Therefore, in spite of similar monotonic and cyclic properties, alloy 6061-T651 presents a significantly higher resistance to crack propagation in comparison to alloy 6082-T6. Moreover, the crack growth behaviour observed for the 6082-T6 alloy is quite different of the already mentioned wavy appearance of the da/dN curves observed for 6061-T651 alloy. The Paris equation parameters C and m (mm/cycle, MPa√m) obtained for alloy 6061-T61 are 6.37×10^{-10} and 4.90, respectively. These parameters were obtained of a correlation coefficient of 0.995. For alloy 6082-T6, $C=5.05\times10^{-8}$ and m=3.54 with a correlation coefficient of 0.998 [6].

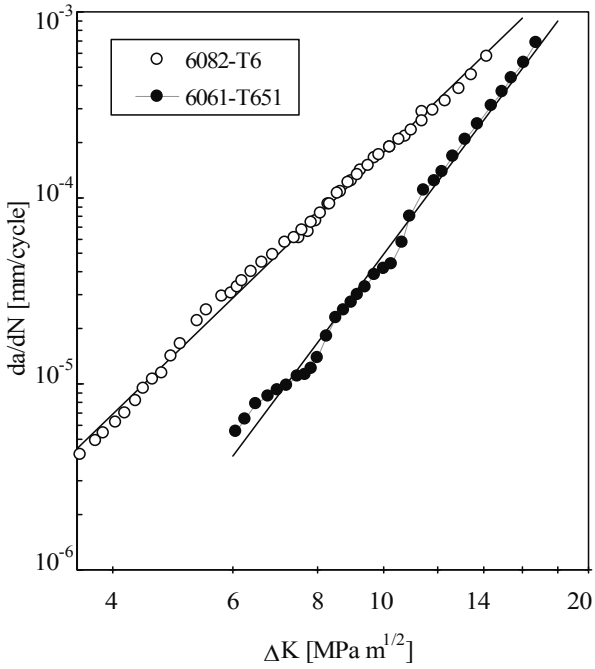


Figure 4. Comparison of fatigue crack growth rates between 6082 and 6061 aluminium alloys at R=0.05.

Therefore, a crack closure analysis was carried out to correlate the results with ΔK_{eff}. The crack closure level can be represented by plotting the normalised load ratio parameter U, defined by Eq. (1), as a function of ΔK as depicted in Fig. 5 for both aluminium alloys.

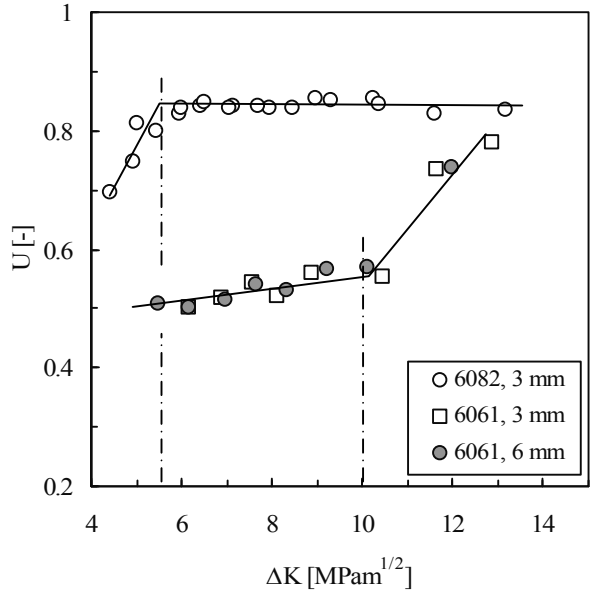


Figure 5. Crack closure level for aluminium alloys 6082-T6 and 6061-T651 at R=0.05.

This figure shows that the crack closure data are in accordance with the observed variation in the crack growth rates presented in Fig. 4, *i.e.*, higher closure levels for lower da/dN values.

Alloy 6061-T651 presents a significant higher crack closure level than alloy 6082-T6. Initially, bellow approximately ΔK=10 MPa√m, parameter U practically increases slowly between the values of 0.50 and 0.56, followed by a decrease with increasing ΔK, i.e., the crack closure level is more important for low ΔK values. As already mentioned, this behaviour is due to the abrupt change of the propagation mechanisms in this alloy, which promotes a high level of roughness induced closure in the initial phase of crack propagation.

Alloy 6082-T6 shows a very different crack closure level, for ΔK values higher than 6 MPa√m closure values are generally independent of ΔK (U=0.85). Only for ΔK values lower than 6 MPa√m U dropped steeply with decreasing ΔK. This behaviour is related to the increase of crack closure which is promoted by oxidation and surface roughness only in the near threshold regime.

The change of effective stress intensity factor ΔK_{eff} can be calculated from U and ΔK according to Eq. (2). Fig. 6 shows the da/dN-ΔK_{eff} data for alloy 6061-T651 for the 3 and 6 mm thicknesses at R=0.05. The characteristic da/dN-ΔK_{eff} curve for alloy 6082-T6 is also superimposed in the figure for comparison. The fatigue crack growth rate data tend to fall within a very narrow scatter band when da/dN is plotted against ΔK_{eff} according to

$$\frac{da}{dN} = C\left(\Delta K_{eff}\right)^m \qquad (5)$$

Therefore, crack closure by itself permits the reduction of the da/dN-ΔK curves to a unique curve da/dN-ΔK_{eff} independent of the material and thickness once crack closure effect is accounted for. The parameters C and m of Eq. (5) obtained for aluminium alloy 6061-T651 can be assumed equal to the ones obtained for alloy 6082-T6: 1.229×10^{-7} (mm/cycle, MPa√m) and 3.39, respectively. These parameters were obtained with a correlation coefficient of 0.998 [6].

In the work of Bergner *et al* [3] aluminium alloys were classified in two distinct groups. One of the groups (denoted "I") is characterised by approximately equal crack growth rates at ΔK_0=10 MPa√m, of about $(1.65\pm0.45)\times10^{-4}$ mm/cycle. In contrast, the other group (denoted "II") is characterised by varying *da/dN* at ΔK_0. Crack growth rates of group II are always lower than those observed for group I. They propose that the main criterion of differentiation between the alloys of groups I and II is whether an alloy shows, respectively, plasticity-induced closure only or additionally other retarding mechanisms such as roughness-induced closure.

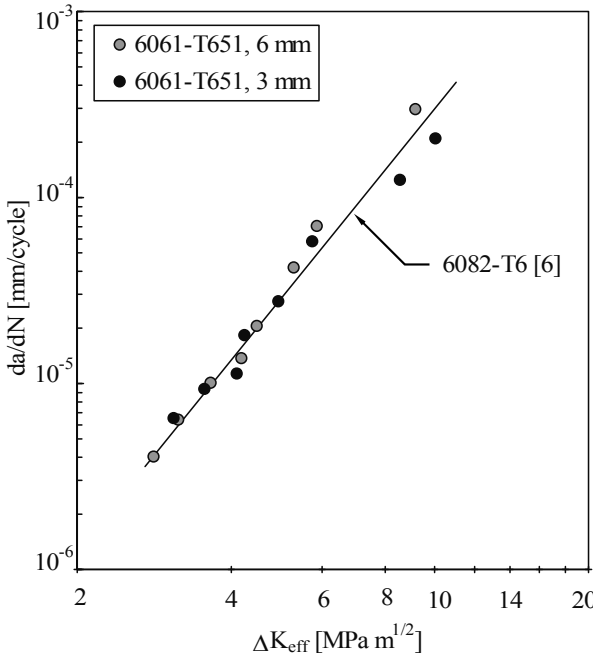


Figure 6. Fatigue crack growth rate versus ΔK_{eff}.

Fig. 4 shows that alloy 6082-T6 presents a crack growth rates of 1.69×10^{-4} at ΔK_0=10 MPa√m. Therefore is included in group I. However, alloy 6061-T651, although being in a similar artificially aged condition, has a lower value of *da/dN* at ΔK_0, approximately 4.16×10^{-5} mm/cycle, being better included in group II.

Therefore, distinct closure mechanisms exist in the alloys. For alloy 6082-T6 plasticity and roughness-induced crack closures must be present, being the last significant only near threshold. For alloy 6061-T651 roughness-induced closure must also be dominate in majority of the Paris regime.

Fig. 7 shows the typical features of the fatigue fracture surfaces. The images presented were obtained close to the centre of the specimens. The crack growth direction is from bottom to top in the all images. It can be clearly seen, that alloy 6061-T651 has a surface topography much more irregular than alloy 6082-T6. Typical fatigue fracture surfaces of alloy 6082-T6 have a relatively chaotic wavy appearance. The crack propagates on multiple plateaus that are at different elevations with respect to each other. The plateaus are joined either by tear ridges or walls. These relatively smooth areas consisted predominantly of transgranular fatigue propagation containing fairly well-developed striations with evidence of some secondary cracking and widely dispersed microvoid formation around second-phase particles.

In contrast, the fatigue fracture surface of alloy 6061-T651 exhibits a more brittle nature, i.e., cleavage-

like fracture, as suggested by the presence of a high number of cleavage steps. Evidence of some ductile tearing was also observed. This alloy showed many broken particles at the fracture surface and the significant presence of microvoids.

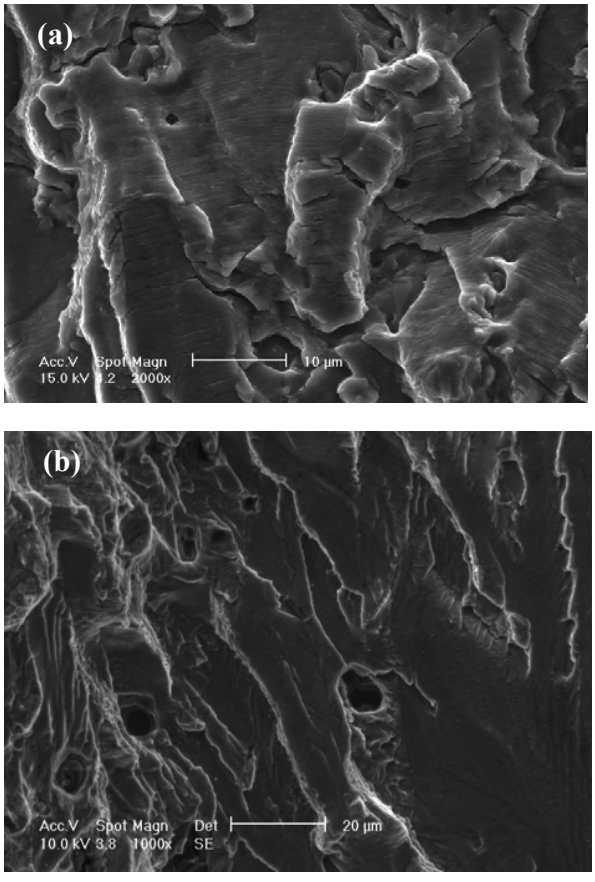


Fig. 7. SEM images of specimens fatigued fracture surfaces. R=0.05 and ΔK=12 MPa√m: (a) 6082-T6, da/dN = 3.2×10^{-4}; (b) 6061-T651, da/dN=1.3×10^{-4} mm/cycle.

4. CONCLUSIONS

From the comparison of the fatigue crack growth behaviour in 6082-T6 and 6061-T651 heat-treated aluminium alloys the following concluding remarks can be drawn:

1. A significant stress ratio and material dependence effects on the fatigue crack growth were observed

2. Specimen thickness has no significant influence in the crack growth behaviour of alloy 6061-T651.

3. In spite of similar monotonic and cyclic properties, alloy 6061-T651 presents a significantly higher resistance to crack propagation in comparison to alloy 6082-T6

4. For the analysed alloys crack closure by itself permits the reduction of all the propagation curves to a unique curve da/dN-ΔK_{eff} independent of the alloy and thickness.

5. In the alloy 6082 age hardened by artificially ageing plasticity-induced closure is dominant, while roughness-induced closure dominates crack closure in 6061-T651 age hardened alloy.

ACKNOWLEDGMENTS

The authors would like to acknowledge Eng. Paulo Amaro from ISEC and ITJ - Internacional Moldes, for the machining of the specimens and for the electrical-discharge notch preparation, respectively. Both operations were done with great skill and in a very short time, without this study couldn't be performed.

REFERENCES

[1] Elber W. The significance of fatigue crack closure. In: Damage Tolerance in Aircraft Structures, ASTM STP 486. Philadelphia: American Society for Testing and Materials, 1971, pp. 230-242.

[2] Petit J. and Mendez J. Some aspects of the influence of microstructure on fatigue resistance. Fatigue '96: Proceedings of the Sixth International Fatigue Congress, Vol. I. Lutjering G, Nowack H, editors. Oxford: Pergamon, 1996, pp. 15-26.

[3] Bergner F., Zouhar G. and Tempus G. The material-dependent variability of fatigue crack growth rates of aluminium alloys in the Paris regime. Int Jnl Fatigue 2001: 23: 383-394.

[4] American Society for Testing and Materials. Standard test method for microhardness of materials. Annual Book of ASTM Standards 2000: Volume 03.01, ASTM E 647

[5] Allison J. E. Ku R. C. and Pompetzki M. A. "Mechanics of fatigue crack closure", ASTM STP 982, 171-185 (1988).

[6] Borrego LP, Ferreira JM, Costa JM. Fatigue Crack Growth and Crack Closure in an AlMgSi Alloy. Fatigue Fract Engng Mater Struct 2001;24:255-266.

[7] Forman R. G., Mettu S. R., (1992). "Behavior of surface and corner cracks subjected to bending and tensile loads in Ti-6Al-4V alloy". Fracture Mechanics: Twenty Second Symposium, Vol. 1, ASTM STP 1131, ASTM, pgs. 519-546.

[8] Newman Jr. J. C. (1984a). "A crack-opening stress equation for fatigue crack growth". International Journal of Fracture, Vol. 24, pgs. R131-R135.

[9] Nasa (2001). Fatigue crack growth computer program NASGRO version 3.0: reference manual. NASA, Houston, Texas, USA.

[10] Farahmand B., Bockrath G., Glassco J. (1997). *Fatigue and fracture mechanics of high risk parts: application of LEFM & FMDM theory*. Chapman & Hall, New York.

Dirección de iniciación de grieta baja carga de fatiga biaxial en fase

V. Chaves, A. Navarro y C. Vallellano

Dpto. Ing. Mecánica y de los Materiales. Escuela Superior de Ingenieros. Universidad de Sevilla.
Avda. Camino de los Descubrimientos, s/n. 41092. Sevilla.
E-mail: navarro@us.es

RESUMEN.

Es comúnmente aceptado que en probetas sin entallas la dirección de iniciación de grieta bajo fatiga multiaxial depende de la ductilidad del material. Así para materiales dúctiles la grieta se inicia en Modo II mientras que para materiales frágiles lo hace en Modo I. En este trabajo se utiliza como indicador de la ductilidad la relación entre los limites de fatiga a torsión y a tracción puros, τ_{FL}/σ_{FL}, y se muestran predicciones de la dirección de iniciación de grieta usando un modelo de fatiga microestructural que describe la interacción entre la grieta y las barreras microestructurales. Los resultados obtenidos con el modelo tanto para materiales dúctiles ($\tau_{FL}/\sigma_{FL} \simeq 0.5$) como frágiles ($\tau_{FL}/\sigma_{FL} \simeq 1$) y baja carga de tracción y torsión pura son los esperados. El modelo permite predecir además las direcciones de iniciación de grieta en otros casos de carga biaxial en fase y para materiales de ductilidad intermedia.

ABSTRACT.

Generally speaking, when smooth specimens are subjected to multiaxial loading, crack initiation direction depends on the material ductility. Thus, for ductile materials cracks initiates in Mode II while for brittle materials it does in Mode I. In this work the ratio between the pure torsion and tension fatigue strength, τ_{FL}/σ_{FL} is used as an indicator of ductility. Predictions of the crack initiation direction using a microstructural fatigue model that describes the interaction among the crack and the microstructural barriers are shown. The results obtained for both ductile ($\tau_{FL}/\sigma_{FL} \simeq 0.5$) and fragile ($\tau_{FL}/\sigma_{FL} \simeq 1$) materials in pure torsion and tension loading are as expected. Besides, the models can predict the direction under different in phase biaxial loading conditions and for materials with medium ductility.

PALABRAS CLAVE: Fatiga multiaxial, Dirección de iniciación de grieta, Ductility, Microestructural, Dislocaciones

1 INTRODUCCIÓN

En probetas lisas de materiales dúctiles las tensiones tangenciales dominan el periodo de iniciación de la grieta, es decir, ésta se inicia en Modo II a 45º respecto a la dirección de tensión principal máxima. Una vez que la grieta adquiere una cierta longitud, la fricción entre las caras de la grieta aumenta considerablemente y la grieta se gira para continuar creciendo en Modo I y perpendicular a la dirección de la tensión principal máxima [1]. Sin embargo para el caso de materiales frágiles es la tensión normal la que controla la formación de la grieta desde un principio, siendo la dirección de iniciación y de propagación de la grieta la misma, es decir la dirección perpendicular a la tensión principal máxima [2]. Un indicador habitual de la ductilidad de un material es la relación entre los limites de fatiga a torsión y a tracción puros, τ_{FL}/σ_{FL}. Los materiales dúctiles tienen un valor del parámetro $\tau_{FL}/\sigma_{FL} \simeq 0.5$ mientras que en los frágiles alcanza un valor de $\tau_{FL}/\sigma_{FL} \simeq 1$ [3]. En este trabajo se va a mostrar como el modelo microestructural biaxial desarrollado por Navarro et al. [4], basado en la interacción entre la grieta y las barreras microestructurales, permite predecir correctamente la dirección de iniciación de grieta en una probeta lisa tanto para un material dúctil como para un material frágil.

2 MODELO DE CRECIMIENTO DE MICROGRIETAS BAJO CARGA BIAXIAL

El modelo microestructural de crecimiento de grieta bajo carga biaxial ha sido recientemente aceptado para su publicación [4]. Se basa en los trabajos realizados por Navarro y de los Rios para carga monoaxial [5, 6]. Los autores suponen que el desplazamiento plástico debido a fatiga tiene lugar en bandas de deslizamiento rectilíneas que van a lo largo de los granos del sólido. La microgrieta surge en aquel grano que, por su tamaño y orientación cristalográfica, presenta más facilidad para la formación de bandas de deslizamiento persistentes. La grieta y su zona plástica asociada se extiende hasta llegar a una barrera microestructural (generalmente un borde de grano) donde permanece bloqueada hasta que se dan las condiciones necesarias para activar el deslizamiento plástico en el siguiente grano. La grieta, su zona plástica y la barrera se representa mediante una distribución continua

de dislocaciones. En las figuras 1 y 2 se muestra una representación esquemática del modelo monoaxial. Se considera un sólido infinito de un metal, con un tamaño medio de grano D, sometido a tensión uniforme τ y con una grieta de longitud $2a$ en su interior. Se admite que la grieta ha sido nucleada en el interior de un grano y que su zona plástica ha crecido hasta alcanzar i granos, con $i = 1, 3, 5, ...$ Delante de los dos bordes de grieta se encuentran sus zonas plásticas asociadas, que están bloqueadas al final de un grano por la barrera. La posición del límite de grano sera $iD/2$, que representa el numero de medios granos atravesados por la zona plástica de cada uno de los lados. Las tensiones $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ representan la resistencia al movimiento de dislocaciones en la grieta, zona plástica y barrera respectivamente. La barrera microestructural se modela mediante una pequeña zona de longitud r_0 ($r_0 \ll D$), que representa el tamaño típico de la interfase entre granos o la distancia típica a la que se encuentran las fuentes de dislocaciones activables en el grano siguiente.

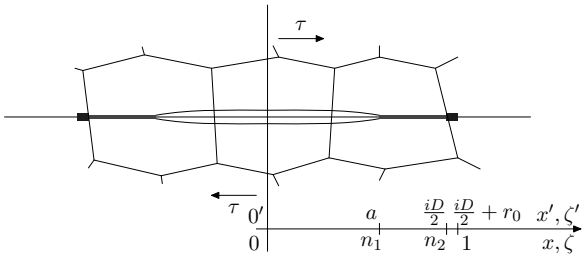


Figure 1. Grieta, zona plástica y barrera.

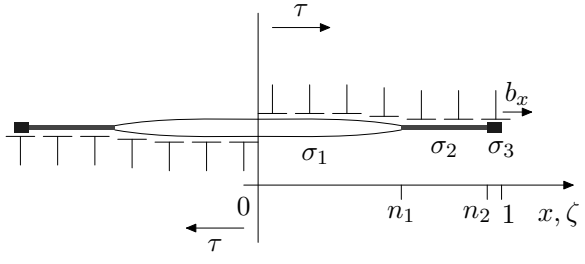


Figure 2. Modelado mediante dislocaciones.

La ecuación que determina el equilibrio de dislocaciones es una ecuación integral singular tipo Cauchy, que permite calcular en cualquier instante la tensión en la barrera σ_3. La tensión σ_3 necesaria para mantener el equilibrio alcanza su valor máximo cuando la grieta ha alcanzado justamente la barrera. Considerando que no hay interferencia entre las caras de la grieta ($\sigma_1 = 0$) y para la grieta al borde la barrera ($n_1 = n_2 = (iD/2)/(iD/2 + r_o) \simeq 1$) se obtiene:

$$\sigma_3 = \frac{1}{\cos^{-1} n_2} \left[\frac{\pi}{2}\tau\right] \tag{1}$$

El paso de la grieta al siguiente grano se producirá si la tensión σ_3 alcanza un valor mínimo que provoque la activación de fuentes de dislocaciones. La condición crítica de activación se escribe como

$$\frac{\sigma_3^i}{m_i^*} = \tau_c^i \tag{2}$$

donde m_i^* es un factor de orientación cristalográfica que proyecta la tensión σ_3 en el plano y dirección de deslizamiento de una fuente de dislocaciones en el grano adyacente y τ_c^i es la tensión crítica necesaria para activar la fuente. El valor de esta tensión crítica para superar las diversas barreras podría ser cuantificado mediante un análisis de tipo Hall-Petch, como hace Krupp et al. [7]. Sin embargo no se realiza de esta manera sino que sus valores se obtienen a partir de datos macroscópicos de ensayos convencionales de fatiga, más asequibles de realizar. En concreto se considera que el límite de fatiga del material se asocia con superar la barrera del primer grano, por tanto introduciendo este valor experimental en la ecuación (1) y sustituyendo el valor de la σ_3 obtenida en la ecuación (2), se obtiene la tensión necesaria para superar la primera barrera $m_1^*\tau_c^1$. El resto de tensiones críticas para superar los siguientes bordes de grano se obtienen de la misma manera pero utilizando las tensiones del diagrama de Kitagawa-Takahashi necesarias para propagar una grieta de longitud $i \cdot D$, con $i = 3, 5, ...$ Si no se dispone del diagrama experimental de Kitagawa-Takahashi se puede hacer una estimación del mismo usando por ejemplo la ecuación propuesta por El-Haddad a partir del K_{th} experimental del material [8], como se hace en [9]. La condición de activación para superar la primera barrera en el caso de carga biaxial en fase se escribe como:

$$\frac{\sigma_3^1}{m_{\sigma 1}^*} + \frac{\tau_3^1}{m_{\tau 1}^*} = \tau_c^1 \tag{3}$$

El caso biaxial implica considerar dos distribuciones de dislocaciones, una con vectores de burgers perpendiculares a la grieta (climb) y otra con vectores paralelos a la grieta (glide). Además la dirección de propagación de grieta es desconocida de antemano. En la figura 3 se muestra un esquema del modelo biaxial. Se considera un solido sometido a una carga externa normal σ_y^∞ y tangencial τ^∞ que produce una tensión norma y tangencial σ, τ en la línea de grieta, que se encuentra orientada un ángulo θ respecto al eje X. Al igual que en el caso monoaxial, resolviendo las ecuaciones de equilibrio de los dos conjuntos de dislocaciones en el caso acotado, pueden obtenerse las relaciones entre las tensiones σ_3^1 y τ_3^1 en la barrera y las tensiones σ y τ que actúan en el plano de la grieta. En el caso presente son exactamente iguales a la escrita más arriba (1), por lo que la condición de activación puede ponerse como

$$\frac{1}{\cos^{-1} n_2} \frac{\pi}{2} \left[\frac{\tau}{m_{\tau 1}^*} + \frac{\sigma}{m_{\sigma 1}^*}\right] = \tau_c^1 \tag{4}$$

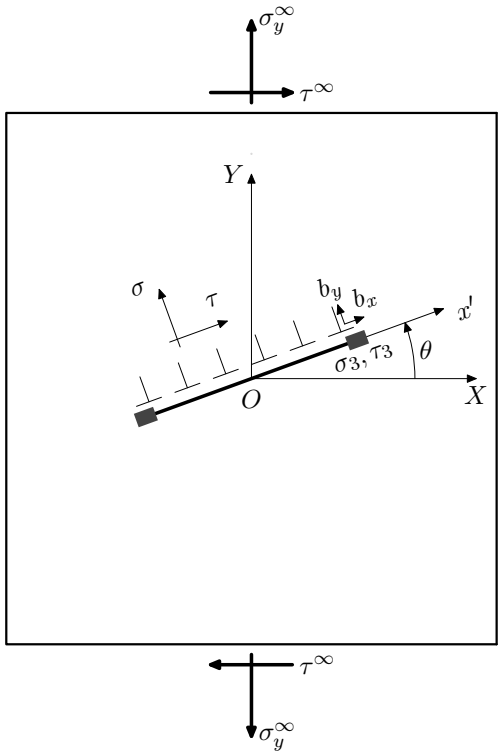


Figure 3. Modelo para carga biaxial

Esta ecuación puede aún escribirse de una manera más reveladora, utilizando de nuevo la aproximación $\cos^{-1} n_2 = (2(1-n_2))^{\frac{1}{2}} \approx 2(r_0^i/iD)^{\frac{1}{2}}$ y reordenando términos

$$\frac{\tau}{\tau_U} + \frac{\sigma}{\sigma_U} = 1 \tag{5}$$

La ecuación anterior describe una recta que divide el plano σ-τ en dos regiones (ver figura 4). Combinaciones de tensiones por encima de esta línea provocaran la activación de fuentes de dislocaciones y por lo tanto determinaran la propagación de grieta más allá de la barrera hasta producir el fallo. Por el contrario, por debajo de esta línea las grietas crecerían hasta la barrera, pero, al no activarse deslizamiento plástico detrás de la barrera, las grietas quedarán paradas allí en tanto en cuanto no se aumenten las tensiones.

Veamos ahora cómo relacionamos, via σ_U y τ_U, los parámetros microscópicos del material y los límites de fatiga a tracción y torsión. Esto se consigue fácilmente analizando los ensayos correspondientes mediante el círculo de Mohr. En la Figura 5 se muestra el círculo de Mohr para un ensayo de torsión pura. El material es sometido a una tensión de torsión en fatiga. La máxima tensión cíclica aplicable en este ensayo sin que se produzca el fallo por fatiga, o, de otra forma, la mínima tensión que hay que aplicar para que se produzca el fallo, es, naturalmente, el límite de fatiga a torsión, τ_{FL}. Cuando la tensión de torsión aplicada en el ensayo sea igual a τ_{FL}, el círculo de Mohr será, pues, tangente a la recta del criterio microscópico de activación.

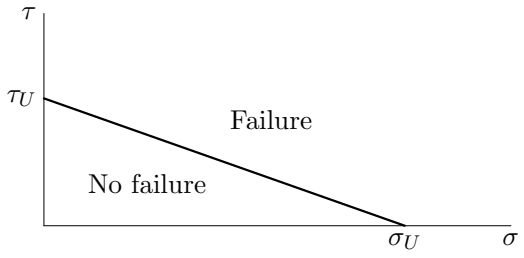


Figure 4. Criterio de activación biaxial

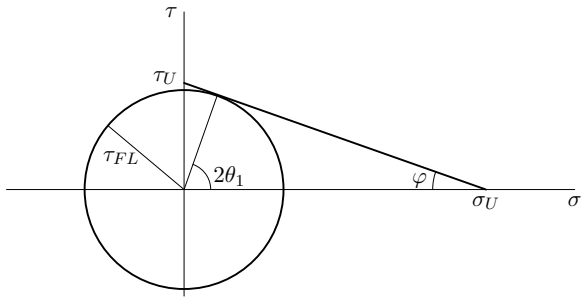


Figure 5. Círculo de Mohr en torsión.

En la Figura 6 se muestra el círculo de Mohr para el ensayo de tracción pura. El valor de la tensión de tracción aplicada en el ensayo que hace que el círculo de Mohr sea tangente a la recta del criterio microscópico es, en este caso, el límite de fatiga a tracción, σ_{FL}.

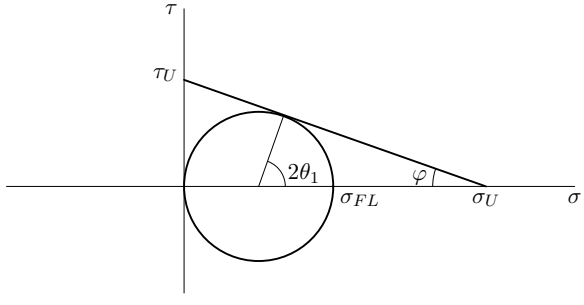


Figure 6. Círculo de Mohr en tracción.

A partir de las dos figuras anteriores, se obtienen fácilmente las siguientes relaciones que permiten calcular τ_L y σ_L a partir de los límites de fatiga a tracción y torsión σ_{FL} y τ_{FL} (siendo $\overline{\alpha} = \sigma_{FL}/\tau_{FL}$)

$$\sigma_U = \frac{\sigma_{FL}}{2-\overline{\alpha}} \qquad \tau_U = \frac{\sigma_{FL}}{2\sqrt{\overline{\alpha}-1}} \tag{6}$$

3 Direcciones de inicio de grieta obtenidas con el modelo

El ángulo $2\theta_1$, que forma una recta perpendicular a la recta del criterio de activación biaxial con el eje horizontal, proporciona la dirección de iniciación de grieta

predicha por el modelo. Ésta dirección de iniciación formaría un ángulo θ_1 con la dirección de la tensión principal máxima.

3.1 Caso 1: material completamente dúctil

Se considera un material completamente dúctil, definido por $\tau_{FL}/\sigma_{FL} = 0.5$. Para este caso se obtiene $\overline{\alpha} = 2$ y los parámetros microscópicos según la ecuación (6) valdrían $\sigma_U = \infty$ y $\tau_U = \sigma_{FL}/2$. La figura 7 muestra los círculos de Mohr de tracción y torsión y la recta del criterio de activación biaxial, que es tangente a ambas y horizontal. Como $2\theta_1 = 90^o$ la dirección de iniciación de grieta θ_1 forma un ángulo de 45^o con la dirección de la tensión principal máxima, o sea, sigue la dirección de tensión tangencial máxima. Por lo tanto, en un ensayo de fatiga de tracción-compresión pura la grieta se iniciaría a 45^o y en un ensayo de torsión pura lo haría a 0^o (o a 90^o), como se muestra en las figuras 8 y 9.

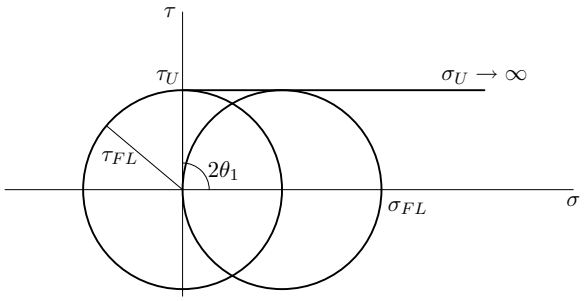


Figure 7. Caso 1: material completamente dúctil.

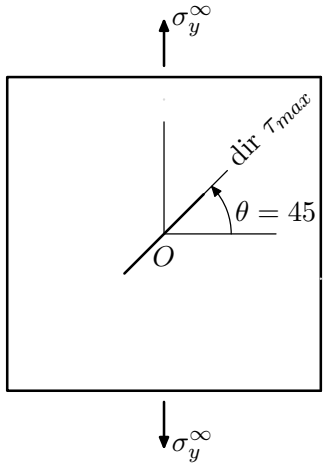


Figure 8. Material completamente dúctil: dirección de inicio de grieta para ensayo de fatiga a tracción.

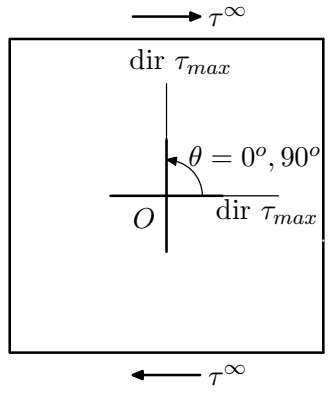


Figure 9. Material completamente dúctil: dirección de inicio de grieta para ensayo de fatiga a torsión.

3.2 Caso 2: material completamente frágil

Procediendo de igual manera para un material completamente frágil, definido por $\tau_{FL}/\sigma_{FL} = 1$, se obtiene $\overline{\alpha} = 1$ y los parámetros microscópicos $\sigma_U = \sigma_{FL}$ y $\tau_U = \infty$. En la figura 10 se muestra los círculos de Mohr de tracción y torsión y la recta del criterio de activación biaxial, vertical. Ahora $2\theta_1 = 0^o$ y por tanto la dirección de iniciación de grieta θ_1 forma un ángulo de 0^o con la dirección de la tensión principal máxima, o sea, va en la dirección de tensión normal máxima. De modo que en un ensayo de fatiga de tracción-compresión pura la grieta se iniciaría a 0^o y en un ensayo de torsión pura lo haría a 45^o, como se muestra en las figuras 11 y 12.

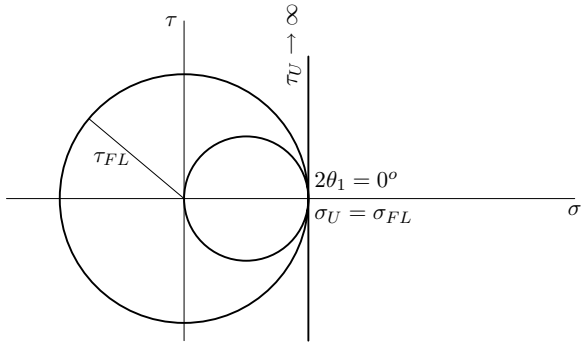


Figure 10. Caso 2: material completamente frágil.

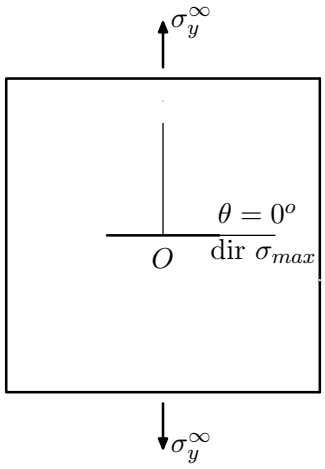


Figure 11. Material completamente frágil: dirección de inicio de grieta para ensayo de fatiga a tracción.

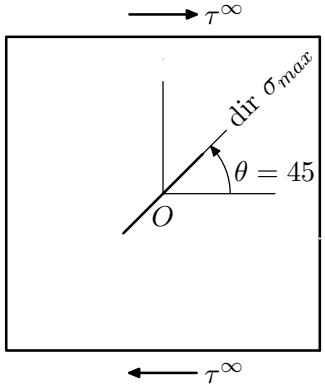


Figure 12. Material completamente frágil: dirección de inicio de grieta para ensayo de fatiga a torsión.

3.3 Caso 3: material dúctil tipo von Misses

A continuación se estudia un material dúctil que responde a von Misses, es decir que tiene un valor de $\tau_{FL}/\sigma_{FL} = 1/\sqrt{3}$. Ello proporciona un valor de $\overline{\alpha} = \sqrt{3}$ y los parámetros microscópicos quedan como $\sigma_U = 3.732\sigma_{FL}$ y $\tau_U = 0.584\tau_{FL}$. En la figura 13 se muestra los círculos de Mohr de tracción y torsión y la recta del criterio de activación biaxial. Se puede calcular la dirección de iniciación de grieta θ_1 como

$$\theta_1 = \frac{90^o - \arctan\left(\frac{\tau_U}{\sigma_U}\right)}{2} = \frac{90^o - 8.89^o}{2} = 40.55^o \quad (7)$$

Así que la dirección de iniciación de grieta θ_1 forma un ángulo de 40.55^o con la dirección de la tensión principal máxima, o lo que es lo mismo, forma 4.45^o con la dirección de tensión tangencial máxima. O sea que está bastante cerca de las direcciones obtenidas para un material completamente dúctil, como era de esperar. En un ensayo de fatiga de tracción-compresión pura la grieta se iniciaría a 40.55^o y en un ensayo de torsión pura lo haría a 4.45^o, como se muestra en las figuras 14 y 15.

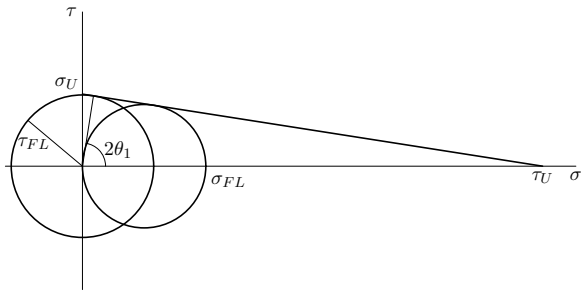


Figure 13. Caso 3: material dúctil tipo von Misses.

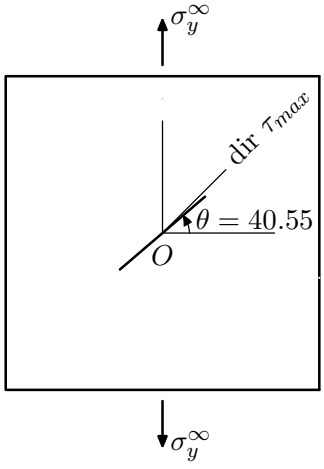


Figure 14. Material dúctil tipo von Misses: dirección de inicio de grieta para ensayo de fatiga a tracción.

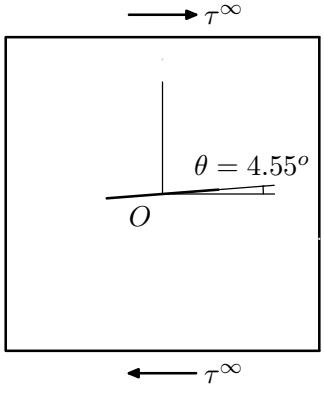


Figure 15. Material dúctil tipo von Misses: dirección de inicio de grieta para ensayo de fatiga a torsión.

Si se aplica una carga combinada para este mismo material, por ejemplo, igual valor de la carga normal y tangencial, $\sigma_y^\infty = \tau^\infty$, se tendría que la dirección de iniciación de grieta sería la misma respecto a la dirección de la

tensión principal máxima, es decir, 40.55^{o}. Para obtener la dirección de iniciación respecto a la dirección X de los ejes absolutos habría que hacer un sencillo cálculo con el círculo de Mohr y se obtiene una dirección de 8.83^{o} respecto al eje X, como se muestra en la figura 16.

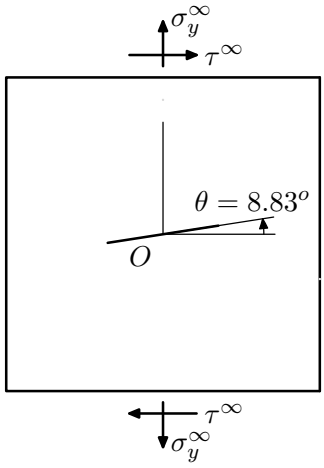


Figure 16. Material dúctil tipo von Misses: dirección de inicio de grieta para ensayo de de carga combinada.

4 DISCUSIÓN

El modelo proporciona la dirección crítica de iniciación de grieta, que es aquella que requiere la menor carga externa aplicada para que una grieta que ocupa todo un grano y con esa dirección supere el borde de grano. Para una probeta de dimensiones grandes sometida a fatiga se forman varias microgrietas iniciales dentro de varios granos y en diversas direcciones [1]. Según el modelo será aquella microgrieta que tenga la orientación más cercana a la dirección crítica la que tenga más probabilidad de superar la barrera y producir la rotura del sólido. De modo que en un conjunto de ensayos de probetas grandes la media de direcciones de inicio de grieta se aproximará a la propuesta por el modelo. Sin embargo en una probeta de dimensiones pequeñas, de sólo unos cuantos granos de espesor, no es probable que se formen muchas microgrietas iniciales dentro de los granos ni que éstas lo hagan en la dirección crítica. De modo que lo más probable es que la grieta que supere la barrera lo haga en una dirección ciertamente alejada de la crítica y que por tanto requiera una carga externa aplicada mayor para conseguir la rotura del sólido. Se proporciona, pues, y de forma cualitativa, un factor que explica la existencia del efecto tamaño en fatiga que nos indica que las probetas de menor tamaño tienen un límite de fatiga más alto.

5 CONCLUSIONES

- Con el modelo microestructural biaxial se puede predecir la dirección de la grieta que es capaz de superar el borde del primer grano, es decir, la dirección de inicio de grieta.
- El modelo tiene sensibilidad a la ductilidad del material, definida mediante el parámetro τ_{FL}/σ_{FL}. El modelo predice que para materiales completamente dúctiles, $\tau_{FL}/\sigma_{FL} = 0.5$, la dirección de inicio de grieta es la de mayor tensión tangencial, mientras que para materiales completamente frágiles, $\tau_{FL}/\sigma_{FL} = 1$, la dirección es la de mayor tensión normal. Para un material que se comporta según von Misses, $\tau_{FL}/\sigma_{FL} = 1/\sqrt{3}$, se obtiene una dirección que forma 4.55^{o} con la de mayor tensión tangencial.
- Hace falta realizar ensayos en un futuro para verificar si las direcciones previstas por el modelo son correctas, sobre todo para materiales con plasticidad intermedia y para cargas combinadas.

Agradecimientos

A los autores les gustaría agradecer el apoyo financiero recibido del Ministerio de Educación y Ciencia de España mediante el proyecto DPI2008-01100 y a la Junta de Andalucía con los proyectos P06-TEP-1752 y PO7-TEP-03045.

REFERENCIAS

[1] Socie DF, Marquis GB. Multiaxial fatigue, Capítulo 3. SAE International; 2000.

[2] Gough HJ, Pollard HV, Clenshaw WJ. Some Experiments on the Resistance of Metals to Fatigue under Combined Stresses. Ministry of Supply, Aeronautical Research Council Reports and Memoranda, London: His Majesty's Stationary Office; 1951.

[3] Sonsino CM. Material influence on multiaxial fatigue response. In: Proceedings of the 9th International Conference on Multiaxial Fatigue and Fracture; 2010. p 41-57.

[4] Navarro A, Vallellano C, Chaves V, Madrigal C. A microstructural model for biaxial fatigue conditions, International Journal of Fatigue (2010), doi: 10.1016/j.ijfatigue.2010.11.001

[5] Navarro A, de los Rios ER. Short and Long Fatigue Crack Growth: a Unified Model. Phil Mag 1988;57:15-36.

[6] Navarro A, de los Rios ER. Fatigue Crack Growth Modelling by Successive Blocking of Dislocations. In: Proceedings of R. Soc. Lond. A 1992;437:375-390.

[7] Düber O, Künkler B, Krupp U, Christ H-J, Fritzen C-P. Experimental chracterization and two-dimensional simulation of short crack propagation in an austenitic-ferritic duplex steel. Int J Fatigue 2006;28:983-992.

[8] El Haddad MH, Topper TH, Smith KN. Prediction of non propagating cracks. Eng Fract Mech 1979;11:573-84.

[9] Chaves V, Navarro A. Application of a microstructural model for predicting notch fatigue limits under Mode I loading. Int J Fatigue 2009;31:943-951.

APLICACIÓN DE UNA METODOLOGÍA OPTIMIZADA PARA LA SIMULACIÓN DEL DESGASTE DE SISTEMAS 3D SOMETIDOS A FRETTING

A. Cruzado[1], I. Lizarralde[1], M.A. Urchegui[2], X. Gomez[1]

[1]Escuela Politécnica Superior – Mondragon Unibertsitatea, Loramendi, 4 Arrasate-Mondragón (Guipúzcoa)
E-mail: acruzado@eps.mondragon.edu

[2] ORONA eic, Polígono Industrial Lastaola s/n, 20120 Hernani (Guipúzcoa)
E-mail: maurchegui@orona.es

RESUMEN

En los cables metálicos utilizados en el sector de la elevación, el desgaste por *fretting* de sus hilos es uno de los principales mecanismos de degradación. Por esa razón, estrategias que permitan optimizar el diseño de los cables con el objetivo de reducir los fenómenos de *fretting* son de gran interés. Para ello, en este trabajo se presenta el desarrollo de una metodología optimizada para la simulación del desgaste mediante el Método de Elementos Finitos (MEF) en un sistema de cilindros cruzados sometidos a *fretting*. El objetivo es que esta metodología pueda ser aplicada a cualquier sistema 3D de contacto sometido a un deslizamiento alternativo. La metodología propuesta consta de 7 pasos y se basa en la optimización de los principales parámetros de la simulación del desgaste para la reducción del tiempo de cálculo: tamaño de malla, iteraciones de desgaste, aceleradores de desgaste, etc. Esta metodología finalmente es validada mediante ensayos experimentales realizados para la misma configuración en un tribómetro específico para ensayos de pequeña amplitud de deslizamiento. De esta manera se busca desarrollar una herramienta viable para la simulación del desgaste de cualquier sistema 3D sometido, tanto a desgastes suaves, como severos.

ABSTRACT

Fretting wear is the main degradation mechanism in the wire ropes used in the lifts. For this reason and with the aim to reduce the fretting wear it is necessary to find strategies for the optimization of the wire ropes design. This work presents an optimized methodology for wear simulation using Finite Element Method (FEM) in a crossed cylinder configuration. The main objective of this methodology is to be applied in any 3D contact systems subjected to a reciprocating sliding. The methodology consists in 7 steps and it is based on the optimization of the main parameters of wear simulation, in terms of the reduction of computational time: mesh size, wear interactions, wear speed factor, etc. Finally this methodology is validated with experimental tests carried out in a small sliding amplitudes tribometer for the same crossed cylinder configuration. In this way it is developed a powerful tool for the simulation of wear in any 3D model, in both mild and severe wear.

PALABRAS CLAVE: Desgaste, Elementos finitos, cilindros cruzados.

1. INTRODUCCIÓN

El cable metálico es uno de los elementos estructurales más utilizado en el sistema cable-polea; principal medio de tracción utilizado en el sector de la elevación (ascensores), pues combina una elevada flexibilidad y una alta resistencia a tracción. Esto se debe a su construcción mecánica, formada por hilos o alambres de acero trefilado que se entrecruzan entre si para formar cordones que a la vez están entrecruzados alrededor de un alma central la cual puede ser metálica, textil o sintética, como se observa en la figura 1. Sin embargo, a su paso por la polea durante miles de ciclos se produce el desgaste de los hilos debido al fenómeno de *fretting* [1], como consecuencia del deslizamiento alternativo entre estos hilos en los contactos puntuales. Esto implica una reducción considerable de la sección transversal del hilo, y el consiguiente aumento de las tensiones que llevan a su rotura.

El análisis de los parámetros que influyen en el *fretting*, desde un punto de vista meramente experimental, requiere de un elevado número de ensayos, con un importante consumo de tiempo y coste asociado. Por esta razón, el desarrollo de una herramienta que permita simular el desgaste en un sistema multi-hilos, como el

que constituye un cable metálico, puede ser de gran utilidad. En este punto la simulación del desgaste por MEF viene resultando una técnica muy interesante, ya que el conocimiento de la evolución de la geometría y del estado tensional nos puede llevar a establecer criterios para la predicción de vida de cualquier componente sometido a desgaste.

Figura 1. Cable metálico.

Son diversos los autores que han utilizado la simulación del desgaste mediante MEF. Por un lado se encuentran trabajos realizados en torno al deslizamiento continuo, como el caso particular de la aplicación en micro-mecánica descrita en [2], y por otro lado se encuentran los trabajos realizados en torno al deslizamiento alternativo como en el estudio del comportamiento de diversos recubrimientos ante el *fretting* [3].

La simulación del desgaste por el MEF se basa en un proceso iterativo, en el cual, el dominio del espacio se divide en incrementos de deslizamiento donde se resuelve tanto el problema del contacto normal como tangencial, para posteriormente ser aplicadas leyes de desgaste locales [4]. Esto implica un alto coste computacional, ya que la resolución del contacto mediante MEF ha de ser repetida tantas veces como iteraciones de desgaste hayan sido definidas. En el caso de los cables metálicos la complejidad es mucho mayor ya que, por un lado se presenta como un problema 3D que implica un alto coste computacional debido al aumento considerable de los grados de libertad y, por otro lado, se presenta como un sistema multicontacto con su correspondiente complejidad a la hora del análisis de los diferentes parámetros que entran en juego a la hora de simular el desgaste. Teniendo en cuenta la problemática anteriormente citada, en este trabajo se ha acotado el problema a un sistema de cilindros cruzados sometidos a *fretting* que representan 2 hilos en contacto, con la finalidad de estudiar el comportamiento a desgaste de las diferentes variables geométricas (ángulos de cruce, radios de contacto, geometría del hilo) como operativas (presiones de contacto, carrera).

Sin embargo teniendo en cuenta que la simulación del desgaste mediante MEF es un proceso que requiere un alto coste computacional, se propone una metodología que consiste en optimizar los parámetros principales que intervienen en la simulación del desgaste: tamaño de malla, incrementos de deslizamiento por ciclo de *fretting* y acelerador del desgaste. Dicha metodología ha sido aplicada satisfactoriamente en un sistema cilindro-plano 2D sometida a un desgaste continuo [5]. En este trabajo va a ser analizada para una configuración de cilindros cruzados a 90º con el objetivo de ser aplicada en cualquier configuración de hilos que presentan los cables metálicos. Todo este proceso ha sido desarrollado utilizando la subrutina UMESHMOTION de Abaqus® la cual ha sido validada por varios autores [6-7].

A partir de los resultados aportados por esta herramienta, además de incrementar el conocimiento de la evolución de la degradación de los cables metálicos, se podrían definir criterios que permitan incrementar la seguridad y durabilidad de estos elementos.

2. METODOLOGÍA EXPERIMENTAL

Para la obtención de los dos parámetros de entrada necesarios para la simulación del desgaste, con los cuales se describen tanto el comportamiento ante el rozamiento como el comportamiento a desgaste, se han realizado ensayos en un tribómetro para ensayos de pequeña amplitud, cuyo procedimiento experimental y resultados obtenidos se reportan en la referencia [8].

El comportamiento a rozamiento es descrito por medio del coeficiente de rozamiento (f) según la ecuación (1). Este parámetro se calcula por medio de la relación fuerza de rozamiento (F_r) y la fuerza normal (F_n).

$$f = \frac{F_r}{F_n} \tag{1}$$

A la hora de la simulación del desgaste se utiliza el coeficiente de rozamiento correspondiente a la segunda mitad del ensayo, ya que inicialmente se observa un periodo en el que el coeficiente de rozamiento varía hasta alcanzar en la última fase del ensayo un valor estable [8].

Con respecto al desgaste se obtiene la topografía de las huellas de desgaste tanto por perfilometría de contacto como por medio de perfilometría confocal. A partir de la primera se obtiene el volumen desgastado de la huella [8], y mediante la perfilometría confocal se obtiene la topografía de la huella la cual se utilizará para compararla con los resultados obtenidos mediante MEF. En la figura 2 se observa la huella de desgaste del cilindro inferior, el cual se encuentra en movimiento alternativo, obtenida tanto mediante perfilometría confocal tratada en Matlab® como por microscopía electrónica de barrido (MEB).

A partir del volumen desgastado se obtiene el coeficiente de desgaste de acuerdo a la expresión (2).

$$k = \frac{W_{v,\mathrm{tot}}}{s \cdot F_{\mathrm{n}}} = \frac{W_{v,\mathrm{tot}}}{2 \cdot \Delta x_{\mathrm{real}} \cdot n \cdot F_{\mathrm{n}}} \tag{2}$$

Donde Wv es el desgaste volumétrico total de ambas huellas, s corresponde a la distancia total recorrida, F_{n} a

la Fuerza normal, Δx_{real} a la carrera y n al número de ciclos.

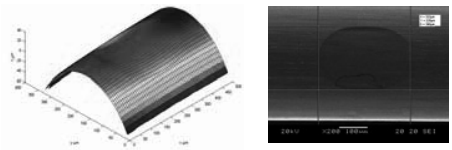


Figura 2. Topografía de la huella obtenida mediante perfilómetro confocal (izquierda) y huella desgaste obtenida por MEB (derecha).

3. METODOLOGÍA DE SIMULACIÓN

4.1. Modelo MEF

El modelo de elementos finitos utilizado para la simulación del desgaste de hilos cruzados a 90º se muestra en la figura 3. Dicho modelo esta formado por elementos *brick* lineales de 8 nodos con un mayor refinamiento de la zona de contacto mediante la técnica de particiones. La parametrización de dichas particiones permite adaptar la zona de contacto a la huella de desgaste final, optimizando considerablemente el tiempo de cálculo. Con respecto a las condiciones de contorno: en el cilindro superior se aplica una fuerza normal mediante un acoplamiento cinemático que restringe todos los nodos de las caras del mismo. De esta manera los nodos están acoplados al movimiento de sólido rígido definido por un nodo de referencia. En este caso solo se permite el movimiento vertical; mientras que en el cilindro inferior se aplica un movimiento horizontal alternativo sobre las caras libres del mismo restringiéndose los restantes grados de libertad. Esto se debe a que mantiene el movimiento de solido rígido del utillaje donde están amarrados dichos hilos.

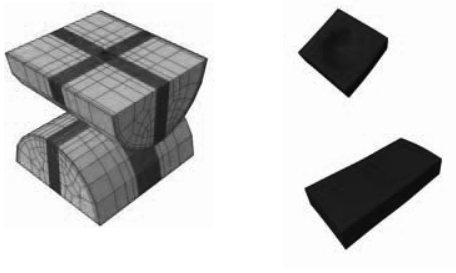


Figura 3. Modelo de MEF de cilindros cruzados (izquierda) y particiones donde se forma la huella de desgaste (derecha).

Para la resolución del problema tangencial de contacto se ha utilizado el modelo de Coulomb y el método de los multiplicadores de Lagrange con el fin de obtener una resolución precisa de la distribución de deslizamientos, aspecto de gran importancia en condiciones de *fretting*.

4.2. Modelo de desgate local

La simulación del desgaste se realiza mediante la fórmula de Archard modificada que se presenta en la ecuación (3). Dicha fórmula se obtiene considerando la fórmula de Archard por unidad de superficie local y para un incremento de deslizamiento determinado.

$$\Delta h(x,t) = k_l \times p(x,t) \times s(x,t) \tag{3}$$

En esta caso $\Delta h(x,t)$, $p(x,t)$ y $s(x,t)$ representan la profundidad de desgaste incremental, la presión de contacto y el deslizamiento relativo en la posición x y tiempo t. Por otro lado k_l representa el coeficiente de desgaste local. Dicho coeficiente en principio no tiene por qué ser el mismo que el coeficiente global k (2), obtenido experimentalmente, ya que este coeficiente representa una especie de coeficiente medio considerando toda la huella de desgaste. Sin embargo estudios realizados por Mccoll *et al*. [4] han demostrado que tanto el coeficiente de desgaste volumétrico como el local son similares.

Teniendo en cuenta la ecuación (3) un simple ciclo de *fretting* se divide en pequeños incrementos de deslizamiento, lo que implica que la simulación por MEF de un ensayo de *fretting* sea la multiplicación de dichos incrementos por los ciclos de *fretting*. Esto implica que el tiempo computacional necesario para simular un ensayo de *fretting* sea excesivo, por lo que se utiliza la técnica del acelerador de ciclos [9], donde se realiza la asunción de que el desgaste se mantiene constante durante un pequeño número de ciclos. De esta manera si se multiplica la ecuación (3) por el acelerador de ciclos ΔN, se puede utilizar un simple ciclo de simulación MEF para simular ΔN ciclos de *fretting* como se muestra en la ecuación 4.

$$\Delta h(x,t) = \Delta N \times k_l \times p(x,t) \times s(x,t) \tag{4}$$

4.3. Metodología de simulación en desgaste

La simulación del desgaste por tanto es un proceso iterativo en el que primeramente se resuelve el problema de contacto normal-tangencial para un incremento de deslizamiento determinado por MEF, y, a continuación, se obtienen mediante la ecuación de desgaste local (4) los incrementos de profundidad de desgaste de cada nodo para dicho incremento de deslizamiento, para finalizar con la actualización de las coordenadas nodales y la nueva resolución del contacto con la geometría actualizada. Esto ha de repetirse tantas veces como incrementos de deslizamiento tengamos en un ciclo, y tantas veces como ΔN ciclos se necesiten para simular los N ciclos de un ensayo de *fretting*.

Sin embargo, la simulación del desgaste en los sistemas 3D requiere un alto coste computacional por lo que si no se realiza la optimización de todos los parámetros que influyen en la simulación este proceso resulta inviable. Teniendo en cuenta esto se ha definido una metodología que consiste en 7 pasos en los que se optimizan dichos parámetros:

1. Validación del modelo de contacto MEF mediante Hertz.
2. Definición del tamaño de malla en la zona de contacto.
3. Determinación del incremento de desgaste máximo para que el sistema no se inestabilice.
4. Simulación del desgaste sin acelerador.
5. Simulación el desgaste mediante acelerador.
6. Comparación del error entre ambos modelos.
7. Validación de la simulación mediante la comparación con perfiles experimentales.

Además de esta metodología se han parametrizado las particiones y la malla del modelo MEF, de tal manera que en función del desgaste que se vaya a obtener, se dimensione de una manera sencilla la zona de contacto, optimizando de esta manera el número de elementos de la malla.

4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

En este apartado se va a describir la metodología optimizada para la simulación del desgaste en 3D, mediante la discusión de los resultados obtenidos en cada una de las etapas. Para desarrollar la metodología se considera que ambos cilindros presentan el mismo coeficiente de desgaste de 3E-08 mm^3/Nmm y un coeficiente de rozamiento de 0,7 obtenidos para las condiciones de 2N-65μm (Fuerza normal – Amplitud de deslizamiento) y 20000 ciclos. Una descripción detallada de los resultados obtenidos en los ensayos tribológicos de *fretting* se presenta [8].

En la primera etapa, se realiza la validación del modelo MEF mediante las ecuaciones analíticas presentadas por Hertz. En la figura 4 se muestran las diferentes distribuciones de presiones obtenidas en el contacto inicial para diferentes discretizaciones. Mientras que para un tamaño de malla de 3 μm la distribución de presiones en el contacto se ajusta adecuadamente a la obtenida mediante la ecuación analítica de Hertz, a mediada de que el tamaño de malla aumenta se produce un aumento tanto en la anchura de contacto como en la presión máxima de contacto.

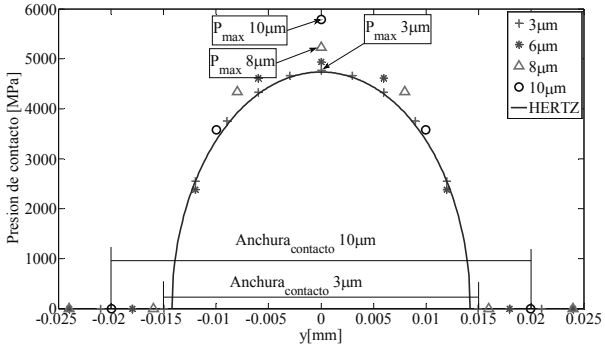


Figura 4. Presión de contacto de Hertz vs presiones de contacto para las distintas discretizaciones.

La segunda etapa consiste en definir el tamaño de malla óptimo de la zona de contacto. Para ello se ha realizado un análisis de la influencia de diferentes tamaños de malla para huellas de desgastes equivalentes a 50 y 1000 ciclos de *fretting*. En ambos casos se ha utilizado una discretización de 100 incrementos por cada ciclo de simulación. Considerando como referencia el perfil longitudinal de la huella inferior, se observa en los dos casos analizados que a medida de que el tamaño de malla aumenta se produce un menor desgaste. Por otro lado, como se observa en la figura 5, para el caso de 50 ciclos y malla de 3 μm o de 6 μm y para el caso de 1000 ciclos y malla de 6 μm o 10 μm los errores en la geometría de la huella son pequeños (<5%). Sin embargo para mallas mayores, se muestran distorsiones en la huella de desgaste. De esta manera se considera como malla optima la correspondiente al mayor tamaño de malla que no produce distorsiones. Tras esto se define una relación entre huella y el tamaño de la parte longitudinal de la partición. En dicha relación se propone que el tamaño de malla óptimo debe estar comprendido entre un 2.5%-5% del tamaño de la partición. De esta manera se pueden conseguir una reducción en tiempo de 6 veces entre la utilización de la malla más refinada y la malla más grosera que no produce distorsiones en el perfil de la huella.

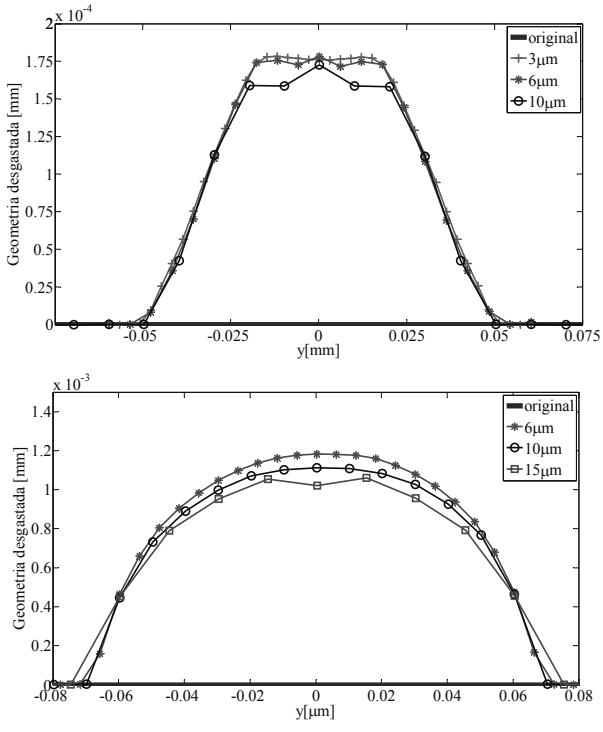


Figura 5. Geometría de la huella plano yz para diferentes mallas:(arriba) para 50 ciclos de fretting y (abajo) para 1000 ciclos de fretting.

La tercera etapa consiste en determinar el incremento máximo de desgaste por ciclo para que el sistema no se inestabilice. Para ello se realizan dos estudios: el primero consiste en determinar el ΔN óptimo y el

segundo consiste en la determinación de los incrementos de simulación que se realizan en cada ciclo.

En la figura 6 se muestra el perfil de la huella final en el plano yz para diferentes *ΔN*, 1000 ciclos de *fretting* y una discretización de 100 incrementos por ciclo de simulación. Mientras con un acelerador de 50 y de 200 se obtiene una geometría muy similar cuyo error en profundidad máxima no supera el 10%, para el caso de un acelerador de 1000 se puede ver como se genera una distorsión considerable en la huella de desgaste. Por otro lado, y a diferencia de lo que sucede al aumentar el tamaño de malla, al aumentar el acelerador de desgaste se produce un aumento de la profundidad de desgaste máxima. De esta manera, considerando el acelerador mayor que no genera la distorsión en la huella, se logra una reducción de 4 veces del tiempo de cálculo.

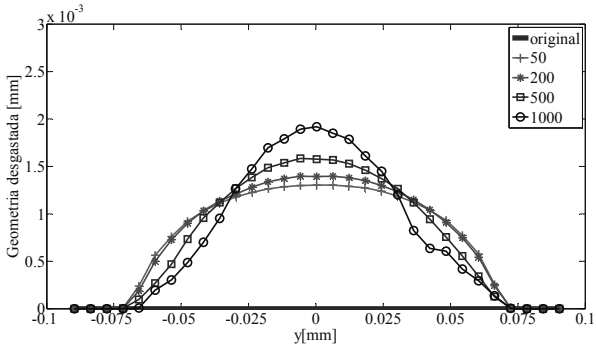


Figura 6. Geometría de la huella plano yz para diferentes ΔN.

En la figura 7 se muestra el segundo estudio realizado en la tercera etapa y que consiste en determinar la discretización óptima por ciclo de simulación. Para este sistema se observa que no hay una gran influencia con respecto a la geometría final obtenida. De esta manera se considera como discretización óptima 40 incrementos por ciclo.

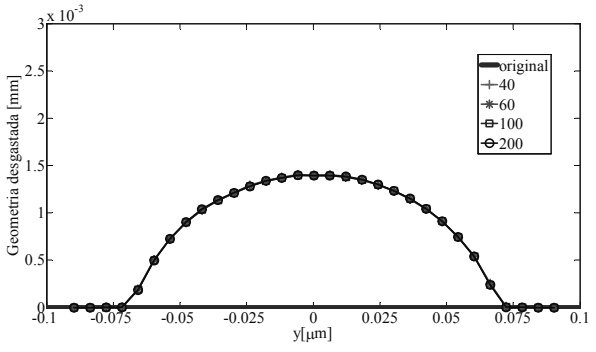


Figura 7. Geometría de la huella plano yz para diferentes incrementos de desgaste por ciclo.

La cuarta etapa consiste en la simulación del desgaste mediante la aplicación de los valores óptimos de las etapas anteriores. En la figura 8 se observa la evolución de la presión máxima en función de los ciclos. Se diferencian dos periodos, uno inicial en el que se produce una caída exponencial de dicha presión y un posterior periodo estable de la presión. Se observa como a pesar de utilizar un mayor tamaño de malla el cual produce una mayor presión de contacto, dicha presión converge durante el periodo inicial, para igualarse durante el periodo estable.

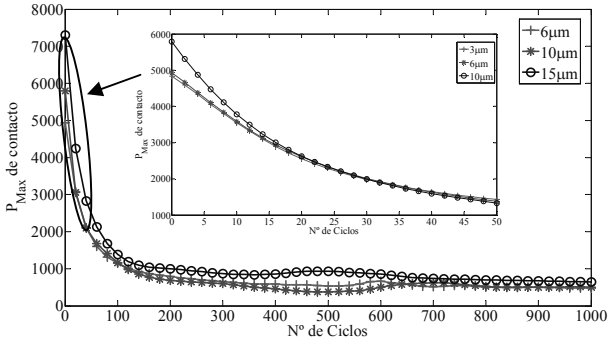


Figura 8. Evolución de la P_{max} de contacto para 1000 ciclos de fretting.

La quinta etapa consiste en la introducción de un acelerador de desgaste variable en función de la evolución de la presión máxima de contacto. Este criterio de introducción del acelerador tiene como objetivo aplicarlo en el momento que se llega al periodo estable y desactivarlo al final, con el fin de hacer desaparecer las inestabilidades que surgen durante el periodo de aceleración (figura 9). El acelerador no se introduce en el periodo inicial para modelizar adecuadamente la fuerte variación de presiones que se produce en este periodo. Tras esto, en la sexta etapa se verifica el error existente en la geometría final mediante la implementación del acelerador variable, consiguiendo una reducción en tiempo del 70 %. En este caso el error en la profundidad de desgaste es inferior al 5%, siendo las dimensiones de los ejes de las huellas iguales.

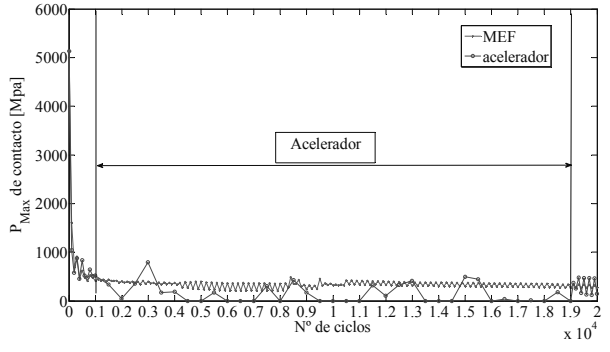


Figura 9. Evolución de la P_{max} de contacto mediante la introducción del acelerador variable.

La última etapa consiste en correlacionar los resultados obtenidos experimentalmente con los resultados obtenidos mediante simulación utilizando el modelo optimizado de desgaste. En la figura 10 se muestran las

huellas de desgaste obtenidas mediante MEF. Teniendo en cuenta que en los ensayos tribológicos se estiman errores de hasta el 25% ambos casos se ajustan aproximadamente a los resultados obtenidos experimentalmente como se observa en la tabla 1.

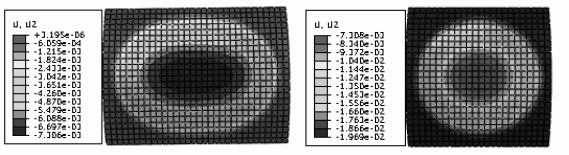


Figura 10. Huella inferior (izquierda) y huella superior (derecha) obtenidas por MEF para un ensayo de fretting de 20000 ciclos 2N-65µm.

Tabla 1. Tamaño de la huella de desgaste para un ensayo de 2N-65µm-20000ciclos: experimental vs. MEF.

	Huella sup.(μm)	Huella inf.(μm)	Prof.sup (μm)	Prof.inf (μm)
Experimental	190/189	190/230	12,10	9,60
MEF	192/178	192/240	12,3	7,22

5. CONCLUSIONES

En este trabajo se ha presentado una metodología optimizada para la simulación del desgaste de sistemas 3D sometidos a deslizamiento alternativo, con el fin de reducir el tiempo computacional sin afectar al resultado final, siendo la base de esta metodología la simulación de desgastes severos.

Primeramente se ha realizado un análisis de la influencia que tiene el tamaño de la malla en la zona de contacto sobre el desgaste final. Por un lado, el aumento del tamaño de malla implica un aumento del desgaste, y por otro lado se considera un tamaño de malla óptimo el comprendido entre un 2.5%-5% de la partición donde se encuentra la huella de desgaste. De esta manera se consigue una reducción en tiempo de 6 veces entre la malla más refinada y la definida como óptima, siendo el error de la profundidad de desgaste entre ambas inferior al 5%. Por otro lado se ha realizado un estudio del incremento máximo de desgaste. Mientras que la discretización en cada uno de los ciclos apenas afecta en la geometría final, se observa como la utilización de aceleradores de ciclos muy grandes distorsionan la geometría final.

Además se ha definido un acelerador de desgaste variable en función de la evolución de la presión máxima de contacto. La mejora computacional en tiempo de cálculo que aporta este acelerador es de aproximadamente un 70%, con un error inferior al 5% en geometría.

Finalmente se ha obtenido una buena correlación, de los principales valores geométricos de la huella de desgaste (longitud, anchura y profundidad de desgaste) entre los resultados experimentales y el modelo optimizado presentado en este trabajo, teniendo en cuenta que en este tipo de ensayos se estima una dispersión de hasta el 25%.

Los resultados presentados en este trabajo suponen una primera aproximación en el desarrollo de una metodología optimizada de simulación de desgaste para sistemas 3D, en la cual se sigue trabajando actualmente.

AGRADECIMIENTOS

Los autores quieren agradecer al departamento de Educación, Universidades e Investigación del Gobierno Vasco la financiación concedida al proyecto SIVICA (Ref. UE2009-5) a través del programa Universidad-Empresa.

REFERENCIAS

[1] Urchegui, M.A., *Estudio del daño generado por fretting en hilos metálicos de cables de ascensores*, Ph.D. Thesis, Mondragon Unibertsitatea, Mondragon, 2008.

[2] Hegadekatte, V., *Modeling and simulation of dry sliding wear for micro-machine application*, Ph.D. Thesis, Universität Karlsruhe, Germany, 2006.

[3] Mohd Tobi, A. L., Ding, J., Bandak, G., Leen, S. B. and Shipway, P. H, *A study on the interaction between fretting wear and cyclic plasticity for Ti-6Al-4V*, Wear, 2009, vol. 267, pp. 270-282.

[4] Mccoll, I. R., Ding, J. and Leen, S. B. *Finite element simulation and experimental validation of fretting wear*, Wear, 2004, vol. 256, pp. 1114-27.

[5] Cruzado, A., Zabala, A., Urchegui, M. and Gómez, X. "Definición de una metodología optimizada para la simulación del desgaste en materiales metálicos", *XII Congreso Nacional de Propiedades Mecánicas de Sólidos*, Aránzazu, 2010.

[6] Hegadekatte, V., Kurzenhäuser, S., Huber, N. and Kraft, O., *A predictive scheme for wear in tribometers*, Tribology international, 2008, vol. 41, pp. 1020-1031.

[7] Ding, J., Leen, S.B., Willians, E.J. and Shipway, P. H., *Finite element simulation of fretting wear-fatigue interaction in spline* couplings, Tribology Materials surfaces and interfaces, 2008, vol. 2, pp. 10-24.

[8] Cruzado, A., Hartelt, M., Wäsche, R., Urchegui, M.A. and Gómez, X., *Fretting wear of thin steel wires. Part 1: Influence of contact pressure*, Wear, 2010, vol. 268, pp. 1409-1416.

[9] Ding, J., *Modelling of fretting wear*, Ph.D, Thesis, University of Nottingham, Nottingham, 2003.

INLUENCIA DEL CAMPO TENSODEFORMACIONAL GENERADO POR TRATAMIENTOS TÉRMICOS EN LA FRAGILIZACIÓN POR HIDRÓGENO DE LA VASIJA DE UN REACTOR NUCLEAR

J. Toribio[1], D. Vergara[1], M. Lorenzo[2] y J.J. Martín[1]

[1] Ingeniería de Materiales, Universidad de Salamanca,
E.P.S., Avda. Requejo 33, 49022 Zamora
Tel: (980) 54 50 00; Fax: (980) 54 50 02, Correo-e: toribio@usal.es

[2] Ingeniería Mecánica, Universidad de Salamanca,
E.T.S.I.I. de Béjar, Avda. Fernando Ballesteros 2, 37700 Béjar (Salamanca)

RESUMEN

La pared de la *vasija de un reactor nuclear* puede sufrir una reducción de sus propiedades mecánicas debido a la presencia de hidrógeno, que favorece el proceso conocido como *fragilización por hidrógeno* (FH). En este estudio se ha empleado un modelo numérico de difusión de hidrógeno asistido por las tensiones y deformaciones para evaluar el proceso de FH en la pared de la vasija de un reactor nuclear *real*, que está compuesto por un *bi-material* (acero inoxidable y acero de bajo contenido de carbono). En este sentido, se ha llevado a cabo un análisis cuantitativo de la influencia de las condiciones de los *tratamientos térmicos de revenido* que se aplican a estos dos aceros en la concentración de hidrógeno que se acumula en el interior de la vasija de un reactor nuclear durante su funcionamiento. Para ello se han considerado los dos parámetros más relevantes de estos tratamientos térmicos: (i) temperatura de revenido y (ii) tiempo de revenido.

ABSTRACT

Nuclear reactor pressure vessel walls can undergo a reduction of their mechanical properties due to presence of hydrogen, which enhances the process known as *hydrogen embrittlement* (HE). A numerical model of hydrogen diffusion assisted by stress and strain was used in this paper to evaluate the HE process in the wall of a *real* nuclear reactor pressure vessel, composed by a *bi-material* (stainless steel and low carbon steel). In this sense, a quantitative analysis was carried out of the influence of *tempering heat treatments* conditions applied to these two steels on hydrogen concentration accumulated into the nuclear reactor vessel during its operation time. To this end, the most relevant parameters of these heat treatments were considered: (i) tempering temperature and (ii) tempering time.

PALABRAS CLAVE: Vasija de reactor nuclear; Fragilización por hidrógeno; Integridad Estructural.

1. INTRODUCCIÓN

La *vasija de presión* de un reactor nuclear de fisión está constituida por un cuerpo cilíndrico de grandes dimensiones rematado por dos casquetes semiesféricos (Figura 1a). La pared de esta vasija está compuesta por un *bi-material* de acero de bajo contenido en carbono y acero inoxidable. El primero de ellos, que actúa como *material base*, es altamente susceptible a la corrosión [1-7] por lo que para evitar este proceso se recubre con una capa fina de acero inoxidable, que actúa como *material de refuerzo*. Aún así, el problema no queda resuelto porque este último acero también se puede ver afectado por un fenómeno de corrosión [8-12]. De esta manera, teniendo en cuenta que en el interior de un reactor nuclear, acorde a la base teórica de la reacción nuclear, se genera un ambiente hidrogenante, la pared de la vasija puede verse seriamente debilitada por el proceso conocido como fragilización por hidrógeno (FH). Para que esto ocurra deben concurrir tres factores en la vasija: (i) un ambiente catódico, (ii) un material susceptible a la fragilización por hidrógeno y (iii) un estado tensodeformacional adecuado. De los dos primeros ya ha quedado constancia en la introducción, pero el estado tensodeformacional requiere de una explicación más detallada puesto que éste se ve afectado no sólo por el propio proceso de conformación de la pared de la vasija (estado tensodeformacional residual originado por un tratamiento térmico de revenido) sino también por las tensiones de origen térmico generadas durante el funcionamiento del reactor (gradiente térmico entre el interior –300ºC– y el exterior de la pared de la vasija –25ºC–). La finalidad de este artículo es evaluar la influencia del estado tenso-deformacional global en el proceso de FH de la vasija de un reactor nuclear de fisión modelo WWER-440.

2. ESTADO TENSODEFORMACIONAL

En este apartado se va a analizar el estado tensodeformacional de la pared de la vasija de un reactor nuclear real, teniendo en cuenta no sólo el estado residual generado durante la conformación (ya analizado previamente [13]) sino también el estado que genera el gradiente térmico comentado en la introducción. Para ello se han tenido en cuenta las dimensiones de la vasija cilíndrica de un reactor nuclear WWER-440 [13]: 1.77 m de radio interior (r_0 en la Figura 1) y pared de bimaterial (e) con e_A = 8 mm de acero inoxidable (zona A en la Figura 1) y e_B = 142 mm de acero con bajo contenido en carbono (zona B en la Figura 1).

El estado tensodeformacional fruto de la conformación mecánica de la pared de la vasija del reactor ya fue evaluado por otros autores [13]. De esta manera en las Figuras 1b y 1c se muestra un esquema del perfil de las tensiones hidrostáticas (σ), obtenidas a partir de las componentes del tensor de tensiones $\sigma = 1/3(\sigma_z+\sigma_r+\sigma_\theta)$, y de las deformaciones plásticas equivalentes (ε^P) a lo largo del espesor de la pared de la vasija (e). En este esquema se puede comprobar que la zona de acero con bajo contenido en carbono (zona B) presenta una zona traccionada (zona B^+) y una zona comprimida (B^-).

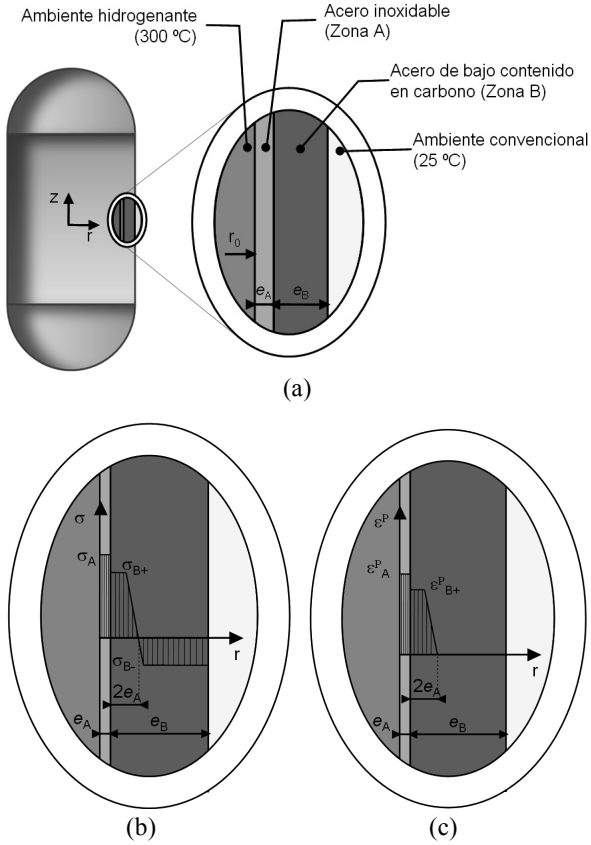
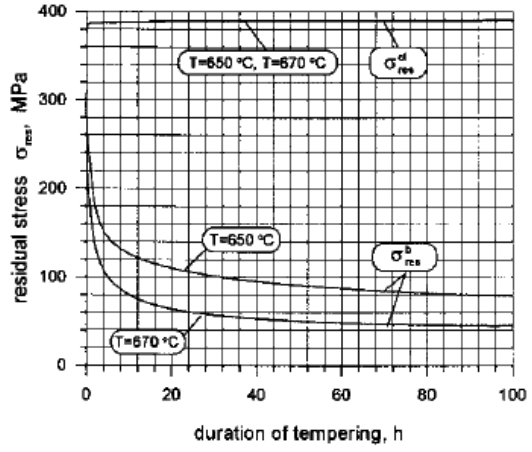
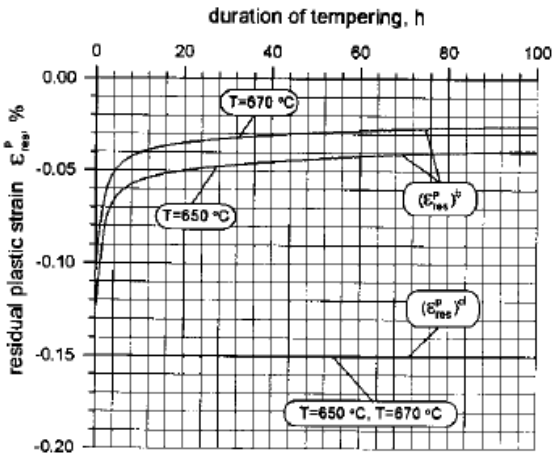


Figura 1. Esquema de la vasija de un reactor nuclear de fisión WWER-440 (a) y de la distribución del estado tensodeformacional residual a lo largo del espesor de la pared de dicha vasija: b) tensiones hidrostáticas, σ; c) deformaciones plásticas equivalentes, ε^P.

El valor alcanzado por el estado tensodeformacional residual depende de las características del tratamiento térmico de revenido que se aplica a ambos materiales (temperatura alcanzada durante el revenido, T_{rev}, y tiempo de aplicación de dicho tratamiento, t_{rev}). De esta manera en la Figura 2 se puede comprobar el efecto sobre las tensiones y las deformaciones de los tratamientos de revenido aplicados habitualmente a los materiales que forman la vasija de un reactor nuclear [13].



(a)

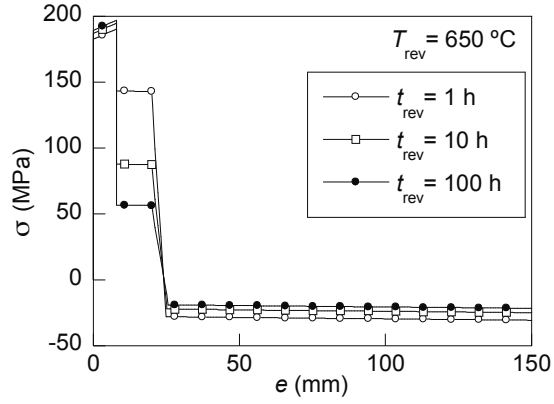


(b)

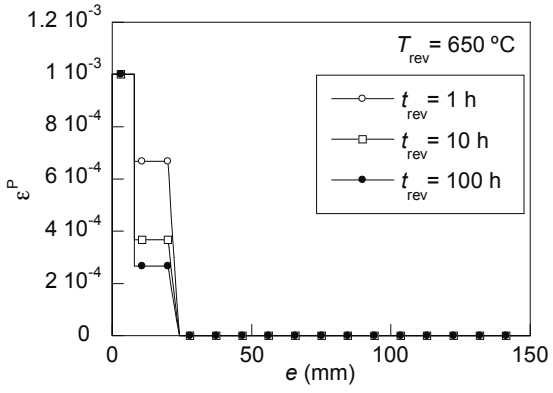
Figura 2. Influencia del tratamiento de revenido en el estado tensodeformacional de los materiales que conforman la pared de la vasija de un reactor WWER-440 [13]: a) tensiones; b) deformaciones.

Para realizar el cálculo del estado tensodeformacional generado por la existencia de un gradiente de temperaturas entre el interior de la vasija –alrededor de 300 ºC– y el exterior de ésta –temperatura ambiente– hay que tener en cuenta la geometría de la misma. Ésta se basa en dos tubos concéntricos perfectamente ajustados entre sí, no existiendo deslizamiento entre ellos. El tubo situado hacia la zona interior de la vasija, que es de acero inoxidable 316L (zona A), sufre una serie de tensiones y deformaciones debidas a la *expansión térmica* que repercuten directamente en el

tubo situado hacia el exterior de la vasija, que es de acero con bajo contenido en carbono (zona B), i.e., existe un problema termoelástico en el que hay que tener en cuenta la *compatibilidad entre tensiones y deformaciones en ambas zonas de la pared del reactor*. Resolviendo esta cuestión, a partir de expresiones matemáticas proporcionadas en [14], se ha llegado a obtener el estado tensodeformacional *global* al que se encuentra sometida la vasija del reactor (suma del estado residual generado durante la conformación (Figuras 1 y 2) y el estado producido por el gradiente térmico durante el funcionamiento del reactor). Los resultados obtenidos sugieren que sólo el estado tensional sufre una modificación considerable debida al gradiente térmico, mientras que el estado deformacional apenas varía. En la Figura 3 se muestra la distribución de ambos parámetros, σ y ε^P, a lo largo del espesor *e*.



(a)



(b)

Figura 3. Distribución del estado tensodeformacional residual global a lo largo del espesor *e* de la vasija, considerando un tratamiento térmico de 650 ºC y diferentes tiempos de revenido (1, 10 y 100 horas): (a) tensión hidrostática, σ; (b) deformación plástica, ε^P.

Para evaluar la influencia de los parámetros del tratamiento térmico de revenido en el estado tensodeformacional de la pared de la vasija del reactor, se han considerado dos temperaturas de revenido (T_{rev}), 650 ºC y 670 ºC, y distintos tiempos de revenido (t_{rev}), 1, 10 y 100 horas. Los resultados obtenidos mostraron que la distribución de σ seguida al variar T_{rev} era similar, aunque con valores ligeramente superiores para T_{rev} = 650 ºC (Figura 3), lo cual es consistente con la base teórica de los tratamientos térmicos que indican que un incremento de la temperatura de revenido supone una mayor relajación de tensiones. Respecto a esta distribución se puede observar en la Figura 3 que existen tres tramos bien diferenciados: (i) gradiente de σ a lo largo de la pared A –revestimiento de acero inoxidable–; (ii) ligero gradiente de σ a lo largo de la pared B^+; (iii) ligero gradiente de σ en la zona de compresión B^-. Por otro lado, a partir de la Figura 3 también se comprueba que el tiempo de revenido (t_{rev}) influye en el valor de σ –cuanto menor t_{rev} mayores σ–, apreciándose que la zona donde se manifiestan las mayores diferencias es la B^+. Esta zona de tracción donde está el material de la pared de la vasija con menor resistencia mecánica –acero con bajo contenido de carbono– presenta un gran interés desde el punto de vista de la Mecánica de Fractura ya que, al limitar con la *zona de la intercara* entre los distintos materiales, presenta una mayor predisposición al inicio de fisuras.

3. FRAGILIZACIÓN POR HIDRÓGENO

La modelización numérica del proceso de difusión de hidrógeno asistida por el estado tensodeformacional en la pared de la vasija del reactor nuclear WWER-440 se ha basado en el modelo numérico publicado previamente por los autores [15], aunque en el presente estudio, para obtener un resultado apropiado, ha sido suficiente con realizar un cálculo unidimensional. En este modelo se considera que el flujo de hidrógeno (*J*) en el interior del material viene gobernado por la ecuación de difusión de Fick modificada:

$$J = -D\left(\varepsilon^p\right)\left\{\nabla C - C\left[\frac{V_H}{RT}\nabla\sigma + \frac{\nabla K_{S\varepsilon}(\varepsilon^p)}{K_{S\varepsilon}(\varepsilon^p)}\right]\right\} \quad (1)$$

donde *D* es el coeficiente de difusión de hidrógeno en el metal, V_H es el volumen parcial molar de hidrógeno en el metal, *R* es la constante de los gases, *T* la temperatura, *C* es la concentración de hidrógeno y $K_{S\varepsilon}$ es la componente de solubilidad de hidrógeno (K_S) dependiente de la deformación [16]:

$$K_S = K_{S\varepsilon}\left(\varepsilon^p\right)\exp\left(\frac{V_H\sigma}{RT}\right) \quad (2)$$

La importancia de considerar para el cálculo de la difusión de hidrógeno tanto el estado tensional como el deformacional ya ha sido probado previamente por los autores [17]. Por este motivo los gradientes que han aparecido en la Figura 3 al considerar el estado tensodeformacional residual *global* (suma del *factor mecánico* y el *factor térmico*) tienen una importancia vital frente al estudio de FH, ya que el flujo de difusión de hidrógeno depende de la solubilidad –ecuación (1)–,

que a su vez depende del estado tensodeformacional – ecuación (2)– y por lo tanto, *estos gradientes favorecen que la concentración C acumulada en el material aumente en mayor medida que si no se hubiera considerado el factor térmico*, que supondría la inexistencia de gradientes (Figura 1).

Los valores considerados para las constantes relevantes de interacción metal-hidrógeno han sido $V_H = 2$ cm^3/mol [18], coeficiente de difusión de hidrógeno para la zona A, $D_A = 6\ 10^{-12}$ m^2/s [8-12], y para la zona B, $D_B = 10^{-10}$ m^2/s [5]. Por último se ha empleado la temperatura T = 300 ºC. A partir del modelo numérico presentado previamente [15] y considerando las distribuciones de σ y de ε^P (Figura 3), se ha calculado la concentración de hidrógeno (C) a lo largo de la vasija para diferentes tiempos de funcionamiento (t_{func}) del reactor. En la Figura 4 se muestra la distribución de C (adimensionalizada con la concentración de hidrógeno en el material libre de tensiones y deformaciones, C_0) considerando un tratamiento de revenido de T_{rev}= 650 ºC y diferentes tiempos de revenido (t_{rev}= 1 h y t_{rev}= 100 h).

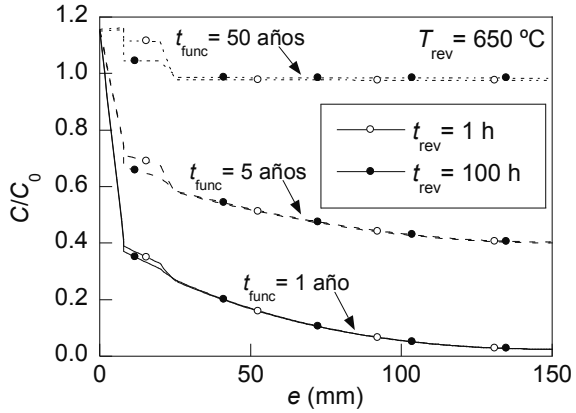


Figura 4. Concentración de hidrógeno a lo largo de la vasija considerando un tratamiento térmico de revenido con una temperatura de 650 ºC mantenida durante 1 y 100 horas, y un tiempo de funcionamiento (t_{func}) del reactor entre 1 año (línea continua), 5 años (línea discontinua) y 50 años (línea de puntos).

En la Figura 4 se aprecia que el valor de C aumenta con el tiempo t_{func}. Por otro lado, se puede observar que la mayor diferencia existente entre los resultados obtenidos para los diferentes tiempos de revenido se manifiesta especialmente en la zona B^+, donde se confirma la tendencia de que a menores tiempos de revenido (t_{rev}) mayores valores de C (influencia directa de los valores superiores de σ, Figura 2). Además, esta Figura 4 refleja que la diferencia obtenida con los diferentes valores de t_{rev} aumenta con el tiempo de funcionamiento del reactor, i.e., *la pared de la vasija de un reactor nuclear cuyos materiales hayan sufrido un tratamiento térmico de revenido con un tiempo de aplicación bajo se comporta peor frente a FH que si éste hubiese sido mayor, y además este comportamiento empeora con los años*. Esto manifiesta la importancia de aumentar el tiempo de revenido al realizar el tratamiento térmico de los materiales que forman la pared de la vasija.

Para evaluar la influencia en el proceso de FH del otro parámetro característico de los tratamientos térmicos de revenido, temperatura alcanzada durante el tratamiento (T_{rev}), se ha expuesto en la Figura 5 una comparativa entre los valores de C alcanzados bajo dos T_{rev} diferentes, siendo éstas las más habituales a nivel industrial [13]: 650 ºC y 670 ºC. En el caso de este otro parámetro también se observa que la mayor diferencia existente entre los resultados obtenidos para las diferentes temperaturas de revenido se manifiesta especialmente en la zona B^+, lo que confirma la tendencia de que a menores temperaturas de revenido mayores valores de C. De esta manera, se comprueba que en dicha zona B^+, al aumentar el tiempo de funcionamiento se aprecian diferencias significativas entre los valores de C obtenidos al considerar tanto distintos t_{rev} (Figura 4) como distintos T_{rev} (Figura 5). Aún así, parece que *entre los dos parámetros que caracterizan el tratamiento térmico de revenido (t_{rev} y T_{rev}) el que más afecta a la difusión del hidrógeno es el tiempo de revenido*.

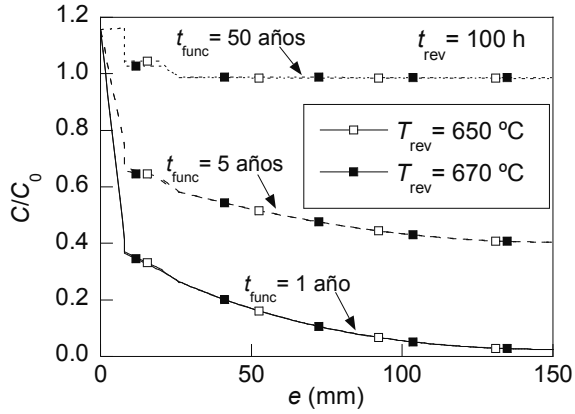


Figura 5. Concentración de hidrógeno a lo largo de la vasija considerando dos tratamientos térmicos de revenido con temperaturas de 650 ºC y 670 ºC mantenidas durante 100 horas, y un tiempo de funcionamiento del reactor entre 1 año (línea continua), 5 años (línea discontinua) y 50 años (línea de puntos).

4. DISCUSIÓN

A partir de las Figuras 4 y 5, se ha comprobado que es justamente en la zona traccionada de la pared B de la vasija (zona B^+) donde existe una diferencia significativa respecto a la distribución de C, dependiendo de las características del tratamiento térmico de revenido aplicado (T_{rev} y t_{rev}). Por este motivo en la Figura 6 se ha representado la evolución temporal de la concentración de hidrógeno en dicha zona, considerando como punto de estudio uno próximo a la *intercara* entre A y B (espesor e ligeramente superior a 8 mm).

La Figura 6 refleja un comportamiento similar de la acumulación de hidrógeno para todos los casos analizados: C aumenta progresivamente con t_{func} hasta alcanzar un valor asintótico máximo que corresponde al estado de equilibrio. Además se comprueba que, al igual que en la Figura 4, cuanto menor sea el tiempo de revenido (t_{rev}) mayor será el valor de la concentración de hidrógeno y por lo tanto más favorecido estará el proceso de FH. Por otro lado, parece que la curva de *la concentración de hidrógeno C tiende a un valor límite con el valor de* t_{rev}. Esto se comprueba en la Figura 6 al observar que existe una mayor diferencia entre las curvas t_{rev} = 1 h y t_{rev} = 10 h que entre las curvas t_{rev}= 10 h y t_{rev} = 100 h. La tendencia a un valor límite de C con el tiempo de revenido se corresponde con la existencia de una asíntota en la reducción de tensiones residuales (Figura 2a). Por otro lado, la pendiente brusca de estas curvas en los primeros años de funcionamiento del reactor es debida a que este punto de estudio (e ligeramente superior a 8 mm) no está en contacto directo con la fuente hidrogenante y está recubierto de una capa de acero inoxidable 316L (pared A) que dificulta la difusión de hidrógeno hasta la pared de acero con bajo contenido de carbono (pared B).

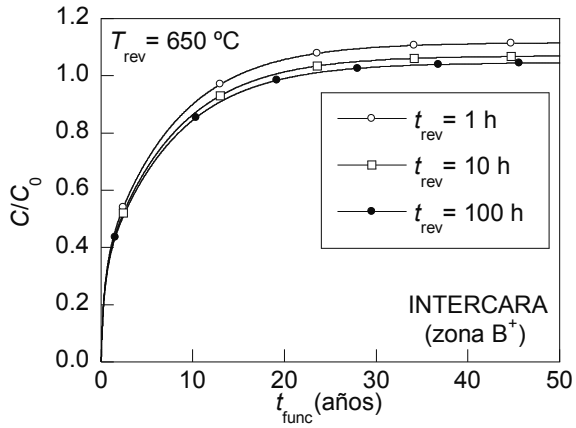


Figura 6. Evolución temporal de la concentración de hidrógeno en un punto de la zona B^+ próximo a la intercara para diferentes tiempos de revenido.

En realidad, como cada uno o dos años se frena la producción de un reactor nuclear para realizar su mantenimiento, el cálculo de la concentración de hidrógeno se debe centrar principalmente en este periodo de tiempo, ya que con cada parada desaparece la fuente hidrogenante y entonces el hidrógeno tiende a difundirse hacia el exterior de la pared de la vasija. Aún así, conviene destacar que no hay seguridad absoluta que el material quede libre en su totalidad de hidrógeno (por lo que en el siguiente período de producción C alcanzaría valores superiores), ni tampoco hay certeza de que la concentración de hidrógeno alcanzada no favoreciera ya el inicio de un proceso de FH. En este sentido, la Figura 7 representa la evolución temporal de la concentración de hidrógeno C para temperaturas y tiempos de revenido diferentes (t_{rev}), considerando los tiempos de funcionamiento reales de un reactor nuclear de fisión (1 año < t_{func} < 2 años). Se comprueba nuevamente que, al igual que en la Figura 5, cuanto menor sea la temperatura alcanzada durante el revenido (T_{rev}) más probabilidad existirá de que la vasija sufra un proceso de FH (mayores concentraciones de hidrógeno).

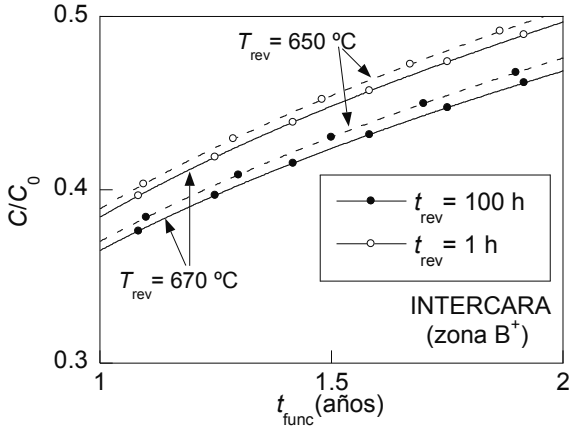


Figura 7. Concentración de hidrógeno en un punto de la zona B^+ próximo a la intercara antes de una parada por mantenimiento (tiempo de funcionamiento máximo entre 1 y 2 años), considerando tratamientos térmicos de 650 ºC (líneas discontinuas) y 670 ºC (líneas contínuas).

5. CONCLUSIONES

- Durante el tiempo de funcionamiento de un reactor nuclear, las tensiones originadas en la pared de la vasija por el *gradiente de temperatura* existente entre la zona interior y exterior, aumentan el nivel tensional global de toda la pared, favoreciendo de esta manera la acumulación de hidrógeno en su interior, i.e., contribuyen al desarrollo de un proceso de fragilización por hidrógeno (FH).
- Las *condiciones del tratamiento térmico de revenido* (temperatura y tiempo) aplicado a los materiales que conforman la pared de la vasija de un reactor nuclear de fisión juegan un papel fundamental en el proceso de FH: cuanto mayor sea la temperatura o el tiempo de revenido, menor será el estado tensodeformacional residual en dicha pared y, por consiguiente, menores valores de concentración de hidrógeno se alcanzarán (con la consiguiente menor probabilidad de FH). Sin embargo, la influencia del tiempo de revenido es más acusada que la de la temperatura.
- El efecto de variar alguno de los dos parámetros que definen el tratamiento de revenido (tiempo y temperatura) en la concentración de hidrógeno acumulado en la pared de la vasija de un reactor nuclear durante su funcionamiento, es más acusado en la *zona traccionada del material base* –acero de bajo contenido de carbono– de dicha pared.

- Para garantizar en mayor medida la *integridad estructural* de la vasija de un reactor nuclear frente al fenómeno de FH conviene que los tratamientos térmicos de revenido que se apliquen a los materiales que conforman su pared alcancen la mayor temperatura que permita dicho tratamiento y, además, duren el mayor tiempo posible.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean hacer constar su agradecimiento a las siguientes instituciones financiadoras: MCYT (Proyecto MAT2002-01831), MEC (Proyecto BIA2005-08965), MCINN (Proyecto BIA2008-06810) y JCyL (Proyectos SA067A05, SA111A07 y SA039A08).

REFERENCIAS

[1] Toshimitsu, A., Takenao, J.R., Satoh, K., Yamada, T., Numerical analysis on hydrogen diffusion and concentration in solid with emission around the crack tip. *Engineering Fracture Mechanics,* 1996, **1**, 47-60.

[2] Toribio, J., The role of crack tip strain rate in hydrogen assisted cracking. *Corrosion Science*, 1997, **9**, 1687-1697.

[3] Pound, B.G., Hydrogen trapping in high-strength steels. *Acta Materialia,* 1998, **16**, 5733-5743.

[4] Bruzzoni, P., Carranza, R.M., Collet, J.R., Crespo, E.A., Hydrogen diffusion in a α-iron studied using an electrochemical permeation transfer function. *Electrochimica Acta*, 1999, **44**, 2693-2704.

[5] Nagao, A., Kuramoto, S., Ichitani, K., Kanno, M., Visualization of hydrogen transport in high strength steels affected by stress fields and hydrogen trapping. *Scripta Materialia*, 2001, **45**, 1227-1232.

[6] Brandaleze, E., Cavaleri, D., Reda, L., González, E., Evaluation of hydrogen distribution through sem microscopy in hot rolled products. *15th IAS Rolling Conference, 2004, San Nicolas, Argentina.*

[7] Hadam, U., Zakroczymski, T., Absorption of hydrogen in tensile strained iron and high-carbon steel studied by electrochemical permeation and desorption techniques. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2009, **34**, 2449-2459.

[8] Louthan, M.R., Derrick, R.G., Hydrogen transport in austenitic stainless steel. *Corrosion Science*, 1975, **15**, 565-577.

[9] Langley, R.A., Hydrogen trapping, diffusion and recombination in austenitic stainless steels. *Journal of Nuclear Materials*, 1984, **128**, 622-628.

[10] Xiukui, S., Jian, X., Yiyi, L., Hydrogen permeation behaviour in austenitic stainless steels. *Materials Science and Engineering*, 1989, **A114**, 179-187.

[11] Benamati, G., Donato, A., Solina, A., Valentini, R., Lanza, S., Experimental studies on hydrogen diffusion and trapping in martensitic and austenitic stainless steels for fusion application. *Journal of Nuclear Materials*, 1994, **4**, 212-215.

[12] Mine, Y., Narazaki, C., Murakami, K., Matsuoka, S., Murakami, Y., Hydrogen transport in solution-treated and pre-strained austenitic stainless steels and its role in hydrogen-enhanced fatigue crack growth. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2009, **34**, 1097-1107.

[13] Kostylev, V.I., Margoli, B.Z., Determination of residual stress and strain fields caused by cladding and tempering of reactor pressure vessels. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 2000, **77***,* 723-735.

[14] Blázquez, A., Cañas, J., Paris, F., Elasticidad y resistencia de materiales. *UPP Publicaciones*, Valencia, 1996.

[15] Toribio, J., Kharin, V., Vergara, D., Lorenzo, M., Two-dimensional numerical modelling of hydrogen diffusion in metals assisted by both stress and strain. *Advanced Materials Research*, 2010, **138**, 117-126.

[16] Toribio, J., Kharin, V., Evaluation of hydrogen assisted cracking: the meaning and significance of the fracture mechanics approach. *Nuclear Engineering and Design*, 1998, **182**, 149-163.

[17] Toribio, J., Kharin, V., Vergara, D., Blanco, J.A., Ballesteros, J.G., Influence of residual stresses and strains generated by cold drawing on hydrogen embrittlement of prestressing steels. *Corrosion Science*, 2007, **49**, 3557-3569.

[18] Hirth, J.P., Effects of hydrogen on the properties of iron and steel. *Metallurgical Transactions*, 1980, **11A**, 861-890.

INFLUENCIA DE LA MICROESTRUCTURA DEL ACERO EUTECTOIDE SOBRE LA PROPAGACIÓN CÍCLICA DE FISURAS: PERLITA Y ESFEROIDITA

B. González[1], J.C. Matos[2], J. Toribio[1]

[1] Ingeniería de Materiales (Universidad de Salamanca),
E.P.S., Campus Viriato, Avda. Requejo, 33, 49022 Zamora. España.
Correo-e: bgonzalez@usal.es

[2] Departamento de Informática y Automática (Universidad de Salamanca),
E.P.S., Campus Viriato, Avda. Requejo, 33, 49022 Zamora. España.
Correo-e: jcmatos@usal.es

RESUMEN

En este artículo se ha analizado cómo influye la microestructura en el crecimiento de fisuras por fatiga en un acero de composición ligeramente hipereutectoide. Se ha estudiado el material formado por colonias de perlita y una fina capa continua de cementita proeutectoide (acero perlítico) y para distintos grados de esferoidización, obtenidos con el tratamiento isotérmico del acero perlítico a 700ºC y diferentes tiempos de horno (10 y 50h). Los resultados indican que la curva de propagación en fatiga para la zona de Paris no se modifica con el proceso de esferoidización. El estudio fractometalográfico ha mostrado un cambio en el micromecanismo de la fractura por fatiga, que ha pasado de ser transcolonial en el acero perlítico, con preferencia por romper las láminas de perlita, a ser intergranular en el acero esferoidizado, donde la fisuración ocurre a lo largo de la capa de cementita proeutectoide.

ABSTRACT

In this paper the influence of microstructure on fatigue crack growth was analysed in steel with slightly hypereutectoid composition. Material constituted by pearlite colonies and a thin layer of proeutectoid cementite (pearlitic steel) was studied, in addition to different spheroidization degrees obtained by an isothermal treatment on pearlitic steel at 700 ºC and different heating times (10 and 50h). Results indicate that fatigue crack propagation curve in the Paris region is not modified by the spheroidization process. Fractometallographic analysis showed a change in the micromechanism of fatigue fracture, changing from transcollonial (trying to break pearlite lamellae) in the pearlitic steel to intergranular in the spheroidized steel, where cracking takes place through the layer of proeutectoid cementite.

PALABRAS CLAVE: Acero perlítico, Esferoidización, Curva de Paris, Fractografía en fatiga, Microfisuración.

1. INTRODUCCIÓN

El tratamiento de esferoidización en la perlita produce fragmentación, esferoidización y coalescencia en la cementita debido a procesos de difusión [1], y estos cambios microestructurales pueden influir en sus propiedades mecánicas. La esferoidización disminuye el límite elástico, al tiempo que aumenta la ductilidad y la resistencia en fractura [2-4]. De este modo, en el acero perlítico y esferoidizado, el límite elástico depende de la distancia de deslizamiento medio en la fase ferrita, de acuerdo a la ecuación de Hall-Petch [5-7]. Por otro lado, la tenacidad de fractura en la microestructura perlítica aumenta con la disminución del grano austenítico previo [3], y en cambio en el acero esferoidizado lo hace con el aumento del camino libre medio entre los carburos de cementita [4].

En acero hipoeutectoide la curva de Paris [8] no cambia con la esferoidización, mientra que el intervalo de oscilación del factor de intensidad de tensiones umbral en deformación plana disminuye [9]. La vida en fatiga a bajo número de ciclos (deformaciones en el dominio plástico) es independiente del contenido de carbono en el acero esferoidizado, mientras que existe una fuerte dependencia con la composición en el perlítico [10]. Un descenso en el límite de fatiga y en la vida en fatiga, así como un aumento en la velocidad de crecimiento de fisura ocurren en el acero esferoidizado con bajo contenido de carbono sometido a una pequeña

predeformación, y sin embargo ninguno de estos parámetros cambia si la composición es eutectoide [11]. Se ha observado cierta esferoidización de láminas finas de cementita bajo fatiga en tracción con alto número de ciclos, así como la completa esferoidización del acero parcialmente esferoidizado [12]. En el acero perlítico la superficie de fatiga formada por microdesgarros dúctiles modifica su geometría con la microestructura y las condiciones del ensayo, mostrando la fisura preferencia por romper las láminas de perlita [13]. En la microestructura esferoidizada, la fractografía en fatiga presenta cierta microporosidad [12], estando la fisura confinada en la matriz ferrítica excepto en muestras de alto contenido en carbono ensayadas a altos rangos de deformación, donde hay fisuración de los carburos [10].

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

El material, acero de composición ligeramente hipereutectoide (tabla 1), se estudió con microestructura perlítica y con dos procesos de esferoidización, obtenidos mediante tratamiento isotérmico del acero perlítico a 700ºC, tiempos de esferoidización 10 y 50h, y enfriamiento dentro del horno.

Tabla 1. Composición química en % en peso.

% C	% Mn	% Si	% P	% Cr	% V
0.789	0.681	0.210	0.010	0.218	0.061

La microestructura se observó a través del microscopio electrónico de barrido (MEB), una vez preparadas metalográficamente pequeñas muestras de cada material (mediante embutición, desbaste, pulido y ataque con Nital al 4%). Las propiedades mecánicas convencionales se obtuvieron mediante el ensayo de tracción simple, con una velocidad de avance de mordazas de 2mm/min.

Los ensayos de fatiga se realizaron sobre varillas de 300 mm de longitud. Previo al ensayo se efectuó a las probetas un corte transversal en la zona media de su longitud, para inducir en ese punto la iniciación de la fisura y se colocó un extensómetro de base de medida 50mm. El procedimiento de ensayo consistió en aplicar una carga oscilante sinusoidal de tracción en la dirección axial en escalones decrecientes, con un intervalo de oscilación de tensiones $\Delta\sigma$ constante en cada escalón. La frecuencia utilizada fue de 10Hz. La tensión máxima inicial fue menor al límite elástico convencional al 0.2%, disminuyendo en los escalones siguientes entre un 20÷30% de la carga máxima anterior. Cada paso de carga se mantuvo el tiempo suficiente para apreciar avance de fisura y eliminar el efecto plástico en la punta de la misma provocado por el escalón anterior.

Las superficies de fractura por fatiga y los cortes longitudinales de las probetas fisuradas, tras su preparación metalográfica, se observaron en el MEB. En todas las fotografías mostradas la propagación de la fisura ha ocurrido de izquierda a derecha.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Microestructura

El acero sin tratar está formado por colonias de perlita y una fina capa continua de cementita proeutectoide que rodea al grano austenítico previo (figura 1). El tratamiento de esferoidización cambia la morfología de la cementita. Con el tratamiento a 700ºC durante 10h se observa fragmentación y esferoidización de ésta, pero aún se mantiene cierta orientación en la cementita y es posible distinguir el tamaño de las colonias (figura 2). El incremento del tiempo de tratamiento (50h) produce un mayor grado de esferoidización y coalescencia de la cementita, con partículas de tamaño más grande y mayor distancia entre ellas, donde apenas se distinguen ya las colonias (figura 3).

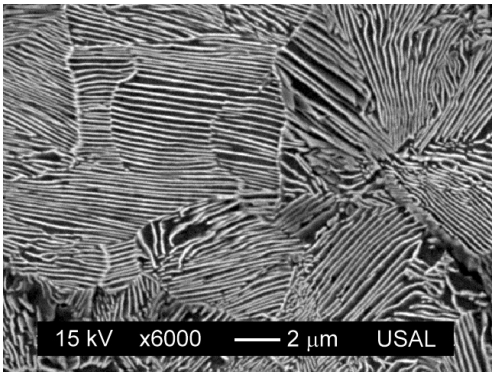


Figura 1. Microestructura, acero perlítico.

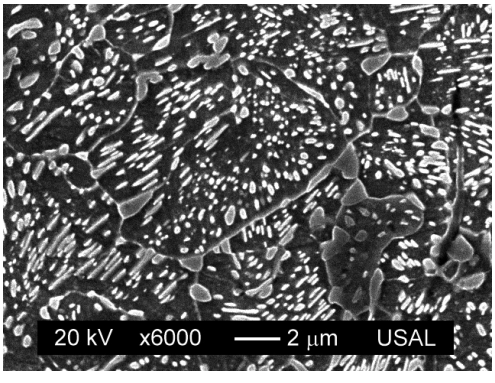


Figura 2. Microestructura, esferoidización 700ºC-10h.

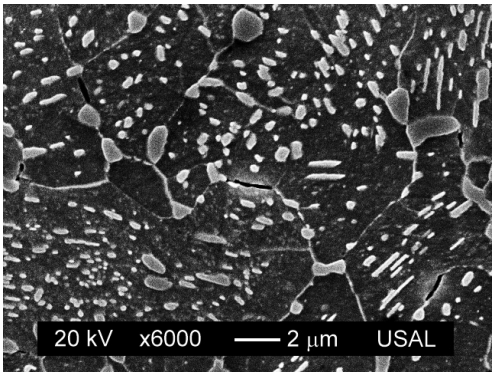


Figura 3. Microestructura, esferoidización 700ºC-50h.

En el acero esferoidizado, se observan grandes glóbulos de carburos precipitados en la capa de cementita proeutectoide (figuras 2 y 3), donde ocurre primero la transformación, pues su energía es mayor que en el interior del grano [14]. Solamente en el acero tratado durante 50h aparecen fisuras, de pocas micras, situadas en cualquier dirección a lo largo de la capa de cementita proeutectoide (figura 3).

En los tratamientos isotérmicos de esferoidización, existen varios factores que influyen en el grado de esferoidización, estos son: la microestructura inicial, la temperatura de esferoidización, la velocidad de deformación (si durante el tratamiento se deforma plásticamente el material) y el tiempo de permanencia en el horno [1,15], siendo esta última variable la única que ha sido modificada en este trabajo.

3.2. Ensayo de tracción simple

Las propiedades mecánicas convencionales de los aceros se obtuvieron del ensayo de tracción simple a partir de las curvas σ *vs.* ε (figura 4).

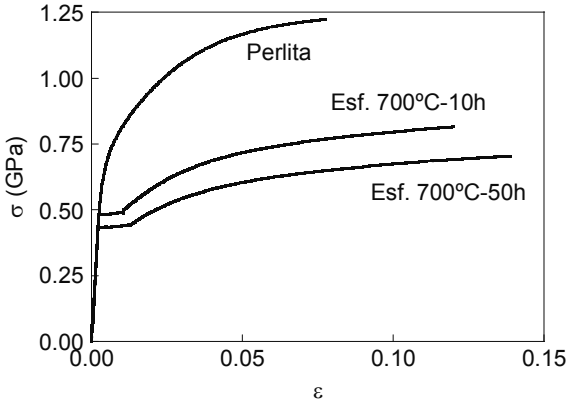


Figura 4. Ensayo de tracción simple (σ vs. ε).

El proceso de esferoidización mantiene prácticamente constante el módulo de Young, E, disminuye el límite elástico, σ_Y, y la resistencia a tracción, σ_R, al tiempo que aumenta la deformación para carga máxima, ε_R (tabla 2).

Tabla 2. Propiedades mecánicas.

Acero	E (GPa)	σ_Y (GPa)	σ_R (GPa)	ε_R
Perlita	202	0.70	1.22	0.08
700º-10h	206	0.48	0.82	0.12
700º-50h	203	0.43	0.70	0.14

La superficie de fractura resultante del ensayo de tracción simple para el acero perlítico está formada fundamentalmente por clivajes (salvo la corona exterior y la zona de proceso central) que se convierten con la esferoidización del acero en microhuecos, con algún clivaje aislado [16].

3.3. Propagación de fisuras por fatiga

Todos los aceros presentaron fractura por fatiga en modo I, estando la superficie de fractura contenida en la sección transversal del alambre (figura 5), que es perpendicular a la dirección de aplicación de la carga. En los aceros más esferoidizados (50h) es posible además observar en la zona cercana a la superficie una estrecha corona de gran plasticidad.

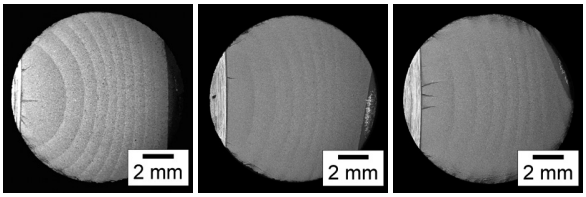


Figura 5. Superficie de fatiga en escalones: perlita, esferoidización 700ºC-10h y 700ºC-50h (izqda. a dcha.).

Sobre la superficie de fatiga, y coincidiendo con cada cambio de escalón, puede observarse el frente de fisura que se modelizó como parte de una elipse con centro situado en el borde de la varilla, de semiejes a (profundidad de fisura) y b.

En el punto central del frente de la fisura, donde existe deformación plana, se calculó la curva velocidad cíclica de crecimiento de fisura (da/dN) frente al intervalo de oscilación del factor de intensidad de tensiones (ΔK). De acuerdo con la Mecánica de Fractura Elástica Lineal (MFEL) el valor de ΔK en la punta de la fisura para la geometría de estudio, tamaño de fisura a y carga de tracción axial remota, es:

$$\Delta K = Y \Delta\sigma \sqrt{\pi a} \qquad (1)$$

Se utilizó el factor de intensidad de tensiones (FIT) adimensional (Y) en el centro de la fisura, calculado por Astiz [17] mediante la técnica de extensión virtual de fisura y el método de los elementos finitos. La expresión obtenida es función de los parámetros profundidad relativa de fisura (profundidad de fisura dividida entre el diámetro, a/D) y factor de aspecto (relación entre los semiejes de la elipse, a/b),

$$Y = \sum_{\substack{i=0 \\ i\neq 1}}^{4} \sum_{j=0}^{3} C_{ij} \left(\frac{a}{D}\right)^{i} \left(\frac{a}{b}\right)^{j} \qquad (2)$$

con los coeficientes C_{ij} indicados en la tabla 3, cf. referencia [17].

Tabla 3. Coeficientes C_{ij} de la ecuación (2).

i	*j=0*	*j=1*	*j=2*	*j=3*
0	1.118	-0.171	-0.339	0.130
2	1.405	5.902	-9.057	3.032
3	3.891	-20.370	23.217	-7.555
4	8.328	21.895	-36.992	12.676

Se han obtenido las representaciones 1/*CED vs. a*/*D* (1/*CED* es la rigidez adimensional y *C* la flexibilidad) y *a*/*b vs. a*/*D* (figuras 6 y 7). Se observa como 1/*CED* no se modifica con el tratamiento, mientras que *a*/*b* para las fisuras cortas y largas del acero sin tratar presenta un valor mayor que en el tratado, lo que se atribuye a tensiones residuales de compresión en la superficie del alambre debidas al laminado en caliente que ha sufrido el acero. La figura 8 muestra la curva de propagación d*a*/d*N*-Δ*K* en el régimen de Paris (recta bilogarítmica), que apenas se modifica con la esferoidización.

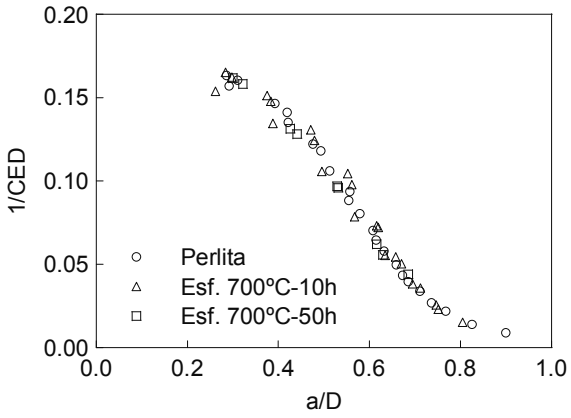


Figura 6. Rigidez adimensional (1/CED vs. a/D).

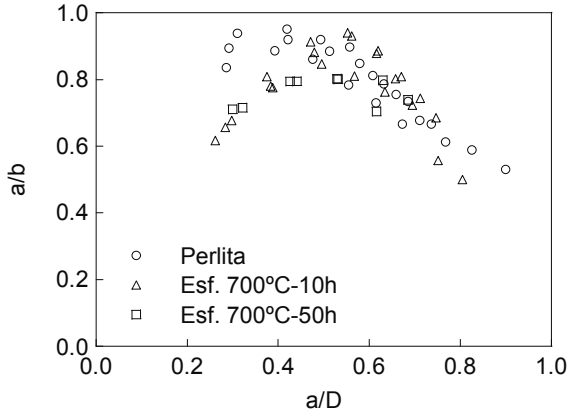


Figura 7. Factor de aspecto (a/b vs. a/D).

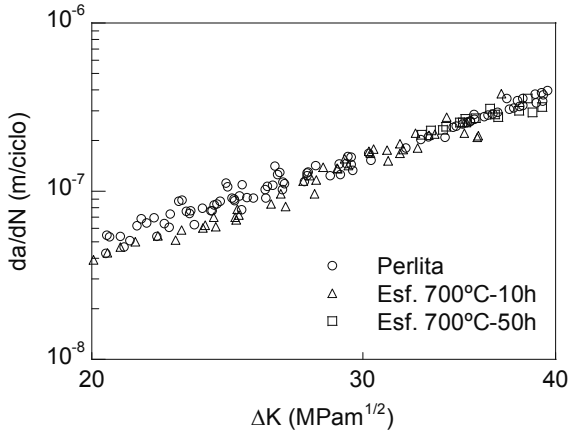


Figura 8. Curva de Paris (da/dN vs. ΔK).

3.4. Fractografía

La fractografía de fatiga (figuras 9 a 11) cambia de aspecto con la microestructura (cf. figuras 1 a 3). En el acero perlítico la superficie de fatiga formada por micro-desgarros dúctiles, donde es posible observar en algunas zonas las láminas de perlita (figura 9), se hace más dúctil con el grado de esferoidización del acero, incrementándose el espesor de los microdesgarros dúctiles, que además presentan huecos de mayor tamaño entre ellos (figuras 10 y 11). La superficie de fractura por fatiga modifica así en cierta medida su micro-rugosidad superficial con el tratamiento térmico.

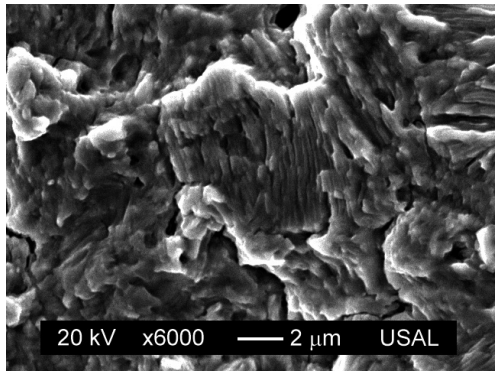


Figura 9. Fractografía de fatiga, acero perlítico.

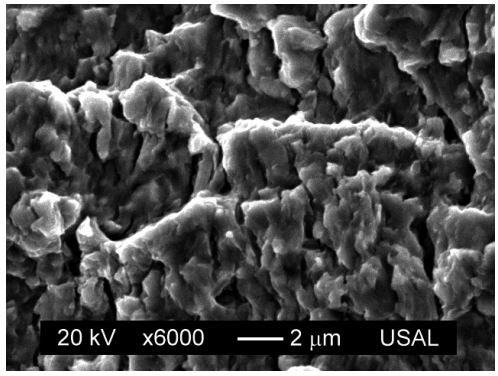


Figura 10. Fractografía de fatiga, esferoidización 700ºC-10h.

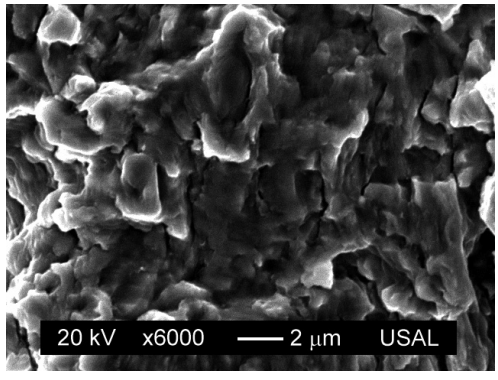


Figura 11. Fractografía de fatiga, esferoidización 700ºC-50h.

Para altos valores del factor de intensidad de tensiones máximo K_{max}, próximos al valor crítico K_{IC}, la fractografía de fatiga aparece mezclada con el modo estático de la fractura, clivaje junto a pequeñas zonas de microhuecos para acero esferoidizado (de más extensión a mayor tiempo de tratamiento).

Los cortes longitudinales fracto-metalográficos se dan en las figuras 12 a 16. La fisura de fatiga, que en todos los aceros muestra una superficie macroscópicamente plana, a nivel microscópico presenta en su camino frecuentes deflexiones, ramificaciones, bifurcaciones, cambios en la apertura de fisura y discontinuidades (figuras 12 y 13), que originan la peculiar geometría que muestran los microdesgarros dúctiles.

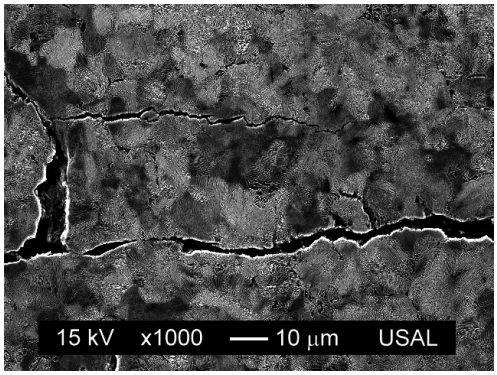


Figura 12. Fisura de fatiga, acero perlítico.

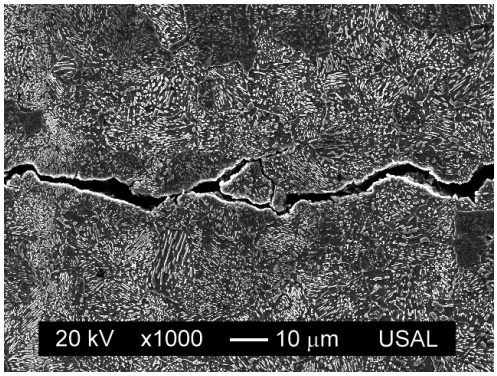


Figura 13. Fisura de fatiga, acero esferoidizado.

Mientras en el acero perlítico la fisura tiene preferencia por romper las láminas de perlita produciendo una fractura transcolonial (figura 14), en el esferoidizado la fractura ocurre (sin fracturar los glóbulos de cementita), mayoritariamente a través de la capa continua de cementita proeutectoide, de pequeño espesor, que rodea el grano austenítico previo (figuras 15 y 16) y que en este caso resulta la zona más débil del material ante el fenómeno de la fatiga. Además, al aumentar el grado de esferoidización, este suceso se ve favorecido por el elevado número de microfisuras que muestra la capa de cementita proeutectoide (cf. figura 3).

Por tanto, el proceso de esferoidización produce en el acero un cambio en el micromecanismo de la fractura por fatiga, que pasa de ser transcolonial en el acero perlítico (siendo los parámetros clave el tamaño de la colonia de perlita y el espaciado interlaminar perlítico), a intergranular en caso del acero esferoidizado (donde los parámetros que controlan el proceso de fatiga pasan a ser el tamaño del grano austenítico previo y la capa de cementita proeutectoide que lo rodea).

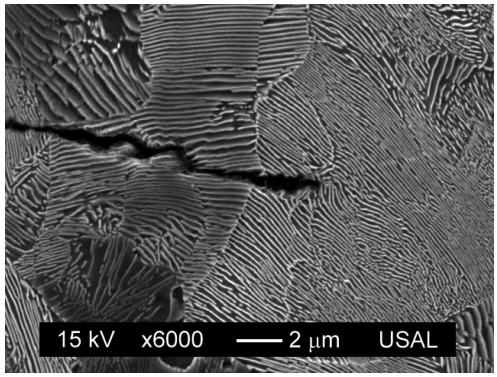


Figura 14. Microfisura de fatiga, acero perlítico.

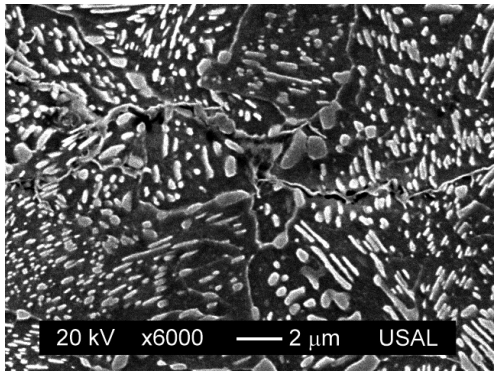


Figura 15. Microfisura de fatiga, esferoidización 700ºC-10h.

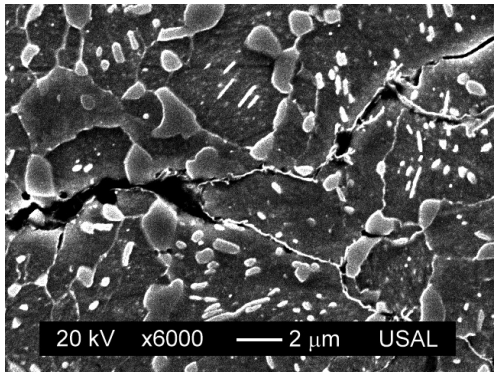


Figura 16. Microfisura de fatiga, esferoidización 700ºC-50h.

A pesar del cambio en el micromecanismo de la fatiga, debido a la modificación sufrida en la microestructura, la curva de crecimiento de fisuras en el régimen de Paris (aspecto macroscópico de la propagación) no se ve afectada por la esferoidización, ya que prácticamente no cambia. Sin embargo, este tratamiento sí influye en el valor del intervalo de oscilación del factor de intensidad de tensiones umbral ΔK_{th}, disminuyéndolo [9], y en la tenacidad de fractura K_{IC}, aumentándola [2-4].

4. CONCLUSIONES

En el presente estudio sobre la influencia de la esferoidización de la perlita sobre la propagación de fisuras por fatiga en un acero perlítico hipereutectoide se pueden extraer las siguientes conclusiones:

(i) La curva de crecimiento de fisura por fatiga en el régimen de Paris apenas varía en el acero perlítico con el proceso de esferoidización.

(ii) Macroscópicamente, la superficie de fractura por fatiga en el acero es plana. A nivel microscópico, sin embargo, muestra microdesgarros dúctiles que cambian de aspecto con el tratamiento térmico esferoidizante, aumentando el tamaño de los huecos.

(iii) En el acero perlítico y esferoidizado la fisura de fatiga presenta a nivel microscópico un camino de propagación con frecuentes deflexiones, ramificaciones, bifurcaciones, cambios en la apertura de fisura y discontinuidades.

(iv) El micromecanismo de fractura por fatiga cambia con el proceso de esferoidización. La microfisuración en el acero perlítico tiende a romper las láminas de perlita, mientras que en el acero esferoidizado sucede a través de la fina capa de cementita proeutectoide que rodea el grano austenítico previo, sin fracturar las partículas de cementita globular.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer el apoyo económico de las siguientes instituciones: MCYT (MAT2002-01831), MEC (BIA2005-08965), MICINN (BIA2008-06810), JCYL (SA067A05, SA111A07 y SA039A08) y el acero suministrado por la empresa TREFILERÍAS QUIJANO.

REFERENCIAS

[1] Chattopadhyay, S. and Sellars, C.M., "Kinetics of pearlite spheroidisation during static annealing and during hot deformation", *Acta Metall.* **30**, pp. 157-170, 1982.

[2] Rosenfield, A.R., Bahn, G.T. and Embury, J.D., "Fracture of steels containing pearlite", *Metall. Trans.* **3**, pp. 2797-2803, 1972.

[3] Fernández-Vicente, A., Carsí, M., Peñalba, F., Taleff, E. and Ruano, O.A., "Toughness dependence on the microstructural parameters for an ultrahigh carbon steel (1.3 wt.% C)", *Mater. Sci. Eng.* **A335**, pp. 175-185, 2002.

[4] Firrao, D., Anzalone, S.A. and Begley, J.A., "The influence of carbide morphology on the upper-shelf fracture toughness (J_{IC}) of carbon steels", *Metall. Sci. Tech.* **2(1)**, pp. 15-23, 1984.

[5] Hall, E.O., "The deformation and ageing of mild steel: III discussion of results", *Proc. Phys. Soc. London Sect. B* **64**, pp. 747-753, 1951.

[6] Petch, N.J., "The cleavage strength of poly-crystals", *J. Iron. Steel Inst.* **174**, pp. 25-28, 1953.

[7] Karlsson, B. and Lindén, G., "Plastic deformation of eutectoid steel with different cementite morphologies", *Mater. Sci. Eng.* **17**, pp. 153-164, 1975.

[8] Paris, P.C. and Erdogan, F., "A critical analysis of crack propagation laws", *J. Basic Eng.* **85D**, pp. 528-534, 1963.

[9] Kim, E.S. and Kim, I.S., "Effect of spheroidization on the near-threshold fatigue crack growth in ferrite-pearlite steel", *J. Mater. Sci. Lett.* **19**, pp. 367-369, 2000.

[10] Milligan, R.V., "The role of carbide morphology on low-cycle-fatigue behaviour of iron-carbon alloys", *Exp. Mech.* **1**, pp. 190-195, 1974.

[11] Nagase, Y. and Kanri, T., "Effects of small prestrain on the fatigue behaviour of spheroidal pearlite steel", *Fatigue Fracture Eng. Mater. Struct.* **15(2)**, pp. 213-223, 1992.

[12] Savrai, R.A., Makarov, A.V., Schastlivtsev, V.M., Tabatchikova, T.I., Yakovleva, I.L. and Egorova, L.Yu., "Behavior of pearlite of various morphologies during cyclic tension", *Russ. Metall.* **4**, pp. 313-315, 2010.

[13] Toribio, J., Matos, J.C. and González, B., "Micro- and macro-approach to the fatigue crack growth in progressively drawn pearlitic steels at different *R*-ratios", *Int. J. Fatigue* **31**, pp. 2014-2021, 2009.

[14] Zhang, S.L., Sun, X.J. and Dong, H., "Effect of deformation on the evolution of spheroidization for the ultra high carbon steel", *Mater. Sci. Eng.* **A432**, pp. 324-332, 2006.

[15] Karnyabi-Gol, A. and Sheikh-Amid, M., "Spheroidizing kinetics and optimization of heat treatment parameters in CK60 steel using Taguchi robust design", *J. Iron Steel Res. Int.* **17(4)**, pp. 45-52, 2010.

[16] Vergara, D., García, J., García, J., Ayaso, F.J. y Toribio, J., "Análisis fractográfico cuantitativo del comportamiento en fractura de aceros perlíticos esferoidizados", *Anal. Mecán. Fract.* **24**, pp. 117-122, 2007.

[17] Astiz, M.A., "An incompatible singular elastic element for two- and three-dimensional crack problems", *Int. J. Fracture* **31**, pp. 105-124, 1986.

PROPAGACIÓN DE FISURAS POR FATIGA EN ACERO DE PRETENSADO: REGÍMENES ESTACIONARIO Y TRANSITORIO

J.C. Matos[1], B. González[2], J. Toribio[2]

[1] Departamento de Informática y Automática (Universidad de Salamanca),
E.P.S., Campus Viriato, Avda. Requejo, 33, 49022 Zamora. España.
Correo-e: jcmatos@usal.es

[2] Ingeniería de Materiales (Universidad de Salamanca),
E.P.S., Campus Viriato, Avda. Requejo, 33, 49022 Zamora. España.
Correo-e: bgonzalez@usal.es

RESUMEN

Este artículo analiza la propagación de fisuras por fatiga en acero perlítico en dos estados diferentes, laminado en caliente y sometido a un proceso de trefilado. El procedimiento experimental consistió en realizar ensayos de fatiga en tracción sobre barras cilíndricas, usando escalones con un intervalo de oscilación de tensiones constante en cada escalón y descendente respecto al anterior. Las curvas obtenidas, velocidad cíclica de crecimiento de fisura frente al intervalo de oscilación del factor de intensidad de tensiones, muestran un *estado principal estacionario* precedido por diferentes *ramas transitorias*. El estado estacionario se asocia con el régimen de Paris (ley de Paris-Erdogan), obteniéndose que para el material estudiado la velocidad cíclica de propagación no depende del factor R. Respecto a la comparación entre el comportamiento en fatiga del alambrón y del acero de pretensado, se observó un fenómeno de retardo en el crecimiento de las fisuras para este último. Las ramas transitorias permitieron calcular el tamaño de zona plástica, considerando que son consecuencia del efecto de retardo por sobrecarga en cada cambio de escalón, siendo posible su ajuste a una única expresión para ambos aceros (similar a las obtenidas por otros autores), función del producto $K_{max}\Delta K$ y de sus propiedades mecánicas convencionales.

ABSTRACT

This paper analyzes the propagation of fatigue cracks in pearlitic steel in two forms, hot rolled bar and cold drawn steel. The experimental procedure consisted of fatigue tests on cylindrical bars under tensile loading, using steps with decreasing amplitude of stress and constant stress range during each step. The curves plotting cyclic crack growth rate *versus* stress intensity factor range show a main *steady-state regime* preceded by different *transient paths*. The steady-state regime is associated with the curves of the Paris regime (Paris law curve). For a given material, the propagation rate is not dependent on the R-ratio. With regard to the comparison between the fatigue behaviour of the hot rolled bar and the prestressing steel wire, a retardation is observed in the latter. The transient branches allow one to calculate the plastic zone size, considering that they are a consequence of the overload retardation effect at each step change, and a unique expression (similar to those obtained by other authors) is fitted in both steels as a function of $K_{max}\Delta K$ and of the conventional mechanical properties.

PALABRAS CLAVE: Acero perlítico trefilado, Curva de Paris, Factor R, Efecto de retardo por sobrecarga, Tamaño de zona plástica.

1. INTRODUCCIÓN

El fenómeno de fatiga es un problema de dos parámetros de carga [1-3] que involucra dos fuerzas motrices en la punta de fisura, el intervalo de oscilación del factor de intensidad de tensiones y el factor de intensidad de tensiones máximo (ΔK y K_{max}).

En el crecimiento de fisuras por fatiga de los aceros completamente perlíticos el aumento de la relación de carga, R, produce un incremento significativo en la pendiente de la curva de Paris, fenómeno que coincide con la aparición del modo estático de fractura [4]. El proceso de trefilado del acero eutectoide produce un retardo en el crecimiento de las fisuras por fatiga,

consecuencia de los cambios microestructurales en el material durante el trefilado (disminución del espaciado interlaminar, orientación de las láminas y colonias de perlita en la dirección de trefilado y elongación de las últimas según dicha dirección), lo que origina una fisuración por fatiga con mayor rugosidad superficial, así como un camino de fisuración con mayor número de deflexiones a nivel microscópico y mayor ángulo de deflexión [5].

Las razones principales del retardo por sobrecarga en el avance de la fisura son el cierre de la punta de fisura debido al desplazamiento de las tensiones residuales, las ramificaciones de la fisura y el contacto entre las superficies de fractura rugosas después de la sobrecarga [6]. El efecto de retardo por sobrecarga aumenta con el número de ciclos de sobrecarga hasta que se alcanza un máximo [7].

Existen varios modelos que permiten estimar el tamaño de la zona plástica en la punta de una fisura: mediante una aplicación simple de la Mecánica de Fractura Elástica Lineal [8], basados en el modelo de las bandas de cedencia [9,10], con la utilización del método de superposición [11] o de acuerdo al criterio de velocidad de deformación plástica equivalente positiva [12].

En este artículo se estudia la propagación cíclica de fisuras en barras de alambrón y acero de pretensado, a partir de ensayos de fatiga con escalones descendentes de carga, obteniéndose en la curva de crecimiento de la fisura un estado estacionario y varias ramas transitorias relacionadas con el efecto de retardo por sobrecarga.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

El material estudiado fue acero de composición eutectoide (tabla 1) y microestructura perlítica, en dos estados diferentes: alambrón, que ha sido laminado en caliente, y acero de pretensado, producto comercial resultado de someter el alambrón a siete pasos de trefilado (con una deformación plástica acumulada de 1.57) y a un tratamiento de termo-relajación con objeto de eliminar las tensiones residuales introducidas durante el proceso de trefilado.

Tabla 1. Composición química (% en peso).

% C	% Mn	% Si	% P	% Cr	% V
0.789	0.681	0.210	0.010	0.218	0.061

Las propiedades mecánicas convencionales de ambos aceros se obtuvieron a partir del ensayo de tracción simple (figura 1 y tabla 2). Se puede observar cómo el proceso de trefilado mejora el comportamiento mecánico convencional del acero perlítico, aumentando el límite elástico convencional al 0.2% (σ_Y) y la resistencia a tracción (σ_R), a la vez que disminuye la deformación para carga máxima (ε_R) y se mantiene prácticamente constante el módulo de Young (E).

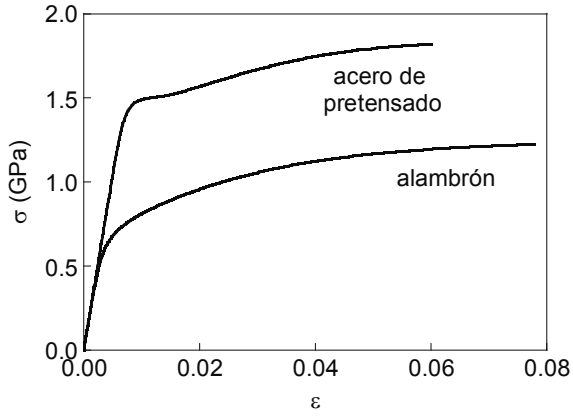


Figura 1. Curva σ-ε (ensayo de tracción simple).

Tabla 2. Propiedades mecánicas.

Acero	E (GPa)	σ_Y (GPa)	σ_R (GPa)	ε_R
Alambrón	202	0.70	1.22	0.08
Pretensado	209	1.48	1.82	0.06

Los ensayos de fatiga se realizaron sobre probetas cilíndricas de 300 mm de longitud y diámetros 11.0 mm y 5.1 mm para el alambrón y el acero de pretensado, respectivamente. Antes del ensayo se efectuó un pequeño corte superficial en la zona media de la longitud de las probetas, para determinar en ese punto la iniciación de la fisura por fatiga, y se colocó un extensómetro cubriendo la futura zona de fisuración.

El procedimiento de ensayo consistió en realizar una carga oscilante de tracción en la dirección axial en escalones, con un intervalo de oscilación de tensiones $\Delta\sigma$ constante en cada escalón y descendente respecto al anterior. La frecuencia utilizada fue de 10 Hz, con una forma de onda sinusoidal y distintos factores R (figura 2). La tensión máxima inicial fue menor al límite elástico convencional al 0.2%, disminuyendo en los pasos siguientes entre un 20÷30% de la carga máxima anterior. Cada paso de carga se mantuvo el tiempo suficiente para apreciar avance de fisura y eliminar el efecto plástico en la punta de la fisura provocado por el escalón anterior.

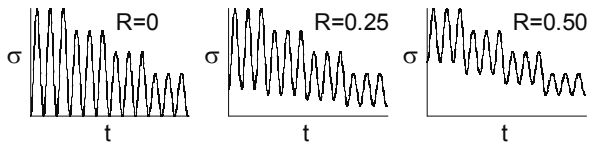


Figura 2. Ciclos de carga en los ensayos de fatiga.

Los ensayos permitieron caracterizar la evolución del frente de fatiga para el alambrón y para el acero de pretensado, y con ello determinar las curvas de propagación de las fisuras por fatiga para los dos aceros con distintos valores del factor R (0, 0.25 y 0.50).

3. RESULTADOS EXPERIMENTALES

Después de realizar los ensayos de fatiga se hicieron fotografías a pocos aumentos de las superficies de fractura (figura 3). En ambos aceros la superficie de fatiga estaba contenida en la sección transversal del alambre, que es perpendicular a la dirección de aplicación de la carga, presentando por tanto fractura en modo I incluso en el acero de pretensado, donde existe anisotropía microestructural debida al proceso de trefilado [13-15].

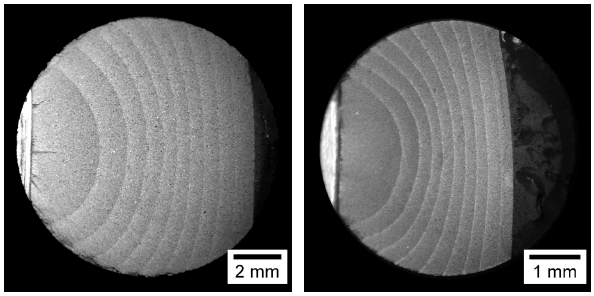


Figura 3. Superficies de fractura por fatiga, alambrón (izqda.) y acero de pretensado (dcha.).

Sobre la superficie de fatiga, coincidiendo con cada cambio de escalón de carga (donde se produce una disminución brusca en la tensión máxima), puede observarse el frente de fisura, que se modelizó como parte de una elipse con el centro situado en el borde de la varilla o superficie del cilindro (figura 4), de semiejes *a* (profundidad de fisura) y *b*.

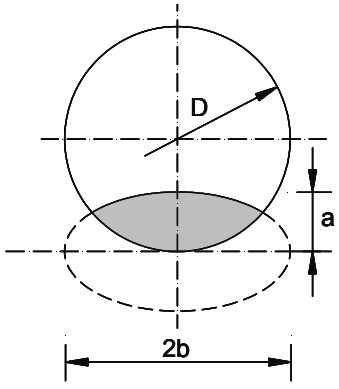


Figura 4. Modelización del frente de fisura.

En el punto central del frente de la fisura, donde existe deformación plana, se calculó la curva de propagación en fatiga: velocidad cíclica de crecimiento de fisura, d*a*/d*N*, frente al intervalo de oscilación del factor de intensidad de tensiones (FIT), ΔK.

De acuerdo con la Mecánica de Fractura Elástica Lineal (MFEL) el valor de ΔK en la punta de la fisura para la geometría de estudio, el tamaño de fisura *a* y la carga de tracción axial, es:

$$\Delta K = Y \Delta\sigma \sqrt{\pi a} \qquad (1)$$

Se utilizó el FIT adimensional (Y) para el punto central del frente de fisura, calculado por Astiz mediante el procedimiento de extensión virtual de fisura y el método de los elementos finitos [16]. La expresión obtenida es función de los parámetros profundidad relativa de fisura (profundidad de fisura dividida entre el diámetro, a/D) y factor de aspecto (relación entre los semiejes de la elipse, a/b),

$$Y = \sum_{\substack{i=0 \\ i\neq 1}}^{4} \sum_{j=0}^{3} C_{ij} \left(\frac{a}{D}\right)^{i} \left(\frac{a}{b}\right)^{j} \qquad (2)$$

con los coeficientes C_{ij} indicados en la tabla 3.

Tabla 3. Coeficientes C_{ij} de la ecuación (2).

i	*j=0*	*j=1*	*j=2*	*j=3*
0	1.118	-0.171	-0.339	0.130
2	1.405	5.902	-9.057	3.032
3	3.891	-20.370	23.217	-7.555
4	8.328	21.895	-36.992	12.676

El procedimiento seguido para obtener la representación d*a*/d*N vs.* ΔK fue el siguiente. En primer lugar se calcularon las curvas *a*/*D vs.* 1/*CED* y *a*/*b vs. a*/*D* (figura 5, superior) a partir de los frentes obtenidos en los cambios de carga y se ajustaron ambas curvas a ecuaciones polinómicas de tercer orden (con elevados coeficientes de regresión).

Las expresiones de ajuste se utilizaron para calcular en cada instante del ensayo, a partir del valor de la rigidez adimensional 1/*CED*, la profundidad relativa de fisura *a*/*D* y con ésta el valor de la relación de aspecto *a*/*b* (figura 5, superior), de tal manera que para cada punto registrado es posible conocer la geometría del frente de fisura (semiejes de la elipse de ajuste).

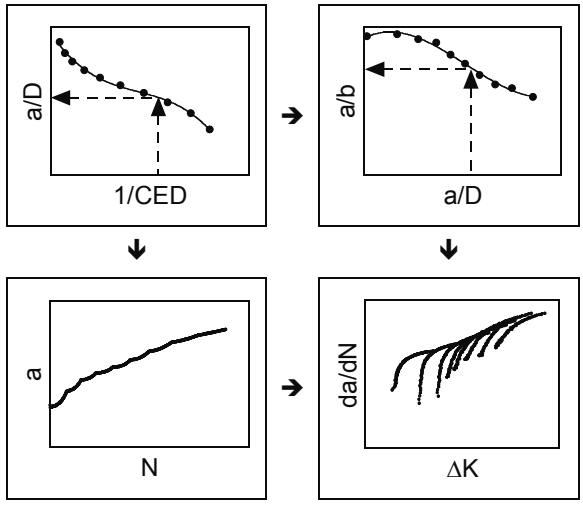


Figura 5. Proceso para el cálculo de la propagación de fisuras en geometrías cilíndricas (da/dN-ΔK).

La velocidad cíclica de crecimiento de fisura d*a*/d*N* (obtenida a partir de la curva *a*-*N*, en la figura 5, inferior izqda.) frente al intervalo de oscilación del FIT ΔK se muestra en las figuras 5 (inferior dcha.) y 6, donde cada escalón de carga aparece en un tramo diferente, todos ellos convergiendo de forma asintótica a una rama común, *estado estacionario*, a la cual se unen varias *ramas transitorias*.

Durante el ensayo, en cada escalón con $\Delta\sigma$ constante, existe un aumento en el valor del intervalo de oscilación del FIT y por tanto de la velocidad cíclica de crecimiento de fisura. Por el contrario, la disminución brusca de carga al pasar de un escalón al siguiente supone una disminución del intervalo de oscilación del FIT y por tanto en la velocidad cíclica de crecimiento de fisura, iniciándose cada tramo con un FIT menor que el último valor del tramo anterior.

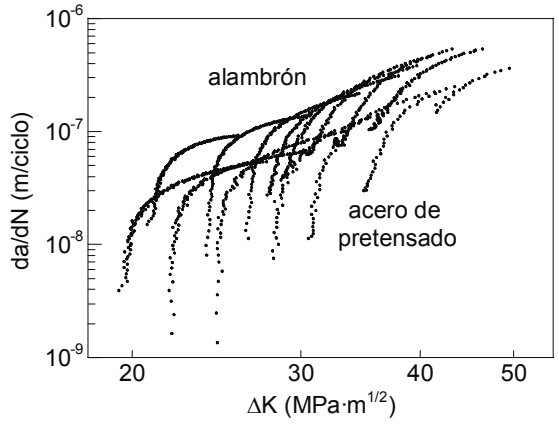


Figura 6. Curva da/dN-ΔK: estado estacionário + ramas transitórias.

4. DISCUSIÓN

El efecto que origina la variación brusca de la carga es la inducción de un estado transitorio de propagación de la fisura, en el que la velocidad muestra una suerte de retardo en el avance (origen de los ramales que aparecen en la representación gráfica de la figura 6) motivado por la sobretensión producida al cambiar de un incremento de carga mayor a otro menor durante el transcurso del ensayo de fatiga, de acuerdo con un mecanismo análogo al de retardo por sobrecarga que se genera por la zona plástica próxima al extremo de la fisura [17,18]. Una vez atravesada esta zona se restablece la velocidad correspondiente a la rama estacionaria del crecimiento de fisuras (curva característica del material).

4.1. Estado estacionario

Las ramas correspondientes al estado transitorio se han eliminado en la figura 7, donde solamente se muestra el régimen estacionario de la fisuración por fatiga, para el alambrón y para el acero de pretensado, con valores del factor *R* iguales a 0, 0.25 y 0.50.

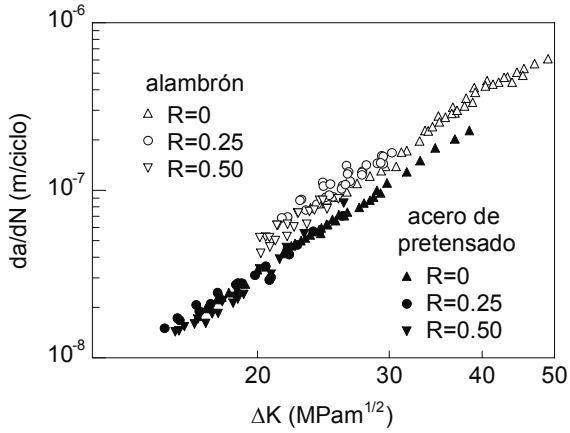


Figura 7. Régimen de Paris, alambrón y acero de pretensado.

Las curvas obtenidas, rectas en escala bilogarítmica, se corresponden con el crecimiento de la fisura por fatiga en el régimen de Paris, donde se cumple la ley de Paris-Erdogan [19]:

$$\frac{\mathrm{d}a}{\mathrm{d}N} = C\Delta K^m \qquad (3)$$

A partir de las curvas se obtienen los parámetros *m* y *C* de Paris (tabla 4) donde las unidades de los coeficientes son las correspondientes para que al introducir ΔK en $\mathrm{MPam}^{1/2}$ se obtenga d*a*/d*N* en m/ciclo.

Tabla 4. Coeficientes de Paris.

Acero	*m*	*C*
Alambrón	3.0	$5.3\cdot10^{-12}$
Pretensado	3.0	$4.1\cdot10^{-12}$

El exponente *m* de Paris (la pendiente de la recta bilogarítmica) permanece constante con un valor de 3.0, y parece ser un parámetro independiente del proceso de trefilado, mientras que la constante *C* de Paris disminuye aproximadamente un 23% en el acero de pretensado estudiado, el cual ha sido sometido a una deformación plástica acumulada de 1.57.

Los datos registrados se desplazan hacia valores más bajos de ΔK conforme aumenta el factor *R*, siguiendo una misma recta bilogarítmica para los tres valores de *R* estudiados (0, 0.25 y 0.50). Por lo tanto, *R* no tiene efecto alguno sobre los parámetros *m* y *C* de Paris.

En el acero de pretensado se observa que se produce un retardo en la propagación por fatiga respecto del alambrón, al disminuir la velocidad de crecimiento de fisura para un mismo valor de ΔK. El trazado de las curvas de ambos aceros es paralelo, pero en el acero de pretensado aparece desplazada hacia abajo y hacia la izquierda respecto a la del alambrón. Por tanto, el proceso de trefilado induce una mejora en la propagación en fatiga del acero perlítico, fenómeno que

se relaciona con los cambios microestructurales que ha producido el proceso de trefilado en el acero perlítico y que se refleja en el incremento de la microrrugosidad de la superficie de fractura en fatiga [5].

4.2. Ramas transitorias

Se ha realizado una estimación experimental del tamaño de zona plástica (r_p) en el punto central del frente de fisura, donde existen condiciones de deformación plana (al igual que en la mayor parte del frente de fisura).

El cálculo se basa en considerar la zona plástica responsable del retardo por sobrecarga durante los ensayos y por tanto de la aparición en la curva de propagación en fatiga de una serie de ramas transitorias. El retardo se produce mientras la zona plástica originada en la punta de fisura por los últimos ciclos de un escalón (de mayor tensión máxima) es atravesada por la zona plástica, de menor tamaño, consecuencia de los ciclos iniciales de menor tensión máxima del escalón posterior (figura 8).

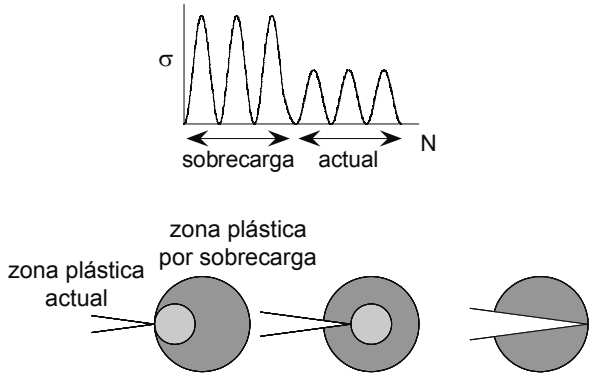


Figura 8. Propagación a través de la zona plástica producida por la sobrecarga.

El fenómeno de retardo por sobrecarga debido a la disminución brusca de tensión se ha comprobado que depende del número de ciclos de carga elevada que lo provocan [7], aunque se ha supuesto que el último ciclo es el principal responsable de dicho efecto.

En la búsqueda de una expresión de ajuste para el tamaño de zona plástica (similar a las calculadas por otros autores) se ha obtenido que ésta depende del FIT máximo K_{max} pero también del factor R, proponiéndose una dependencia lineal con el producto $K_{max}\Delta K$ como la solución más adecuada, ya que contempla los dos parámetros que gobiernan los mecanismos en la punta de fisura [1-3].

Además, para el acero perlítico, material donde existe endurecimiento por deformación, se considera una dependencia cuadrática inversa del tamaño de zona plástica con el valor medio del límite elástico convencional al 0.2%, σ_Y, y de la resistencia a tracción, σ_R, parámetros obtenidos a través del ensayo de tracción simple.

En la figura 9 se muestran los resultados experimentales obtenidos para el tamaño de zona plástica en función de la expresión propuesta, para el alambrón y para el acero de pretensado con distintos valores del factor R.

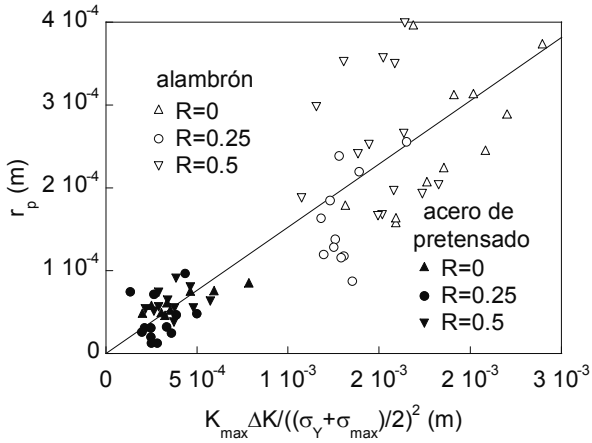


Figura 9. Tamaño de zona plástica, alambrón y acero de pretensado.

Experimentalmente se ha obtenido que la zona plástica es más extensa en el alambrón (de menor límite elástico y resistencia a tracción) que en el acero de pretensado (figura 9), deduciéndose para ambos aceros una única expresión que permite calcular el tamaño de la zona plástica en deformación plana, teniendo en cuenta el producto $K_{max}\Delta K$ y las propiedades mecánicas convencionales σ_Y y σ_R,

$$r_p = 0.14 \frac{K_{max}\Delta K}{\left(\frac{\sigma_Y + \sigma_R}{2}\right)^2} \qquad (4)$$

La expresión de ajuste presenta un coeficiente de 0.14, del orden a los obtenidos por otros autores: $1/3\pi$ (Irwin [8]) y $\pi/24$ (Dugdale [9] y Barenblatt [10]).

5. CONCLUSIONES

Las siguientes conclusiones han sido obtenidas en este trabajo relativo a la propagación de fisuras por fatiga en alambres de acero perlítico trefilado:

(i) El cambio del factor R (con valores positivos entre 0 y 0.5) no altera la velocidad cíclica de crecimiento de la fisura, siendo el ajuste para la curva de Paris el mismo. La representación da/dN-ΔK para los distintos valores de R se desplaza hacia la izquierda a medida que este parámetro aumenta.

(ii) El proceso de trefilado mejora el comportamiento en fatiga del acero perlítico, retardando la velocidad cíclica de crecimiento de fisura en el régimen de Paris. La recta de Paris en el acero de pretensado se desplaza hacia abajo respecto de la del alambrón, manteniéndose paralela a ésta.

(iii) El exponente *m* de Paris no cambia con el proceso de trefilado, presentando un valor de 3.0 para el acero perlítico, mientras que el coeficiente *C* de Paris disminuye con dicho proceso, siendo para el acero de pretensado (con una deformación plástica acumulada de 1.57) un ~23% menor que para el alambrón.

(iv) En la estimación del tamaño de la zona plástica a partir del fenómeno de retardo por sobrecarga, el mejor ajuste se produce para la expresión $K_{max}\Delta K$, de forma que se tienen en cuenta los dos parámetros de fuerza motriz necesarios para definir de forma completa el proceso de fatiga.

(v) El tamaño de la zona plástica tiene un valor mayor para el alambrón que para el acero de pretensado, donde el proceso de trefilado aumenta el límite elástico y la resistencia a tracción. La relación propuesta, similar a la de otros autores, presenta un coeficiente en el ajuste de aproximadamente 0.14.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean hacer constar su agradecimiento a las siguientes instituciones: MCYT-FEDER (Proyecto MAT2002-01831), MEC (Proyecto BIA2005-08965), JCyL (Proyectos SA067A05, SA111A07 y SA039A08) Además, agradecen el suministro de acero por parte de TREFILERÍAS QUIJANO.

REFERENCIAS

[1] Sadananda, K. and Vasudevan, A.K., "Crack tip driving forces and crack growth representation under fatigue", *Int. J. Fatigue* **26**, pp. 39-47, 2004.

[2] Stoychev, S. and Kujawski, D., "Analysis of crack propagation using ΔK and K_{max}", *Int. J. Fatigue* **27**, pp. 1425-1431, 2005.

[3] Zhang, J., He, X.D. and Du, S.Y., "Analyses of the fatigue crack propagation process and stress ratio effects using the two parameter method", *Int. J. Fatigue* **27**, pp. 1314-1318, 2005.

[4] El-Shabasy, A.B. and Lewandowski, J.J., "Effects of load ratio, *R*, and test temperature on fatigue crack growth of fully pearlitic eutectoid steel (fatigue crack growth of pearlitic steel)", *Int. J. Fatigue* **26**, pp. 305-309, 2004.

[5] Toribio, J., Matos, J.C. and González, B., "Micro- and macro-approach to the fatigue crack growth in progressively drawn pearlitic steels at different *R*-ratios", *Int. J. Fatigue* **31**, pp. 2014-2021, 2009.

[6] Suresh, S., "Micromechanisms of fatigue crack growth retardation following overloads", *Eng. Fracture Mech.* **18**, pp. 577-593, 1983.

[7] Pommier, S. and de Freitas, M., "Effect of fatigue crack growth of interactions between overloads", *Fatigue Fracture Eng. Mater. Struct.* **25**, pp. 709-722, 2002.

[8] Irwin, G.R., "Plastic zone near a crack and fracture toughness", *Mechanical and Metallurgical Behaviour of Sheet Materials (Proceedings of the 7th Sagamore Ordonance, Materials Research Conference)*, Syracuse University, United States, pp. 63-71, 1960.

[9] Dugdale, D.S., "Yielding of steel sheets containing slits", *J. Mech. Phys. Solids* **8**, pp. 100-104, 1960.

[10] Barenblatt, G.I., "The mathematical theory of equilibrium cracks in brittle fracture", *Adv. Appl. Mech.* **7**, pp. 55-129, 1962.

[11] Rice, J.R., "Mechanics of crack tip deformation and extension by fatigue", *Fatigue crack propagation - ASTM STP 415*, American Society for Testing and Materials (ASTM), United States, pp. 247-311, 1967.

[12] Toribio, J. and Kharin, V., "Role of crack tip mechanics in stress corrosion cracking of high-strength steels", *Int. J. Fracture* **126**, pp. L57-L63, 2004.

[13] Toribio, J. and Ovejero, E., "Microstructure orientation in a pearlitic steel subjected to progressive plastic deformation", *J. Mater. Sci. Lett.* **17**, pp. 1037-1040, 1998.

[14] Toribio, J. and Ovejero, E., "Microstructure evolution in a pearlitic steel subjected to progressive plastic deformation", *Mater. Sci. Eng.* **A234-236**, pp. 579-582, 1997.

[15] Toribio, J. and Ovejero, E., "Effect of cold drawing on microstructure and corrosion performance of high-strength steel", *Mech. Time-Dependent Mater.* **1**, pp. 307-319, 1998.

[16] Astiz, M.A., "An incompatible singular elastic element for two- and three-dimensional crack problems", *Int. J. Fracture* **31**, pp. 105-124, 1986.

[17] Suresh, S., *Fatigue of materials*, Cambridge University Press, United Kingdom, 1994.

[18] Yarema, S.Y., *Test method for the determination of crack growth rates and crack growth resistance under cyclic loading*, Academy of Sciences of Ukraine, Ukraine, 1994.

[19] Paris, P.C. and Erdogan, F., "A critical analysis of crack propagation laws", *J. Basic Eng.* **85D**, pp. 528-534, 1963.

NUCLEACIÓN Y CRECIMIENTO DE GRIETAS PEQUEÑAS EN FATIGA BIAXIAL

B. Moreno[1], J. Zapatero[1] , P. Lopez Crespo[1]

[1] Area de Ciencia de Materiales e Ingeniería Metalúrgica
E.T.S. de Ingenieros Industriales de Málaga
C/ Pedro Ortiz Ramos, s/n
Campus de Teatinos
29071 Málaga. España
E-mail: bmoreno@uma.es

RESUMEN

El presente trabajo presenta la puesta a punto de una técnica para detectar y medir la formación y crecimiento inicial de una grieta en ensayos de fatiga biaxial. Los ensayos han sido realizados sobre probetas cilíndricas huecas haciendo uso de una máquina servohidraúlica biaxial tracción-torsión. Para forzar la localización de la grieta se realiza un pequeño taladro de 0.15 mm de diámetro, donde la aparición de la grieta permitirá su detección, así como la medición del plano en el cual se nuclea la misma. El seguimiento de la grieta se realiza haciendo uso de un microscopio de larga distancia Questar QM-100 que permite observar grietas de tamaños inferiores a 1 mm, el uso de una cámara y la captura de imágenes permite seguir su evolución y determinar velocidades de crecimiento en esta etapa inicial. Los resultados de los ensayos son usados para el ajuste y comprobación de los modelos de estimación de plano crítico más usados, en particular los modelos de Brown-Miller, Fatemi-Socie y Smith-Watson-Topper.

ABSTRACT

This work presents a series of experiments conducted to detect and measure the initiation and early growth of cracks in biaxial fatigue. Cylindrical and hollow dog-bone shaped specimens made of low carbon steel were employed. These were loaded in a servo-hydraulic tension torsion machine. A small hole of 0.15 mm in diameter was drilled on the surface in order to enforce the crack to nucleate in this region. In this way it is possible to detect the crack during initiation and measure the nucleation plane. A long distance microscope Questar QM-100 was used to image the crack for lengths as small as 40 μm. This was combined with a digital camera in order to monitor the crack and evaluate crack growth rates in early stages. The results obtained are used to verify and check three critical plane approaches, namely Brown-Miller, Fatemi-Socie and Smith-Watson-Topper.

PALABRAS CLAVE: Fatiga biaxial, crecimiento de grietas pequeñas

1. INTRODUCCIÓN

En los últimos años se está realizando un importante esfuerzo en investigación dirigido al estudio del problema multiaxial, apoyándose en la necesidad de tener un mejor conocimiento de este fenómeno, dado que la gran mayoría de los órganos mecánicos están sometidos durante su funcionamiento en servicio a estados de cargas complejos. Fruto de dichos esfuerzos son los múltiples criterios o modelos de daño desarrollados, entre ellos algunos basados en análisis de tensiones, en análisis de deformaciones, en criterios energéticos y los denominados modelos de plano crítico [1-3].

El problema de nucleación y crecimiento de grietas pequeñas en fatiga multiaxial es convencionalmente tratado haciendo uso de tales modelos de daño. No obstante, un problema que se presenta en el análisis de vida a fatiga considerando iniciación y propagación, aún no completamente resuelto, es la definición de las condiciones que representan el fin del proceso de iniciación y el comienzo del de propagación. En este sentido, el estudio del comportamiento de grietas pequeñas bajo condiciones de tensiones multiaxiales permitiría un mejor conocimiento para abordar el análisis de modelos y el estudio de la separación de las etapas de iniciación y crecimiento de pequeñas grietas

El objetivo de este trabajo puede resumirse en la propuesta de una metodología experimental y puesta a punto para la medición de grietas pequeñas en fatiga biaxial.

2. MATERIAL DE ENSAYO

El material de ensayo es el acero estructural St52-3N, de composición química: 0.17% C, 1.235% MN, 0.225% Si, 0.010% P, 0.0006% S, 0.032% Al, 0.072% Cr, 0.058% Ni y 0.016% Mo. Las propiedades monotónicas, cíclicas a tracción y torsión se indican en las tablas 1**,** 2 y 3 respectivamente [4-6].

Tabla 1. Propiedades monotónicas del acero St52-3N

Tensión de fluencia	386.0 MPa
Resistencia última	639.5 Mpa
Tensión de rotura	536.3 MPa
Módulo elástico, E	206.0 GPa
Módulo de cortadura, G	77.7 GPa

Tabla 2. Propiedades cíclicas uniaxiales del acero St52-3N

Coeficiente de resistencia, K’	630.6 MPa
Exponente de endurecimiento, n’	0.10850
Resistencia de fluencia cíclica, σ'_y	321.3 MPa
Coeficiente de resistencia, σ'_f	564.4 MPa
Exponente de resistencia, b	-0.0576
Coeficiente de ductilidad, ε'_f	0.1554
Exponente de ductilidad, c	-0.4658

Tabla 3. Propiedades cíclicas torsionales del acero St52-3N

Coeficiente de resistencia, K’	593.8 MPa
Exponente de endurecimiento, n’	0.1553
Resistencia de fluencia cíclica, σ'_y	594.2 MPa
Coeficiente de resistencia, σ'_f	486.9 MPa
Exponente de resistencia, b	-0.0668
Coeficiente de ductilidad, ε'_f	0.0662
Exponente de ductilidad, c	-0.3191

3. PROCEDIMIENTO DE ENSAYO

El objetivo del trabajo es poner a punto una técnica para detectar y medir la formación y crecimiento inicial de una grieta en ensayos biaxiales. Los ensayos realizados corresponden a ensayos de fatiga biaxial tracción-compresión y torsión combinados, en probetas tubulares huecas cuya geometría se muestra en la figura 1. Los ensayos se realizaron en control de deformación, con deformaciones cíclicas senoidales de media nula (R=-1) proporcionales, es decir, con ángulo de desfase 0º y valores de deformación axial ε_a=0.0015 y deformación angular γ_a=0.0032. Las tensiones axiales (σ_a) y angulares (τ_a) pueden determinarse a partir de los valores de fuerza axial y par medidos durante el ensayo.

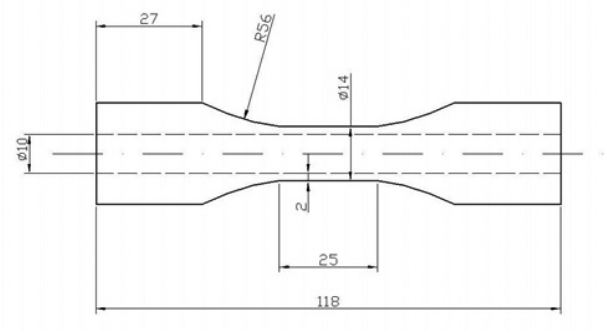


Figura 1. Geometría de las probetas.

El objetivo es observar el inicio y crecimiento de grietas de tamaños inferiores a 1 mm para lo cual se hace uso de un microscopio Questar QM-100 que permite observar una superficie de la probeta de 2 mm x 1.5 mm. El problema que se presenta es el desconocimiento exacto de la zona donde aparecerá la grieta, dada la geometría de revolución de las probetas la grieta puede aparecer en cualquier parte de la circunferencia. Además, los extensómetros biaxiales que existen en el mercado no permiten la observación de una gran parte de la probeta donde puede aparecer la grieta, esto implica que es necesario buscar alguna modificación de la geometría que nos permita forzar la zona de iniciación y fijar por tanto la posición del microscopio.

Entre las posibles opciones a considerar una de ellas sería usar probetas cilíndricas de espesor mínimo en la sección central (probeta tipo reloj de arena o “hourglas”). Esta opción no resolvería el problema ya que forzaría la aparición de la grieta en la sección de menor espesor pero no en un punto concreto de la circunferencia, y por otra parte, condicionaría la dirección de crecimiento de la grieta. La solución en este caso propuesta es introducir un concentrador muy pequeño de geometría circular de forma que no condicione la dirección de crecimiento de la grieta. Una forma de conseguirlo es realizando huellas o indentaciones con un durómetro. Esta opción tiene la ventaja de que para la misma carga se obtendrían huellas idénticas con lo que el concentrador es fácil de realizar y reproducir de forma idéntica. Se ensayó una probeta con 3 indentaciones realizadas con penetradores de punta cónica y distintas cargas, de forma que los diámetros de las huellas obtenidas fuesen inferiores a 200 μm. En dicho ensayo se comprobó que la probeta no sólo no rompía por ninguna de las indentaciones, sino que ni siquiera se nucleaban grietas en las mismas. La justificación parece estar claramente en que la indentación introduce acritud o endurecimiento por deformación, y en consecuencia un aumento de resistencia a fatiga en esa zona, evitando por tanto la

formación de la grieta. La propuesta en este trabajo es introducir como concentrador un taladro de pequeño diámetro, partiendo como referencia de los trabajos de Murakami [7] sobre la influencia del tamaño de pequeños taladros en el límite a fatiga de distintos materiales. Se propone pues introducir un pequeño taladro en la superficie de la probeta, de tamaño suficiente como para provocar la nucleación de la grieta en dicho punto, pero lo suficientemente pequeño como para provocar un daño o vida equivalente a los pequeños defectos inherentes en el material. La primera etapa por tanto de los ensayos planteados es el análisis de la influencia del tamaño del taladro en la vida a fatiga obtenida. Se realizaron ensayos en probetas con taladros de diámetros 1.25, 1, 0.6, 0.2 y 0.15 mm, la profundidad de los mismos fue en todos los casos del orden del diámetro. Los resultados se resumen en la tabla 4.

Tabla 4. Valores de vida y tamaño de los taladros para los distintos ensayos realizados.

Número Probeta	Diámetro Taladro (mm)	Vida (Ciclos)
0	0	36200
1	0	44200
2	1.25	3500
3	1	9900
4	0.6	15000
5	0.2	32400
6	0.15	32250
7	0.15	43500
8	0.15	28750

Los valores de vida para tamaño de taladro 0 corresponden a un primer ensayo en probeta sin taladro, el segundo ensayo corresponde a la probeta con indentaciones en el que la rotura no se produce en las mismas, el tercero de los valores corresponde a un ensayo realizado con un taladro de diámetro de 0.15 mm que rompe por otra grieta nucleada en la probeta y no por la iniciada en el taladro. En los tres casos, así como los ensayados en las probetas 2 a 5, la parada del ensayo se establece para una caída de carga axial o par del 20 % sobre el valor estabilizado. La longitud alcanzada por las grietas fue del orden de 20 mm. Para los dos ensayos realizados en las probetas 6 y 7 con taladros de diámetro 0.15 mm, el crecimiento de la grieta fue monitorizado como se describe en el siguiente apartado y la parada del ensayo se estableció para longitudes de grieta inferiores, sólo hasta longitudes partir de las cuales no es posible observar el crecimiento debido a la curvatura de la probeta. En la figura 2 se muestran los resultados de vida frente a distintos diámetros de taladro. Puede observarse que para taladros de diámetro 0.15 mm, las vidas son del orden de las obtenidas sin taladro, los valores algo menores se deben en parte a que los ensayos se pararon antes de alcanzarse la caída de carga o par del 20 %.

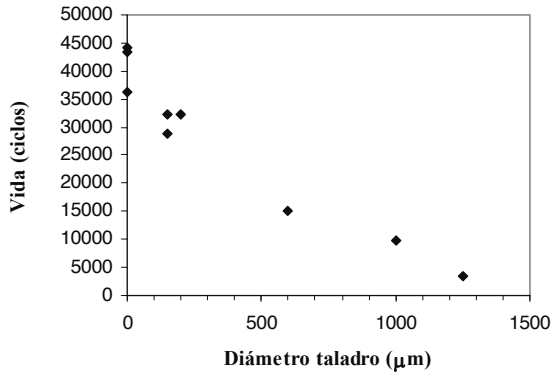


Figura 2.Valores de vida frente a tamaño del taladro.

4. RESULTADOS EXPERIMENTALES

En las probetas 6, 7 y 8 el seguimiento de la grieta se realiza haciendo uso del microscopio, una cámara digital y un software de captura de imágenes durante la realización del ensayo, sin parada de la máquina. El montaje en el laboratorio se muestra en la figura 3a. Los ciclos de deformación son aplicados a frecuencia de 1 hz y la captura de imágenes se realiza cada 250 ciclos a una velocidad de 22 imágenes por segundo. Las imágenes son grabadas durante varios ciclos de carga, dado que para poder observar la grieta es necesario que se encuentre abierta.

Los principales problemas encontrados para poder detectar la presencia de la grieta desde el borde del taladro han sido la dificultad del enfoque de la imagen y la iluminación para tener una imagen contrastada. El enfoque de la imagen es un aspecto bastante crítico debido a que se ve afectado por las propias vibraciones de la máquina. Aunque el microscopio permite un mayor nivel de amplificación, que puede aumentarse además con el uso de lentes, los problemas de enfoque no lo hacen posible. La grieta sólo empieza a ser claramente visible a partir de distancias del orden de 50 μm desde el borde del taladro. La figura 5 muestra la grieta que emana del taladro a dos longitudes de grieta diferentes para las tres probetas. Lo observado en general en todos los ensayos, incluidos los de taladros mayores, es que la grieta en su crecimiento inicial crece en un plano cuya normal forma un ángulo con el eje axial de la probeta muy similar en todos los casos. Siguiendo dicho plano la grieta progresa en ambos sentidos hasta que gira y continúa el avance en un plano próximo al perpendicular al eje de la probeta. La figura 3b muestra una imagen de la probeta 4 tras el ensayo. En las probetas 6 y 8 el proceso se llevo a cabo hasta una longitud de la grieta a partir de la cual la curvatura de la probeta no permite la observación de la misma. En la probeta 7 la aparición de una grieta en el taladro fue detectada a un número de ciclos muy alto y se observó un crecimiento muy lento. La explicación de este hecho es que en la parte posterior
de la probeta se había nucleado y crecía una grieta que fue la que produjo finalmente la fractura.

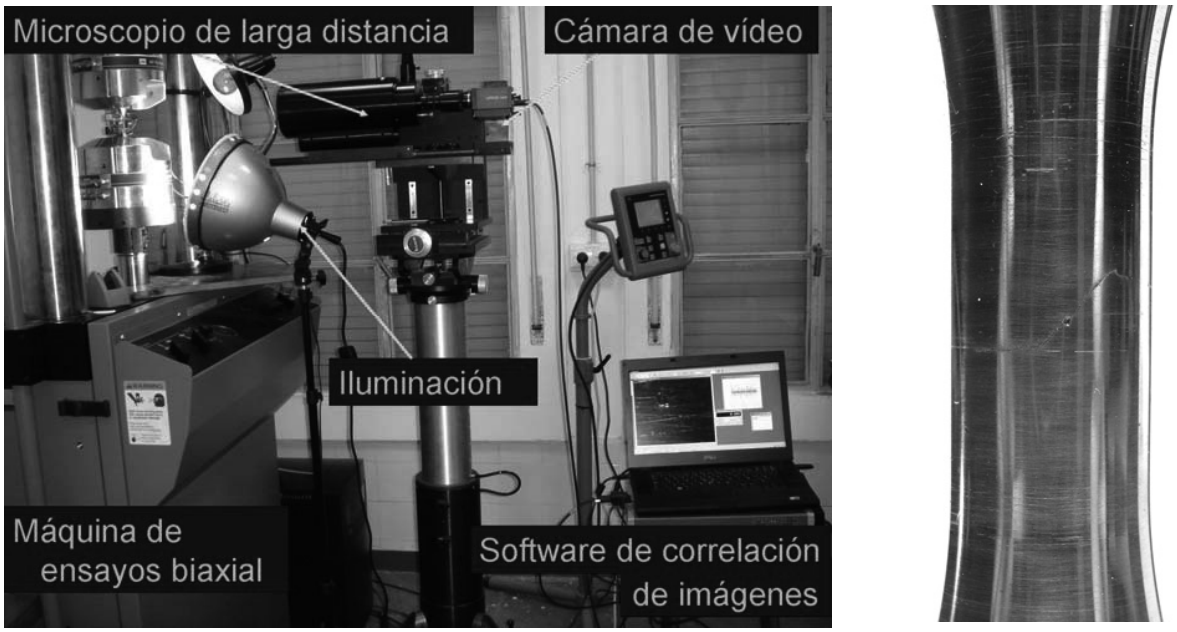


Figura 3.a) Montaje de los equipos en el laboratorio. b) Grieta en la probeta 4 tras el ensayo.

Las medidas del ángulo de crecimiento de las grietas se muestran en la tabla 5, medidas para la semigrieta de la izquierda (LC) y de la derecha (RC). Dichos valores corresponden al ángulo que forma la normal al plano de crecimiento de la grieta con el eje axial de la probeta.

Tabla 5. Medidas del ángulo de crecimiento de la grieta.

Probeta	Angulo de crecimiento de la grieta	
	LC	RC
6	37.4º	35.3º
7	37º	35º
8	31º	33º

Para cada plano pueden calcularse las tensiones normales y tangenciales que actúan en el mismo, así como los rangos de deformación angular y normal. En la figura 4 se muestran para cada plano (identificado por el ángulo que forma la normal al plano con el eje axial de la probeta) los valores de tensión normal que actúa en dicho plano (σ) y los rangos de deformación $\Delta\gamma/2$ durante el ciclo de carga. Puede observarse que el plano de crecimiento de la grieta corresponde con el plano que sufre la máxima tensión normal, por lo que la grieta crece en modo I. Por esta razón, el modelo de Smith-Watson-Topper es el que conduce en este caso a la mejor estimación. El parámetro de daño y su relación con la vida vendría dado por:

$$\sigma_{n,máx}\frac{\Delta\varepsilon_n}{2}=\frac{\sigma_f^{'2}}{E}\left(2N_f\right)^{2b}+\sigma_f^{'}\varepsilon_f^{'}\left(2N_f\right)^{b+c}$$

Donde $\Delta\varepsilon_n/2$ es máxima amplitud de la deformación normal y $\sigma_{n,máx}$ la máxima tensión normal sobre el plano que experimenta este máximo $\Delta\varepsilon_n/2$. La vida estimada según el modelo es de 37311 ciclos.

Para los otros modelos propuestos, el modelo de Brown-Miller estima como plano crítico aquel en el que el rango de deformación angular $\Delta\gamma/2$ es máximo, que como se observa en la figura corresponde aproximadamente a 75º. El modelo de Fatemi-Socie propone como plano crítico aquel cuya orientación θ produce el máximo parámetro de daño definido como:

$$\frac{\Delta\gamma_{máx}}{2}\left(1+k\frac{\sigma_{n,máx}}{\sigma_y^{'}}\right)=f(\theta)$$

Donde $\Delta\gamma_{máx}/2$ es la máxima amplitud de deformación angular, $\sigma_{n,máx}$ es la máxima tensión normal que actúa sobre el plano y K es el factor que representa la influencia de la tensión normal, adimensionalizada con σ_y'. El máximo valor del parámetro se obtiene para ángulos entre 75º y 30º dependiendo de que el valor de K fuese 0 o un valor muy alto, pero incluso para un valor K=1 el ángulo sería de aproximadamente 65º, valor muy alejado de lo obtenido experimentalmente.

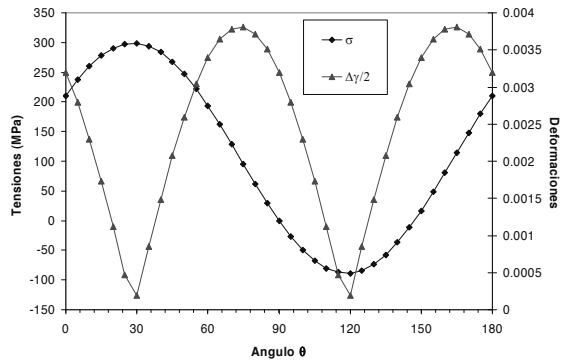


Figura 4. Variación de σ_n y $\Delta\gamma/2$ en función del plano θ para la probeta 8.

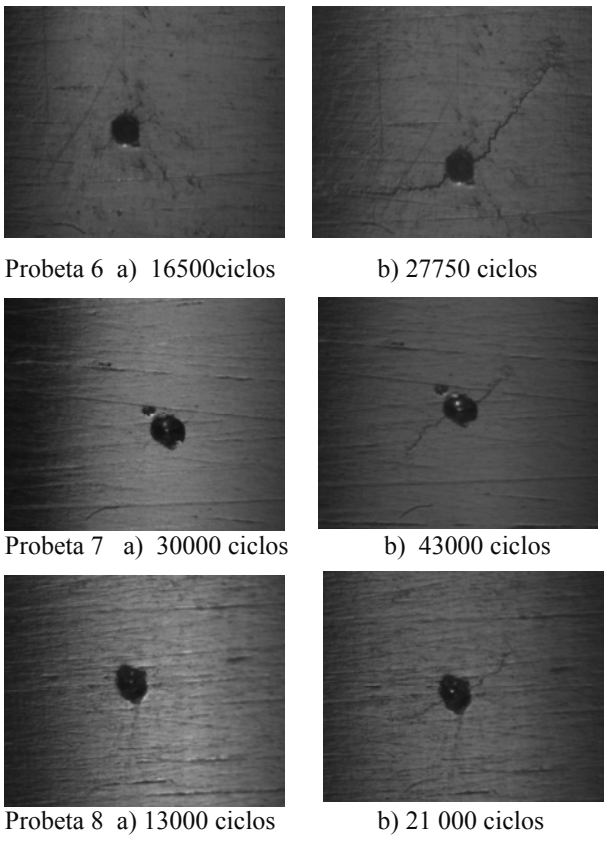


Figura 5. Imágenes obtenidas para distintas longitudes de grieta.

Las imágenes, obtenidas cada 250 ciclos permiten realizar las medidas de longitud de grieta. La longitud de grieta es medida de forma independiente a derecha (RC) e izquierda (LC) del taladro. Se realizaron dos tipos de medidas del tamaño de grieta, una de ellas como la distancia del vértice de grieta al borde del taladro, y otra segunda, siguiendo la forma o camino de la grieta. Ambas medidas y no difieren excesivamente cuando la grieta crece en el plano oblicuo, y sí cuando la grieta gira. En este caso se adoptó como medida de la longitud de grieta, en adelante *a*, la distancia del borde de taladro a la punta de grieta sumada al radio del taladro, durante el crecimiento en la primera etapa, a partir de ahí, se suma el crecimiento en el plano perpendicular al eje de la probeta (figura 6).

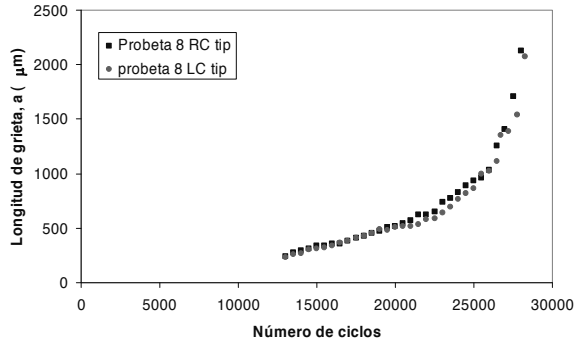


Figura 6. Curvas a-N

A partir de las medidas de longitud de grieta se han obtenidos las velocidades de crecimiento, representadas en las figuras 7 y 8. Dichas velocidades se han representado frente $\sigma_{n,máx}\sqrt{\pi a}$, donde $\sigma_{n,max}$ es la tensión normal máxima que actúa en el plano de la grieta. Para obtener el factor de intensidad de tensiones sería necesario corregir dicho valor con factores de corrección debido a la presencia del taladro y a la curvatura de la probeta.

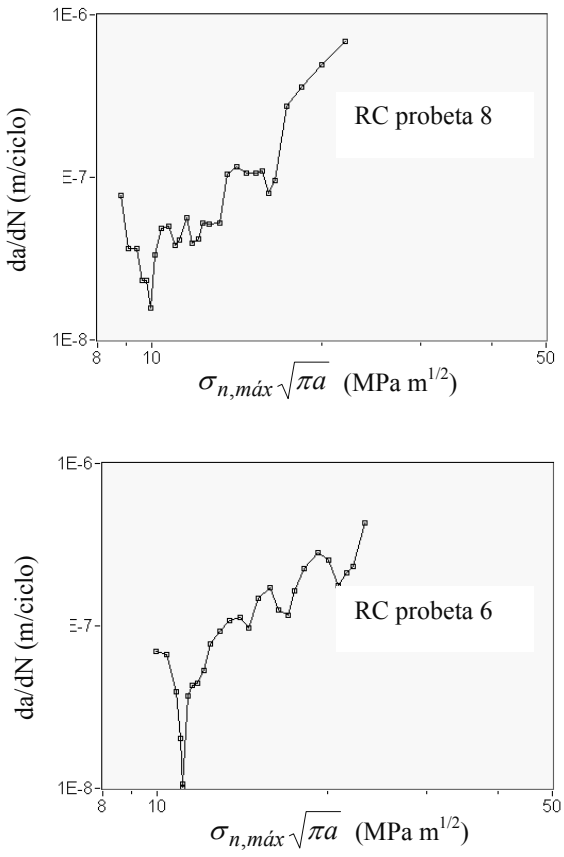


Figura 7. Curva da-dN frente a $\sigma_{n,máx}\sqrt{\pi a}$ en la semigrieta derecha de las probetas 6 y 8.

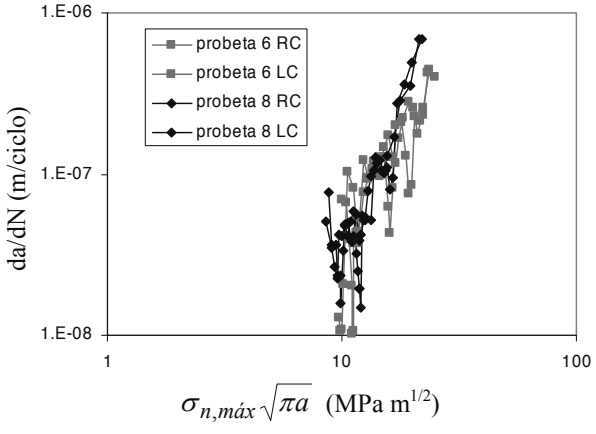


Figura 8. Curvas da-dN frente a $\sigma_{n,máx}\sqrt{\pi a}$.

Los resultados de las figuras 7 y 8 muestran el perfil típicamente observado en grietas pequeñas [8-10]. La característica más relevante que diferencia este período de crecimiento es un ritmo de propagación oscilante, una relativamente elevada velocidad inicial, seguida de pronunciadas deceleraciones que provocan períodos de retardo en el crecimiento, para posteriormente acelerarse de nuevo. La figura 8 muestra superpuestos los resultados obtenidos para las semigrietas derecha e izquierda de ambas probetas demostrando el mismo comportamiento y en el mismo rango de velocidades en todos los casos.

5. CONCLUSIONES

En este trabajo se ha puesto a punto una técnica para detectar y medir la formación y crecimiento inicial de una grieta en ensayos de fatiga biaxial. Se ha propuesto introducir un pequeño concentrador en la superficie de las probetas cilíndricas huecas para forzar la localización de la grieta. El concentrador es un pequeño taladro de 0.15 mm de diámetro. El seguimiento de la grieta se realiza haciendo uso de un microscopio que permite observar grietas de tamaños inferiores a 1 mm, el uso de una cámara y la captura de imágenes permite seguir su evolución y determinar velocidades de crecimiento en esta etapa inicial. La atención se ha centrado en medir el plano de orientación de la grieta, comprobándose que para el nivel de carga empleado inicialmente la grieta crece en el plano de máxima tensión normal, es decir, para modo de fallo a tracción. Es por ello, que de los modelos de plano crítico analizados el que coincide en predicción del plano y vida con los resultados experimentales es el modelo de Smith-Watson-Topper. A partir de las medidas de longitud de grieta se han obtenido las velocidades de crecimiento de grieta que muestran el perfil típicamente observado en grietas pequeñas.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a la Dirección General de Investigación y Gestión del Plan Nacional de I+D+I la financiación aportada para la realización de este trabajo a través del proyecto DPI2007-66995-C03-03.

REFERENCIAS

[1] Socie DF, Marquis GB. Multiaxial Fatigue. Warrendale, PA (USA): Society of Automotive Engineers, Inc., 2000.

[2] Brown MW, Miller KJ. A theory for fatigue under multiaxial stress-strain conditions. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers 1973;187:745-755.

[3] Smith R, Watson P, Topper P. A stress-strain parameter for the fatigue of metals. Journal of Materials 1970;5(4):767-778.

[4] Moreno B, Zapatero J, Rodríguez A. Modelos de plano crítico en fatiga biaxial: predicción de la orientación de la grieta. Anales de la Mecánica de la Fractura (in Spanish) 2008;25(1):361-366.

[5] Moreno B, Lopez-Crespo P, Gonzalez-Herrera A, Zapatero J. Multiaxial fatigue evaluation of ST52-3N structural steel. Key Engineering Materials 2011;452-453:41-44.

[6] Lopez-Crespo P, Moreno B, Zapatero J. A comparative study of different biaxial fatigue models. Key Engineering Materials 2011;452-453:53-56.

[7] Murakami Y. In: Metal fatigue: effects of small defects and nonmetallic inclusions Oxford: Elsevier Science, 2002, pp. 35-56.

[8] Taylor D, Knott JF. Fatigue crack propagation behaviour of short cracks: the effect of microstructure. Fatigue and fracture of engineering materials and structures 1981;4:147.

[9] Tanaka K, Nakai Y, Yamashita M. Fatigue growth threshold of small cracks. International Journal of Fracture 1981;17:519-533.

[10] Lopez-Crespo P, Moreno B, Zapatero J. Some experimental observations of short cracks in biaxial fatigue. Proceedings of Winter School on Chemistry and Physics of Materials Bangalore, India, 2010.

ANÁLISIS NUMÉRICO Y EXPERIMENTAL DEL EFECTO DEL SHOT PEENING SOBRE LA VIDA A FATIGA DE ACEROS INOXIDABLES DUPLEX

P. Sanjurjo, C. Rodríguez, I. Peñuelas

Instituto Universitario de Tecnología Industrial de Asturias (IUTA),
Edificio Polivalente de la EPI de Gijón. Campus de Universitario s/n, 33204 Gijón.
e-mail: ppsanjurjo@uniovi.es

RESUMEN

En este trabajo se ha estudiado el efecto de distintas variables de shot peening (velocidad de impacto, diámetro de proyectil o grado de cobertura) sobre el perfil de tensiones residuales generado tras un tratamiento llevado a cabo sobre un acero inoxidable dúplex utilizado en la fabricación de barras de refuerzo en grandes estructuras de hormigón. En primer lugar, se aborda el problema mediante una simulación numérica. Posteriormente, se sometió el material a un tratamiento de shot peening óptimo, caracterizando el campo de tensiones residuales mediante la técnica de difracción de rayos X. Por último, se realizaron ensayos de fatiga sobre probetas del material antes y después de ser sometido al tratamiento de shot peening y se empleó un modelo estadístico para obtener las curvas S-N. De este modo, se ha podido analizar el efecto de este tratamiento sobre el comportamiento a fatiga del material.

ABSTRACT

In this work, the effect of different shot peening parameters (impact velocity, media diameter or percent of coverage) on the residual stresses field generated after a shot peening treatment was studied. The material choice was an AISI 2205 duplex stainless steel, largely used for concrete reinforcement. So the effect of shot peening on the fatigue behavior of the material was analyzed. First, a numerical approach was made by means of finite element method. Then, experimental tests were carried out, using the X ray diffraction technique to characterize the residual stresses field. At last, fatigue test were carried out and a statistical model was employed to determine the S-N curves of the material, before and after peening treatment.

PALABRAS CLAVE: Acero inoxidable dúplex, shot peening, fatiga, FEM

1. INTRODUCCIÓN

En los últimos años, es cada vez más frecuente la utilización de barras de acero inoxidable como elementos de refuerzo en estructuras de hormigón sometidas a ambientes agresivos. En este contexto, las barras de refuerzo de acero inoxidable dúplex corrugado en calienteAISI 2205 se revelan como una alternativa interesante, por poseer una resistencia a la tracción y una ductilidad superiores, no sólo a las fabricadas con acero inoxidable austenítico, sino también a las fabricadas con acero al carbono de alta ductilidad [1,2]. Además, puesto que estas estructuras suelen estar sometidas a la acción de cargas cíclicas, un buen comportamiento en servicio de las armaduras debe estar respaldado por una buena respuesta a fatiga [3].

Uno de los procesos más utilizados industrialmente con el fin de mejorar el comportamiento a fatiga de los componentes metálicos es el tratamiento superficial conocido como shot peening [4]. Mediante este tratamiento, gran cantidad de microesferas (de acero, vidrio o material cerámico) son impulsadas a alta velocidad sobre la superficie de un elemento metálico, originando una deformación plástica que genera un campo de tensiones residuales de compresión bajo la superficie tratada, lo que da lugar a una importante mejora en su comportamiento a fatiga.

Puesto que los ensayos experimentales de shot peening son costosos, inicialmente se decide abordar el problema desde el punto de vista numérico, mediante una simulación por elementos finitos. De este modo, en este trabajo se analiza numéricamente la influencia de los principales parámetros del tratamiento de shot peening (diámetro de proyectil, velocidad de impacto y grado de cobertura) sobre el perfil de tensiones residuales generado bajo la superficie del material tratado.A continuación, se sometió el material a un tratamiento de shot peening. El campo de tensiones residuales de compresión generado fue caracterizado mediante la técnica de difracción de rayos X.

Por último, se obtuvieron las curvas S-N del material antes y después de ser sometido a shot peening, lo que ha permitido conocer la influencia de este tratamiento

en el comportamiento a fatiga del acero inoxidable dúplex AISI 2205.

2. MATERIALES UTILIZADOS

Para la realización de este trabajo se utilizó un acero inoxidable dúplex tipo AISI 2205 (W Nr.14462), suministrado en forma de barras corrugadas fabricadas por laminación en caliente. En la tabla 1 se recogen los valores medios de las propiedades mecánicas a tracción de las barras, obtenidos mediante ensayos estáticos de tracción.

Tabla 1.Propiedades mecánicas a tracción obtenidas mediante ensayos estáticos

E [GPa]	σ_{ys} [MPa]	σ_{us} [MPa]	A [%]	n	K
166	630	793	51	0.1096	1104.78

Con el fin de caracterizar el comportamiento del material a altas velocidades de deformación, se llevaron a cabo ensayos de barra Hopkinson a compresión [5]. El dispositivo utilizado para la realización de los ensayos estuvo compuesto por dos barras de acero de 1 m de longitud y 22 mm de diámetro, entre la cuales se coloca una probeta cilíndrica de 10 mm de diámetro y 5 mm de altura del material objeto de estudio. El proyectil, de 280 mm de longitud, se hizo impactar contra la probeta a una velocidad de 16 m/s, obteniéndose una velocidad de deformación del material de 850 s^{-1}. Se realizaron 3 ensayos de barra Hopkinson, cuyas curvas características se recogen en la figura 1 junto con la correspondiente al ensayo estático de tracción. Como se puede apreciar, mientras el límite elástico estático es de 630 MPa, cuando la velocidad de deformación asciende a 850 s^{-1} alcanza un valor de 934 MPa, sin embargo, la velocidad de deformación parece no afectar demasiado a la ley de comportamiento plástico del material.

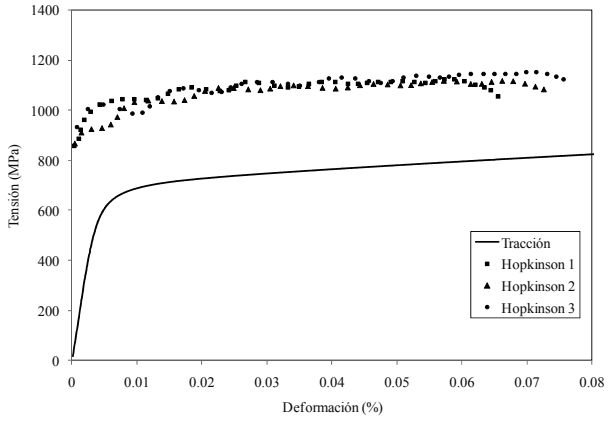


Figura 1. Comportamiento estático vs Comportamiento dinámico

En la tabla 2 se recogen los valores de las propiedades mecánicas más significativas obtenidas tras los ensayos de barra Hopkinson.

Tabla 2.Propiedades mecánicas a compresión obtenidas mediante ensayos dinámicos

σ_{ys}[MPa]	n	K
934	0.0833	1527.8

3. SIMULACIÓN NUMÉRICA

Para obtener un modelo 3D que simule numéricamente el tratamiento de shot peening, se utilizó el código ABAQUS EXPLICIT 6.7.1. En la modelización del material, además de la curva de comportamiento estático, se consideró también la curva de comportamiento dinámico. Los proyectiles esféricos, modelados como sólidos rígidos, se hicieron impactar perpendicularmente sobre una superficie de 2 mm^2. A continuación, se varió la velocidad de impacto, el diámetro de proyectil y el grado de cobertura alcanzado, con el fin de analizar los efectos de dichas variaciones sobre el campo de tensiones residuales generado tras el tratamiento. El mallado utilizado para la simulación se muestra en la figura 2. Se trata de una malla compuesta por 178182 elementos de tipo C3D8R. En la zona de impacto los elementos tienen un tamaño de 0.04 mm. En la figura 3 se muestra el aspecto de la zona central de la probeta tras haber alcanzado una cobertura del 98% como consecuencia del impacto aleatorio de 48 proyectiles.

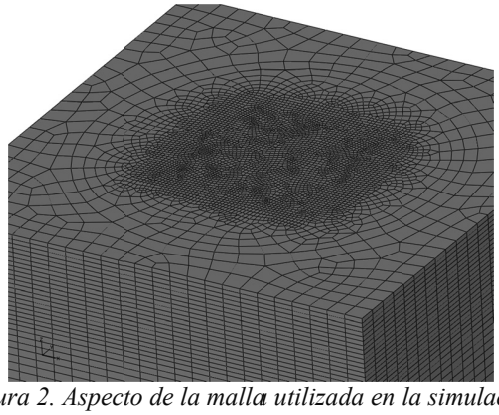


Figura 2. Aspecto de la malla utilizada en la simulación

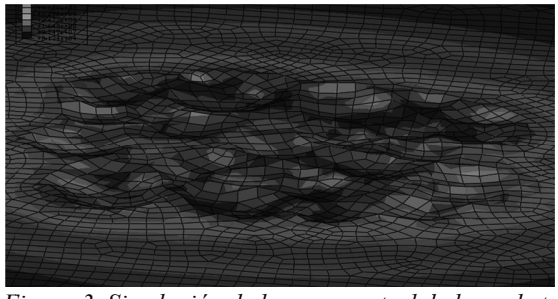


Figura 3. Simulación de la zona central de la probeta tras alcanzar una cobertura de 98%

Para analizar la influencia de la velocidad de deformación del material, en primer lugar se modeló el material teniendo en cuenta sólo el comportamiento estático y a continuación, se modeló considerando también los resultados de los ensayos dinámicos de barra Hopkinson. El perfil de tensiones resultantes para ambos casos se muestra en la figura 4. Se observa cómo, si bien los perfiles son similares, cuando se tiene en cuenta el efecto de la velocidad de deformación sobre el material, la tensión máxima de compresión aumenta sensiblemente.

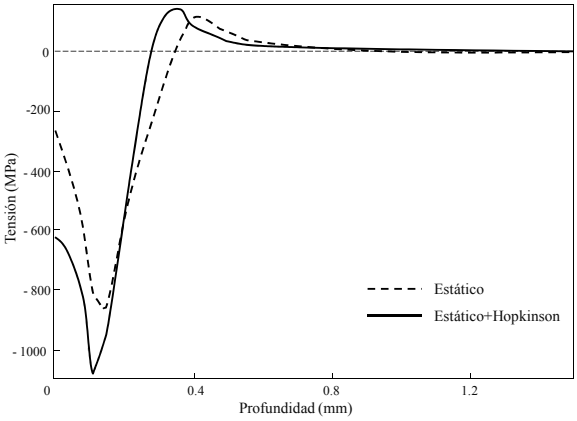


Figura 4. Influencia del tipo de caracterización del material sobre el perfil de tensiones residuales

A continuación, se estudió la influencia de la velocidad de impacto sobre el perfil de tensiones residuales. El resultado se muestra en la figura 5. Como se puede apreciar, un incremento en la velocidad de impacto se traduce una mayor tensión máxima de compresión, así como en una mayor profundidad de la zona afectada por el tratamiento.

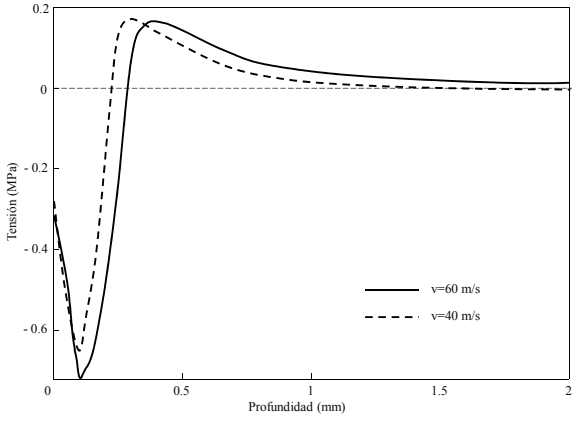


Figura 5. Influencia de la velocidad de impacto sobre el perfil de tensiones residuales

El efecto del diámetro de proyectil sobre el perfil de tensiones residuales se representa gráficamente en la figura 6, de la cual se deduce que un mayor diámetro de proyectil también induce mayores tensiones residuales de compresión, afectando a un mayor espesor de material, si bien la tensión residual de compresión en la superficie se reduce notablemente.

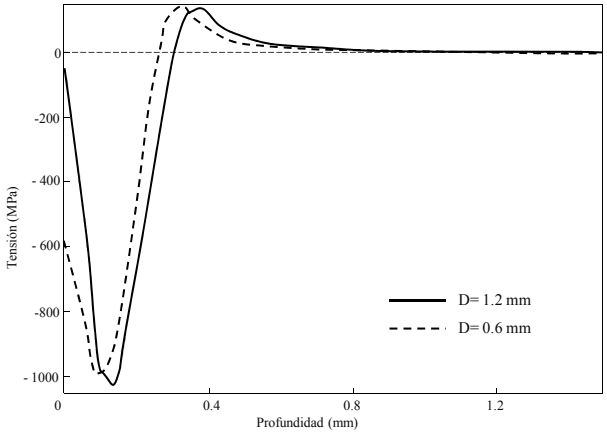


Figura 6. Influencia del diámetro de proyectil sobre el perfil de tensiones residuales

Por último, se estudió la influencia del grado de cobertura sobre el perfil de tensiones residuales. La figura 7 recoge gráficamente los resultados, en virtud de los cuales, resulta beneficioso trabajar con una cobertura próxima al 100%, si bien con coberturas inferiores ya se obtienen tensiones de compresión negativas bajo la superficie del material. Además, se observa también que cuanto mayor es el grado de cobertura, mayor es la tensión de compresión en la superficie del material.

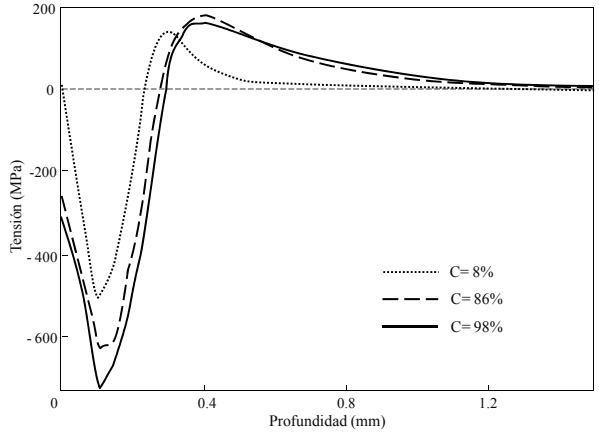


Figura 7. Influencia del grado de cobertura sobre el perfil de tensiones residuales

4. CARACTERIZACIÓN EXPERIMENTAL

A la vista de los resultados numéricos obtenidos, los ensayos experimentales de shot peening se llevaron a cabo a la máxima velocidad de impacto posible, fijando la presión de trabajo al mayor valor disponible dentro de las limitaciones de la instalación existente. Se

empleó el tiempo de exposición necesario para alcanzar la cobertura total y, por simplicidad, se optó por trabajar con un único tamaño de proyectil, S-230, de diámetro medio 0.6 mm. Bajo estas condiciones de trabajo, se alcanzó una intensidad Almen de 13A, determinada siguiendo la regla del 10%, de acuerdo con las especificaciones SAEJ442 [6] y SAE J443 [7]. En la figura 8 se muestra esquemáticamente la geometría de las probetas utilizadas en los ensayos de fatiga.

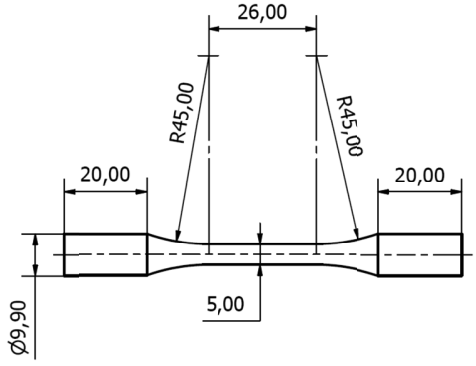


Figura 8. Geometría de las probetas utilizadas (unidades en mm)

El campo de tensiones residuales de compresión generado tras el tratamiento de shot peening, fue caracterizado mediante la técnica de difracción de rayos X, realizando las medidas en modo ψ, según la norma SAE HS-784 [8].

En la figura 9 se compara el perfil de tensiones residuales obtenido experimentalmente con el obtenido mediante la simulación numérica.

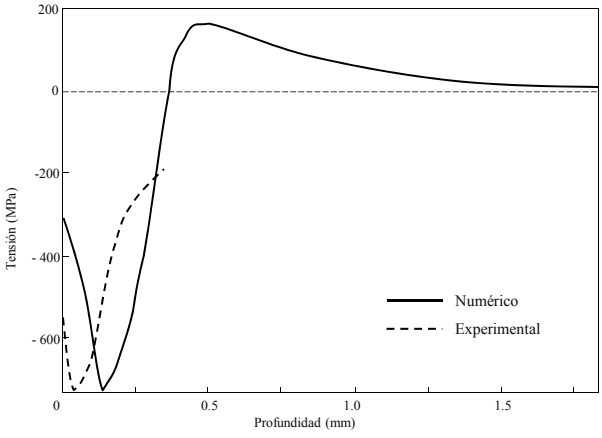


Figura 9. Comparación entre el perfil de tensiones obtenido de manera numérica y experimental

Como se puede apreciar, aunque los valores de la tensión máxima de compresión son similares, en la curva numérica este valor se alcanza a mayor profundidad que en la curva experimental. Además, el valor de la tensión de compresión en la superficie obtenido numéricamente es menor que el obtenido de manera experimental. Una de las posibles explicaciones a este hecho se podría fundamentar en las diferencias de tamaño existentes entre los proyectiles empleados experimentalmente y los utilizados en el modelo de elementos finitos. Mientras que para la simulación el diámetro nominal considerado fue de 0.6 mm, llevando a cabo una completa caracterización de la granalla mediante análisis de imágenes, se observó que el diámetro medio real de las bolas era de 0.79 mm. Este hecho, de acuerdo con los estudios realizados por varios autores [9, 10, 11], desplazaría la curva experimental hacia la derecha, a la vez que haría disminuir el valor absoluto de la tensión residual en la superficie, aproximándose así al perfil obtenido por simulación numérica. Además, hay que tener en cuenta que para obtener un modelo numérico más fiable, no basta con considerar el efecto de la velocidad de deformación del material, sino que también se debe considerar el posible efecto de endurecimiento o ablandamiento por deformación cíclica, que no ha sido tenido en cuenta en este trabajo. Por último, la complejidad que envuelve la medida experimental de la velocidad de impacto del chorro de proyectiles sobre la superficie del material, también puede ser origen de discrepancia entre los resultados numéricos y experimentales.

Para evaluar el comportamiento a fatiga del material, se llevaron a cabo ensayos de fatiga axial, manteniendo fija la tensión mínima y variando la tensión máxima para obtener los distintos niveles de amplitud de tensión. Para obtener las curvas S-N del material, los resultados experimentales se ajustaron mediante el modelo estadístico propuesto por Castillo [12]. En este modelo, las curvas de isoprobabilidad son hipérbolas equiláteras que se ajustan a la siguiente expresión:

$$(\log N - B)(\log \Delta\sigma - C) = D\left[\left[-\log(1-P)\right]^{1/A} - E\right] \qquad (1)$$

siendo N la vida media a fatiga (ciclos), $\Delta\sigma$ la amplitud de tensiones, P la probabilidad de fallo y A, B, C, D y E los 5 parámetros del modelo que deben ser ajustados mediante los resultados experimentales. A es el parámetro de forma de Weibull, B el valor umbral para un número de ciclos, C la endurancia, D un factor de escala y E el parámetro que define la localización de la hipérbola correspondiente a la probabilidad cero.

En las figuras 10 y 11 se muestran las curvas S-N así como los parámetros del modelo de Castillo obtenidos para el material antes y después de ser sometido a un tratamiento de shot peening de 13A. Como se puede apreciar, el límite de fatiga a 2 millones de ciclos es levemente superior tras aplicar el shot peening (445 MPa frente a 432 MPa), si bien la endurancia es la misma en ambos casos (344 MPa). Además, se aprecia una mayor dispersión en las curvas S-N del material después de ser sometido a shot peening. Esto podría ser debido a los valores de rugosidad alcanzados en la

superficie del material tras el tratamiento, que pueden producir un efecto entalla y actuar como concentradores de tensión, limitando la vida a fatiga del material. Por último, en la figura 12 se representan las curvas S-N para una probabilidad de fallo del 50%.

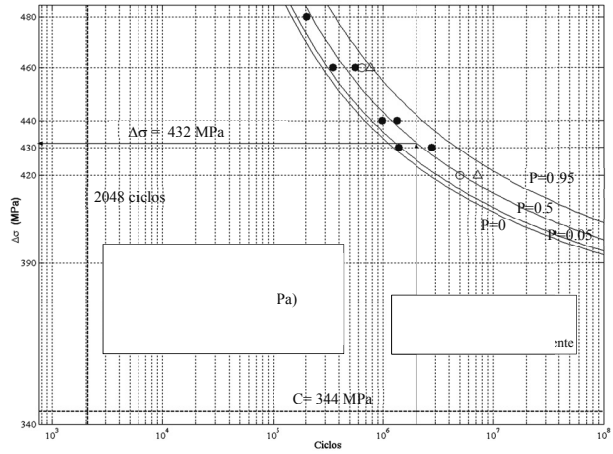


Figura 10. Curvas S-N del material sin shot peening

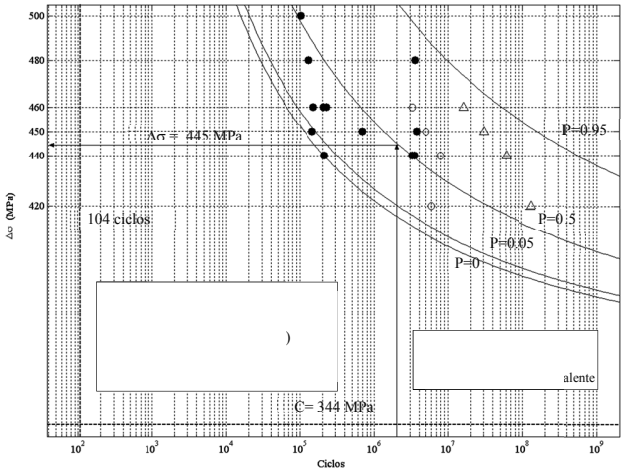


Figura 11. Curvas S-N del material sometido a shot peening de intensidad 13A

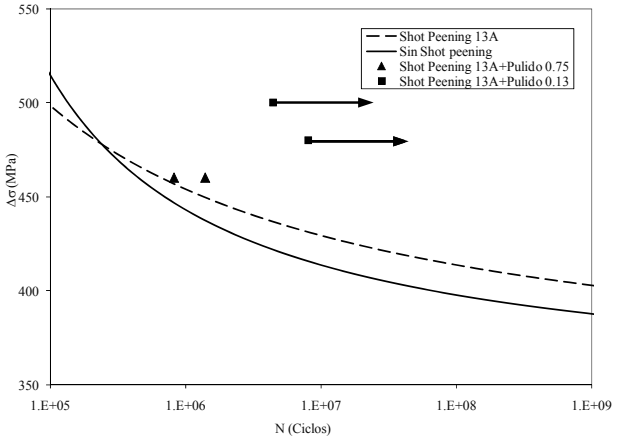
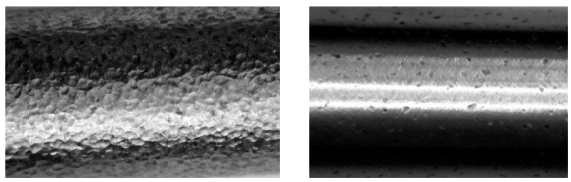


Figura 12. Curvas S-N para una probabilidad de fallo de 50%

Con el fin de aislar el efecto de la rugosidad superficial sobre el comportamiento a fatiga del material, se realizó un proceso de pulido superficial sobre las probetas previamente sometidas a shot peening. De este modo, se conserva el efecto beneficioso de la tensión de compresión bajo la superficie, a la vez que se elimina el efecto adverso de la excesiva rugosidad superficial. Tras el correspondiente ensayo a fatiga de estas probetas cuyo resultado se muestra también en la figura 12, se observa que mediante este procedimiento se obtiene una notable mejoría en el comportamiento a fatiga del material. Además, el resultado es tanto mejor cuanto menor es la rugosidad final alcanzada tras el proceso de pulido. En la tabla 3 se recogen los valores de rugosidad de las probetas que fueron ensayadas, mientras que en la figura 13 se muestra el aspecto superficial de algunas de ellas.

Tabla 3. Valores de rugosidad de las probetas ensayadas a fatiga

Tratamiento	R_a (μm)
Sin SP	0.75
SP 13A	2.39
SP13A+Pulido 0.75	0.75
SP13A+Pulido 0.13	0.13



a) b)

Figura 13. Aspecto superficial de las probetas sometidas a fatiga: a) Shot Peening 13A; b) Shot Peening 13A+Pulido posterior

5. CONCLUSIONES

Como se desprende del modelo numérico, para obtener una simulación fiable del tratamiento de shot peening es necesario tener en cuenta el efecto de la velocidad de deformación a la hora de caracterizar el material.

Se ha observado que, a mayor velocidad de impacto, mayor es la tensión máxima de compresión alcanzada y la profundidad de la capa afectada. Lo mismo ocurre al aumentar el diámetro de proyectil utilizado, si bien en este caso la tensión de compresión en la superficie disminuye en valor absoluto.

Por otro lado, los mejores resultados se obtienen cuando el tratamiento de shot peening alcanza la cobertura total, si bien se comienzan a observar efectos beneficios incluso cuando la cobertura es muy baja.

Por último, se ha demostrado experimentalmente que, aunque tras el tratamiento de shot peening se generen unas fuertes tensiones de compresión bajo la superficie del material tratado, la rugosidad resultante puede producir un efecto de concentración de tensiones, limitando la vida a fatiga del material. Dicho efecto adverso puede ser eliminado mediante un pulido posterior, o llevando a cabo un segundo tratamiento de shot peening con proyectiles de menor diámetro, con el fin de disminuir los valores de rugosidad superficial.

REFERENCIAS

[1] H Castro, C. Rodríguez, F.J. Belzunce. "*Mechanical behaviour and corrosion resistance of stainless steel cold rolled reinforcing bars"*. Materials Science Forum (Trans Tech Publications LTD), 1542, 1541-1546, 2003.

[2] Real E., Rodríguez C., Belzunce F.J., Canteli A.F., Iglesias J., Bernárdez L. "*Use of duplex stainless steels as concrete reinforced bars"*. Stainless Steel'05, 217-221 (2005).

[3] E. Real, C. Rodríguez, F.J. Belzunce,A.F. Canteli. *Fatigue behaviour of hot rolled reinforcing bars of austenitic and duplex stainless steels.* Material Science and technology Vol 23, Nº2 , 45-50, 2007.

[4] Niku-Lari A., *"Shot peening"* Proceedings of the 1st International Conference on Shot Peening, Paris, France, 1981, pp. 1-21.

[5] Zukas, Jonas A. "Impact dynamics" John Wiley&Sons, New York, 1982.

[6] SAE J442 *"Test strip, holder and gage for shot peening"*, January 1995.

[7] SAE J443 *"Procedures for using standard shot peening test strip"*, January 1984.

[8] SAE HS-784-03 **"***Residual Stress Measurement by X-Ray Diffraction",* February 2003.

[9] Tyler D. *"Shot Peening: A Surface Improvement And Forming Process"* Metals and Materials 4(II), pp. 672-673, 1988.

[10] Wick A., Holzapfel H., Schulze V., Vöhringer O., *"Effect of shot peening parameters on the surface characteristics of differently heat treated AISI 4140"*Proceedings of the 7th International Conference on Shot Peening, Warsaw, Poland, 1999, pp. 42-53.

[11] Bandini M., *"Selecting the best peening parameters on gears"* Shot Peening Workshop, Sinsheim, Germany, March 2009.

[12] Castillo, E., Fernández Canteli, A. Esslinger, V.Thürlimann, B. *"Statistical Model for Fatigue Analysis of Wires, Strands and Cables"* Zürich, May, 1985.

ESTUDIO DE GRIETAS DE FATIGA EN MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ METÁLICA MEDIANTE TOMOGRAFÍA DE RAYOS X SINCROTRÓN

P. Lopez-Crespo[1], A. Kyrieleis[2♦], P. J. Withers[2], F. A. Garcia-Pastor[2♣], A. Lopez-Moreno[3], B. Moreno[1]

[1]Escuela Técnica Superior de Ingenieros Industriales, Universidad de Málaga, C/Dr Ortiz Ramos, s/n, 29071 España
[2]School of Materials, University of Manchester, Grosvenor Street,
Manchester M1 7HS, Reino Unido
[3]Escuela Politécnica Superior, Universidad de Jaén, Paraje de Las Lagunillas, Edif. A-3, 23071 Jaén, España
E-mail: plopezcrespo@uma.es

RESUMEN

En este trabajo se estudia la propagación de grietas de fatiga en material compuesto con matriz de aleación de titanio y fibras de carburo de silicio (Ti/SiC). El estudio se ha llevado a cabo en mediante micro-tomografía de rayos X de alta energía (sincrotrón). Los experimentos se realizaron en European Synchrotron Radiation Facility (ESRF), en Grenoble, Francia. La técnica de tomografía nos ha permitido seguir la trayectoria de la grieta en las tres dimensiones y su interacción con las fibras, de forma no destructiva. También se ha podido evaluar la fragosidad de la trayectoria de la grieta, así como la inclinación del frente de grieta, según se aumentan los ciclos de fatiga. Por último, se ha medido la fuerza conductora de la grieta, en términos de la apertura de la grieta o crack opening displacement (COD), a lo largo de todo el volumen.

ABSTRACT

We have studied the fatigue crack propagation of a metal matrix composite. The material has a Ti alloy matrix and SiC longitudinal fibres (Ti/SiC). The crack path has been studied by means of high energy X-ray (synchrotron) micro-tomography. The experiments were conducted at the European Synchrotron Radiation Facility (ESRF) in Grenoble, France. The methodology allowed us to tri-dimensionally follow the crack and its interaction with the fibres. Moreover this was done in a non-contacting and non-destructive fashion. In addition geometrical features such as the tortuosity of the crack path and the tilting of the crack front were evaluated as a function of the applied cycles. Finally, the crack driving force (COD) was also measured throughout the volume.

PALABRAS CLAVE: Micro-tomografía de rayos X sincrotrón, material compuesto con matriz metálica, fatiga de materiales, COD

1. INTRODUCCIÓN

Los materiales compuestos con matriz metálica de aleación de titanio (MMC) poseen elevadas resistencia y rigidez específica, así como una muy buena resistencia a fluencia a alta temperatura (creep). Estas propiedades hacen que sean utilizados en distintos elementos de los motores de aviación. El comportamiento de las grietas de fatiga en dichos materiales tiende a ser más complejo incluso que en materiales no reforzados, debido a la interacción entre las fibras y la matriz. El mecanismo dominante que mejora substancialmente la resistencia a fatiga es el efecto de sujeción de la grieta por las fibras (crack bridging). Dicho mecanismo se caracteriza midiendo la apertura de la grieta (crack opening displacement, COD) [1]. Las medidas de COD se realizan normalmente en la superficie. Si el comportamiento de la superficie es representativo del comportamiento global del material, las técnicas de microscopía se pueden usar para estudiar el comportamiento a fatiga del material [2]. Sin embargo, cuando el comportamiento varía de forma significativa a lo largo de espesor, es necesario un conocimiento más preciso de lo que ocurre en el interior. Por otra parte, efectos como la deflexión de la grieta o acumulación de óxidos en la misma, no se pueden caracterizar en su totalidad con técnicas de microscopía. Para poder desarrollar

♦ Actualmente en: Serco, Birchwood ParkWarrington WA3 6GA, Reino Unido
♣ Actualmente en: Cinvestav Unidad Saltillo, Departamento de Ingeniería Metalúrgica, Carretera Monterrey-Saltillo Km 13.5, CP 25903, Ramos Arizpe, Coahuila, México.

modelos capaces de describir el comportamiento a fatiga de los MMC, es necesario un conocimiento detallado de la evolución de la grieta en el interior del material. Este trabajo presenta un estudio en 3D del crecimiento de grietas en MMC. Para ello se han utilizado técnicas de micro-tomografía de rayos X de alta energía.

2. MÉTODO EXPERIEMENTAL

El material compuesto que se ha utilizado es SCS6-SiC/Ti-6Al-4V con un 35% en volumen de fibras unidireccionales de 140 μm. La distribución general de las fibras en la matriz se muestra en la Figura 1. Las probetas utilizadas tienen geometría de prisma rectangular y sección de 2.48 × 1.08 mm^2 y fueron mecanizadas mediante electroerosión. Se ha introducido una grieta perpendicular a las fibras mediante la aplicación de cargas de modo I. La propagación de la grieta se realizó en 7 fases. La Tabla 1 muestra un resumen con los distintos estados que se han estudiado, número de ciclos, longitud de grieta, carga aplicada y factor de intensidad de tensiones aplicado, K_{nom} (MPa√m). La relación de carga se mantuvo en aproximadamente 0.1 durante todo el experimento. Al aumentar el número de ciclos no se observó un aumento de la velocidad de propagación. La evolución del rango del factor de intensidad de tensiones frente a la longitud de grieta está representada en la Figura 2. El factor de intensidad de tensiones se ha evaluado de acuerdo a la mecánica de la fractura elástica lineal [3] para una probeta agrietada sometida a tracción. El aumento del factor de intensidad de tensiones con el crecimiento de la grieta a través de la matriz está relacionado con el hecho de que un mayor número de fibras soporta la carga al disminuir el ligamento de la matriz.

Tabla 1. Resumen de los parámetros de fatiga de los distintos estados.

Estado	N° ciclos	Long grieta, μm	ΔP, N	K_{nom}
FS0	96088	438	N/A	18
FS1	126088	664	1173	31
FS2	156088	891	1060	40
FS3	171088	968	980	42
FS4	186088	1062	825	41
FS5	201088	1099	815	43
FS6	241088	1214	879	57
FS7	281088	1430	975	93

El experimento se llevó a cabo en la estación ID15 del European Synchrotron Radiation Facility (ESRF) en Grenoble, Francia. En la Figura 3 aparece esquematizado el montaje experimental que se ha utilizado. Para cada estado estudiado, la probeta se sometía a distintos niveles de carga. Para poder realizar la reconstrucción tomográfica, se adquieren unas 800 radiografías de la probeta en cada estado de carga, mientras ésta se hace rotar 180º.

El tamaño de pixel para aplicar micro-tomografía de rayos X fue de 1.58 μm. Más detalles acerca del procedimiento experimental se pueden encontrar en [4].

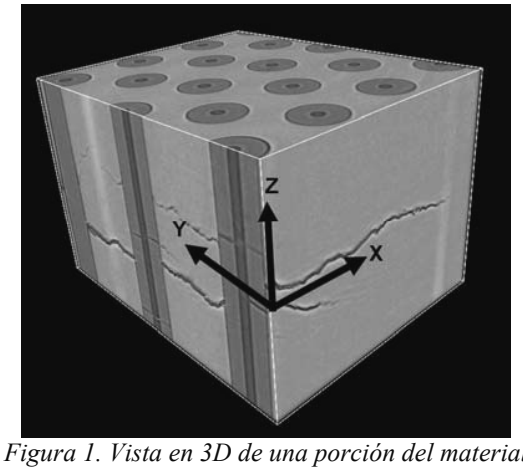


Figura 1. Vista en 3D de una porción del material compuesto, cuyo diámetro de fibra es 140 μm.

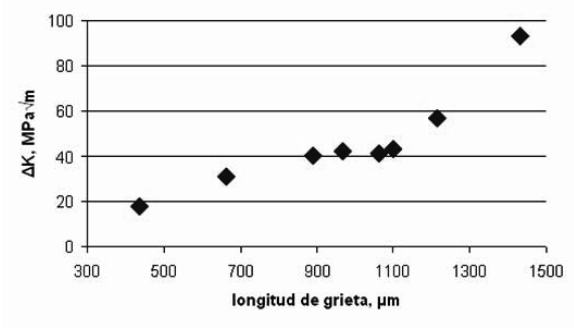


Figura 2. Evolución del ángulo de inclinación del frente de grieta en función del número de ciclos.

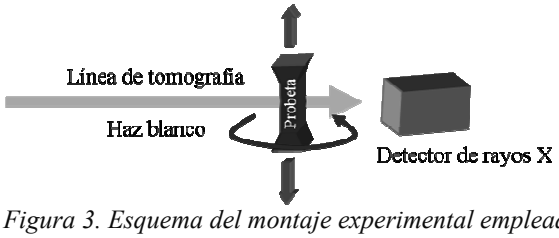


Figura 3. Esquema del montaje experimental empleado para reconstruir el volumen a partir de técnicas tomográficas.

El eje X se ha tomado como la dirección de propagación de la grieta, el eje Y como el espesor de la probeta y el eje Z como la dirección longitudinal de las fibras. Los ejes de coordenadas se aprecian en la Figura 1.

3. EVOLUCIÓN DE LA GRIETA

Para determinar la longitud de la grieta en cada instante, se extrajo el mínimo nivel de gris a lo largo de la dirección Z, para cada punto (X, Y) del volumen

reconstruido mediante micro-tomografía. El área que ha sido alcanzada por la grieta en cada estado aparece en la Figura 4 en un color más oscuro. Se puede observar que la fibra situada en la esquina superior izquierda había fallado antes del primer estado FS0 (Figura 4.a). Varias fibras aparecen dañadas en la región cercana a la boca de la grieta (borde izquierdo en Figuras 4), seguramente como consecuencia del mecanizado de la probeta. El hecho de que una fibra había fallado antes del primer estado y del más que probable deterioro de las fibras del extremo superior, motivó un crecimiento más rápido en la parte superior de la sección en Figura 4. Esto produjo una inclinación gradual del frente de grieta al aumentar el número de ciclos. Las longitudes de grieta que aparecen en la Tabla 1 se obtuvieron haciendo la media entre las longitudes en los extremos superior e inferior en Figuras 4.

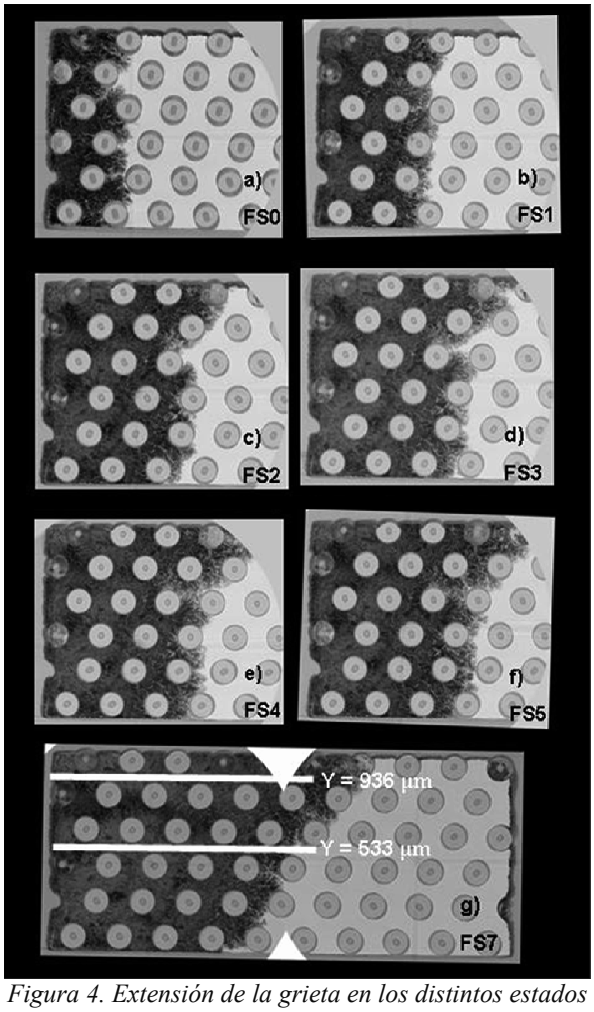


Figura 4. Extensión de la grieta en los distintos estados de fatiga. La sección agrietada aparece en un gris más oscuro. El avance de la grieta es de izquierda a derecha. El diámetro de las fibras 140 μm.

La reconstrucción del volumen también permitió evaluar la inclinación del frente de grieta. Los resultados para los 7 estados se muestran en la Figura 5. Se puede observar que, al inicio, el frente de grieta era aproximadamente perpendicular a la dirección de crecimiento de la grieta (0° para FS0). En los estados siguientes, como consecuencia de la concentración de tensiones provocada por las fibras rotas de un lado (Figura 4), el ángulo del frente de grieta aumenta gradualmente hasta alcanzar un máximo de 32°. Sorprendentemente, el frente de grieta evoluciona desde una situación inicial en la que sólo 3 fibras están expuestas simultáneamente al crecimiento de la grieta, hasta una situación mucho más resistente (FS7) en la que 6 fibras están expuestas simultáneamente. En este último estado existen 14 líneas de fibras que sujetan la grieta en el lado superior de las Figuras 4 y sólo 8 en el lado inferior.

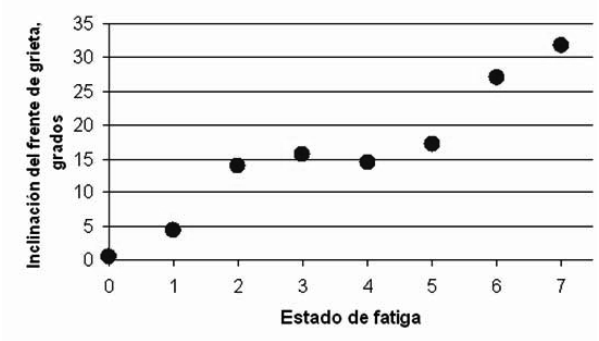


Figura 5. Evolución del factor de intensidad de tensiones calculado de acuerdo a la mecánica de la fractura elástica lineal [3] en función de los distintos estados.

En la Figura 6 se muestran las secciones obtenidas de la reconstrucción tomográfica en los planos Y = 936 y 533 μm, marcados en la Figura 4.g. Esto nos permite estudiar en gran detalle la evolución de la grieta. Se puede apreciar que en general, el COD aumenta al aumentar el número de ciclos. Este hecho se puede apreciar de forma más cuantitativa en las Figuras 7 y 8. Además, se puede observar que la cantidad de escoria que existe en el interior de la grieta aumenta al crecer la grieta. A modo de ejemplo, en la Figura 6.b aparece un fragmento relativamente grande de escoria para X = 950 μm. El perfil de la grieta en los estados previos (por ejemplo FS4 de Figura 6.b) parece indicar que dicha escoria se ha podido formar al fracturarse la punta que se forma entre dos grietas que convergen en una única grieta, pero que estaban a distintas alturas inicialmente. El crecimiento de grietas paralelas a distintas alturas suele ocurrir al bordear la grieta una fibra por ambos lados. La fricción que generan este tipo de partículas de escoria se aprecia en la reducción del tamaño de dichas partículas (por ejemplo X = 500 μm en Figura 6.a). Como consecuencia de la fricción entre la rugosidad de las caras de la grieta y las partículas de escoria, se reduce el tamaño de dichas partículas y quedan más redondeadas al aumentar el número de ciclos aplicados.

La discontinuidad en la grieta que suponen las fibras, a menudo fuerza a la grieta a bifurcarse y a que se propague simultáneamente a diferentes alturas (coordenada Z) [4]. Así, la tortuosidad de la grieta aumenta en las regiones en las que dos grietas

propagantes a distintas alturas convergen. Además, existe una alta probabilidad de que existan partículas de escoria en estas zonas. Dicho efecto se puede apreciar claramente en la Figura 6.b para X = 175 μm. Por ejemplo, en la Figura 6.b se observan dos grietas que coexisten a distintas alturas sin estar en contacto (FS0 en Figura 6.b). Se observa además que al cabo de 60000 ciclos (estados posteriores a FS2) convergen. Finalmente, para estados posteriores (FS7), en la posición en la que convergen las grietas aparece una partícula de escoria.

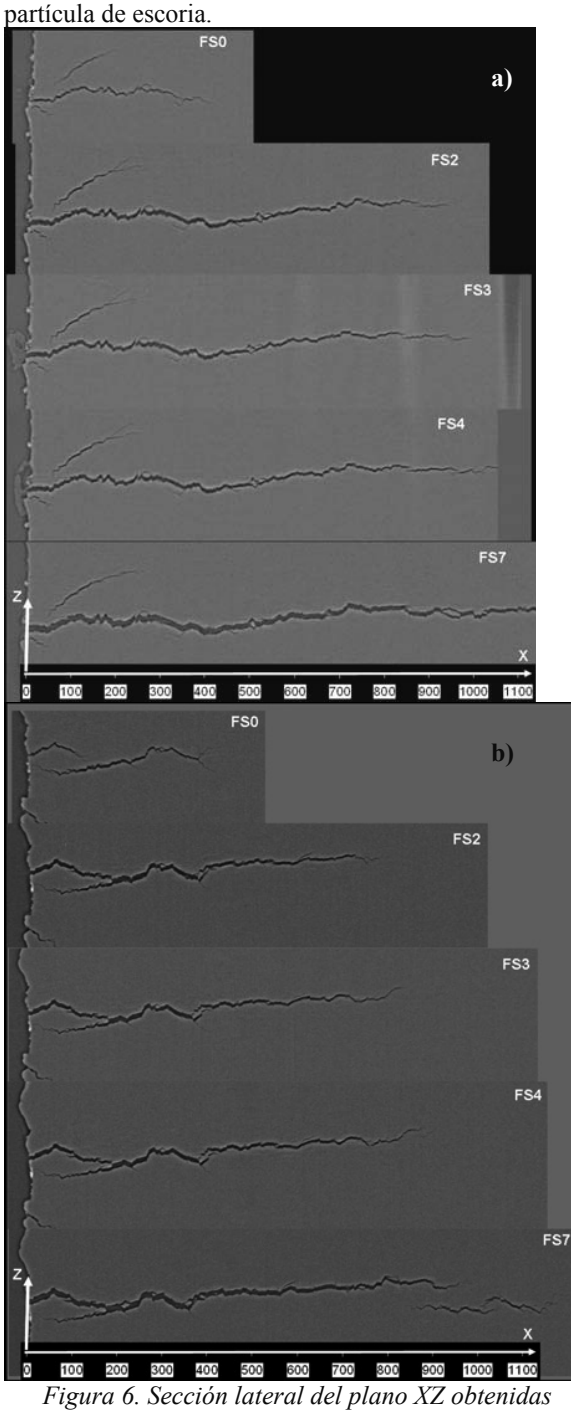


Figura 6. Sección lateral del plano XZ obtenidas mediante micro-tomografía para las coordenadas a) Y = 936 μm y b) Y = 533 μm. Las unidades del eje X son μm.

4. MEDIDAS DEL COD

Para medir el COD a lo largo y ancho de toda la sección, se ha empleado también la técnica de micro-tomografía. El primer paso para obtener el COD es extraer el perfil de la grieta del volumen reconstruido mediante segmentación usando el programa comercial VGStudio. Para ello se seleccionan varios puntos de partida (semillas) en el interior de la grieta. A partir de estos puntos, y utilizando un algoritmo de crecimiento de regiones, se extrae el volumen de la grieta. A continuación se binariza el volumen reconstruido, de forma que se asigna un valor de 1 a todo el volumen ocupado por la grieta, y 0 al resto del material. A partir de la imagen binarizada, el COD se obtiene contando el número de voxels (pixel volumétrico) que no son cero en la dirección Z. De esta forma, en los casos en que exista más de una grieta para una pareja de coordenadas (X, Y) determinada (por ejemplo para X = 150 μm en Figura 6) , es decir, para los puntos en que existan varias grietas propagándose a distintas alturas, el COD contendrá la suma de las aperturas de las distintas grietas. El COD así obtenido se va a denotar COD_{multi}.

Los mapas de COD_{multi} para 4 estados distintos se muestran en la Figura 7. Se pueden apreciar distintos fenómenos en dicha figura. Se observa que al sobrepasar el frente de grieta una fibra, queda una pequeña porción de matriz no agrietada por delante de la fibra. En algunos casos, este efecto persiste incluso cuando el frente de grieta ha alcanzado la siguiente file de fibras. La fibra con coordenadas X = 425 e Y = 250 es un buen ejemplo de este efecto. En ella se observa una región cuyo ancho es de aproximadamente 80 μm que mantiene unidas las caras de la grieta (bridging) incluso en el estado FS2. Para el estado posterior, FS3, aun habiendo sobrepasado el frente de grieta la siguiente fila de fibras (séptima fila), existe un pequeño pasillo (de coordenadas X = 500 e Y = 250 en la Figura 7 FS3) de matriz no agrietada que conecta la fibra con el ligamento (no agrietado) de la probeta. Sólo después de unos 100000 ciclos (FS7), la grieta rodea por completo a esta fibra (Figura 7).

La Figura 8 muestra el COD para las coordenadas en las que sólo existe una grieta. Así, para las coordenadas en que existen más de una grieta a distintas alturas, el valor del COD es de cero (azul oscuro en la escala de colores). Se puede observar que en la región cercana a la esquina superior izquierda, existen más de una grieta a distintas alturas Z. Este efecto se extiende según avanza la grieta. Cuando la grieta sobrepasa distintas fibras no dañadas, los distintos frentes de grieta tienden a propagarse a distintas alturas. Este efecto se puede observar también el la vista lateral de la Figura 6.b (X = 175 μm). En los estados iniciales (FS0) las grietas no están unidas, pero sin embargo sí lo están en estados posteriores. Para los casos en los que la distancia vertical (Z) entre las dos grietas sea pequeña, existe una alta probabilidad de que las grietas se conecten al aumentar el número de ciclos. En el punto de conexión

entre las distintas grietas aparece un escalón como consecuencia de las distintas coordenadas Z de las dos grietas. Este tipo de marcas hace que las caras de la grieta sean extremadamente rugosas. En los casos en que las grietas crecen a alturas muy distintas, son necesarios muchos ciclos más para que, reduciéndose la distancia entre las grietas, éstas finalmente converjan.

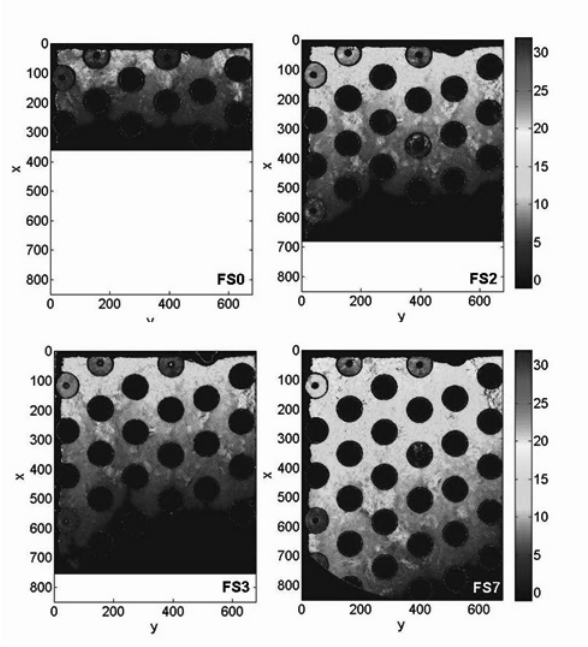


Figura 7. Evolución del COD_{multi} (COD total que tiene en cuenta distintas grietas propagándose a diferentes alturas) en 4 estados distintos. Las dimensiones de la probeta están representadas en píxeles y el COD_{multi} en µm.

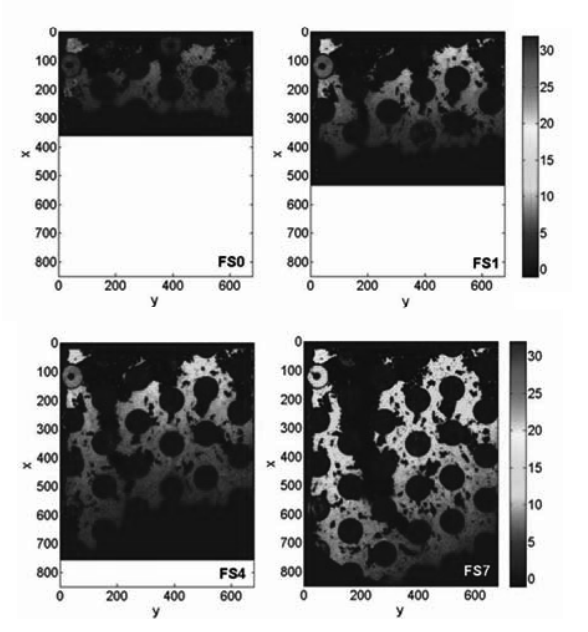


Figura 8. Evolución del COD para una única grieta en 4 estados distintas. En las regiones en las que existen distintas grietas a distintas alturas (Z), el COD tiene un valor nulo, y el color asociado es azul oscuro.

Esta misma metodología se modificó para medir la coordenada vertical de toda la grieta, así como el número de grietas que existen a lo largo de la dirección Z en toda la superficie (Figura 9). Al igual que en el caso anterior, cuando existe más de una grieta a distintas coordenadas Z, se asigna un valor de cero (azul oscuro). En primer lugar, se aprecia que una única grieta se extiende en la mayor parte de la sección. En varias zonas coexisten dos grietas y sólo en zonas puntuales hay más de dos grietas propagándose simultáneamente. La Figura 9.a permite relacionar el tamaño de las regiones situadas a continuación de las fibras, en las que existen 2 grietas, con la diferencia de alturas entre las grietas. Las regiones de 2 grietas situadas a continuación de las fibras con coordenadas (270, 300) y (200, 400) son relativamente pequeñas (en torno a 100 µm) y la coordenada Z de dichas grietas es muy parecida. La región que hay a continuación de la fibra de coordenadas (180, 500) se extiende en la dirección X 150 µm aproximadamente, de acuerdo a la Figura 8. La Figura 9.a revela que la diferencia entre ambas grietas es de 60-100 µm. Por último, prestemos atención a la grieta que rodea a la fibra de coordenadas (200, 150) de la Figura 8 FS0. Se puede observar en los siguientes estados de fatiga que las dos grietas no convergen hasta el estado FS7. Esta región se extiende desde la fibra inicial a lo largo de ~700 µm en la dirección X, bypasando 5 filas de fibras. En este caso, la diferencia en alturas de las dos grietas es de unas 140 µm. Por esta razón, la diferencia de alturas a ambos lados de la región con dos grietas se puede usar para estimar la distancia en la dirección X en que van a converger dichas grietas.

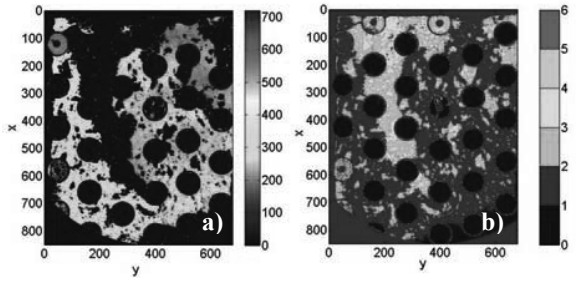


Figura 9. a) Coordenada Z (vertical) en µm de la grieta en la sección alcanzada por el frente de la grieta, b) mapa en el que se muestra el número de grietas que existen a distintas alturas para cada pareja de coordenadas (X, Y) de la sección.

Por último, los mapas de COD (Figuras 7 y 8) permiten extraer la evolución del dicho parámetro a lo largo de la dirección de crecimiento de la grieta, para cualquier posición, Y, en el interior de la probeta (Figura 11). Las secciones XZ permiten también medir el COD en cualquier punto. Para ello se extrae un perfil de los niveles de gris, según se esquematiza en la Figura 10. La posición de la punta de la grieta se puede estimar de forma automática considerando el punto en que la curva del COD corta al eje horizontal (se hace cero). Se puede observar (Figura 11) que la pendiente media del COD

es mayor para grietas más pequeñas. Este efecto se debe probablemente a que en grietas más cortas se tiene un menor número de fibras sujetando las caras de la grieta. El comportamiento de las grietas más cortas, en las que tan sólo trabajan una o dos filas de fibras se aproxima más al comportamiento del material no reforzado. En estos casos, el cambio del COD desde la boca de la grieta hasta el vértice de la grieta es mucho más pronunciado que para grietas de mayor longitud, en las que un gran número de fibras soportan carga a tracción. En estos casos, en los que un mayor número de fibras mantienen cerrada la grieta, la curva de COD es mucho más plana. Por esta razón no se observa ningún incremento en el COD a una distancia determinada del vértice de la grieta para las grietas más largas, a pesar de estar sometidas a factores de intensidad de tensiones mucho mayores (Tabla 1).

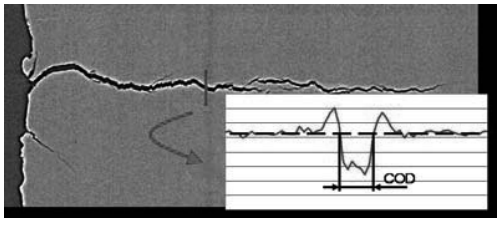


Figura 10. Vista en el plano XZ en la que se muestra cómo medir el COD en función de la evolución de los niveles de gris a través de la grieta.

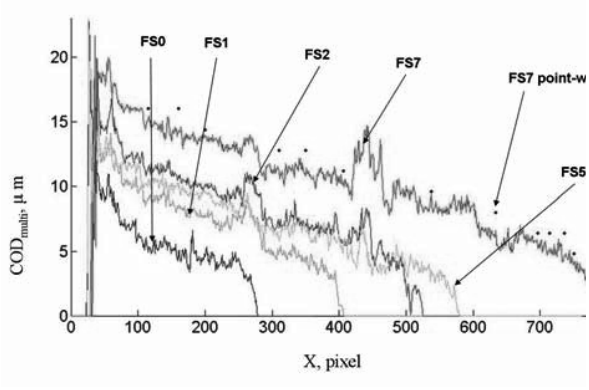


Figura 11. Evolución del COD frente a la longitud de grieta (X) para cinco estados distintos en la coordenada Y = 452 pixels. Las medidas manuales del COD (según Figura 10) también se incluyen para el estado FS7.

5. CONCLUSIONES

Se ha utilizado radiación de alta energía sincrotrón para monitorizar mediante micro-tomografía la trayectoria de una grieta de fatiga en un material compuesto con matriz metálica. Para ello se han analizado 7 estados de fatiga de forma que el frente de grieta ha atravesado hasta 14 líneas de fibras. Se han empleado distintas técnicas para determinar la longitud de grieta, la fuerza conductora de la grieta (COD), la altura a la que se propaga la grieta y el número de grietas que coexisten a distintas alturas. A pesar del enorme aumento del rango de factor de intensidad de tensiones, ΔK, a lo largo de los distintos estados analizados, no se ha observado un aumento de la velocidad de crecimiento ni del COD. La metodología también nos ha permitido explorar con una alta resolución la fisonomía interior de la grieta. Por último, también se han podido analizar los mecanismos que hacen que las caras de la grieta sean muy rugosas, así como la formación de partículas de escoria que quedan atrapadas en el interior de la grieta.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer la ayuda experimental de Marco Di Michel y Mathew Peel en la estación ID15 de ESRF (Francia).

REFERENCIAS

[1] Chan KS. Efects of interface degradation on fiber bridging of composite fatigue cracks. Acta Metallurgica et Materialia 1993;41:761-768.

[2] Liu J, Bowen P. Bridging mechanisms in a Tiβ21s/SCS-6 composite: in-situ scanning electron microscopy study. Metallurgical and Materials Transactions A 2003;34A(1193-1202).

[3] Murakami Y. Stress Intensity Factors Handbook. Oxford: Pergamon Press, 1987.

[4] Hung YC, Bennett JA, Garcia-Pastor FA, Michlel MD, Buffière JY, Doel TJA, Bowen P, Withers PJ. Fatigue crack growth and load redistribution in Ti/SiC composites observed in situ. Acta Materialia 2009;57:590-599.

DESARROLLO DE UN MODELO ESTADÍSTICO DE DAÑO BASADO EN EL EUROCÓDIGO 3

A. Sendín, M. López Aenlle, A. Fernández Canteli

Dpto. de Construcción e Ingeniería de Fabricación, Universidad de Oviedo.
Campus de Gijón, 33204, Gijón, España.
E-mail: sendinantonio@uniovi.es, aenlle@uniovi.es, afc@uniovi.es

RESUMEN

En el presente artículo se propone una interpretación estadística del EC3, a partir de las hipótesis adoptadas en el código de cálculo y de la consideración estadística de la variable *log N*. Con este fin, se definen las distribuciones estadísticas para el número de Miner y el rango de tensión equivalente. La aproximación estadística propuesta permite identificar los coeficientes de minoración de la resistencia γ_{Mf}, propuestos en el código, con modificaciones de las distribuciones estadísticas asociadas a las variables aleatorias *log N* y *log(Δσ)*, así como establecer una nueva probabilidad de referencia tras la aplicación de dichos coeficientes. El campo S-N resultante, junto con las distribuciones estadísticas del número de Miner y del rango de tensión equivalente, facilita la obtención de la probabilidad de fallo de un elemento sometido a un determinado espectro de tensiones. Finalmente, se recurre a un supuesto práctico para ilustrar la aplicabilidad de la aproximación estadística propuesta.

ABSTRACT

In this paper, a statistical interpretation of the Eurocode 3 is proposed based on the assumptions sustained in the design code and a statistical consideration of the variable *log N*. With this aim, the statistical distributions for the Miner number and the equivalent stress range are defined. This statistical approach allows us to identify the minoration partial factors as changes in the statistical distributions associated to *log N* and *log(Δσ)*, and to establish a new reference probability after applying the partial factors. The resulting S-N field created along with the statistical distribution of the Miner number and the equivalent stress range enable the failure probability of one structural element subjected to a given design spectra to be obtained. Finally, a practical example is analyzed in order to illustrate the approach proposed.

PALABRAS CLAVE: Eurocódigo 3, fatiga, campo S-N probabilístico.

1. INTRODUCCIÓN

Los códigos de cálculo a fatiga utilizados actualmente están basados en una concepción *cuasi-determinista* del fenómeno. Así por ejemplo, el Eurocódigo 3 (EC3) [1] propone una única curva basada en el modelo lineal de Basquin para cada detalle constructivo tipo, asociada a una probabilidad de referencia del 5%, sin aportar información alguna acerca de la dispersión habida en los resultados de los ensayos experimentales realizados para la obtención de dichas curvas. No obstante, la gran dispersión inherente al fenómeno de fatiga debería quedar reflejada en el modelo de ajuste de los datos experimentales utilizados, puesto que sólo mediante el conjunto de curvas asociadas a diferentes percentiles, que dan lugar al llamado campo S-N probabilístico, resulta posible proceder a un análisis riguroso de la vida a fatiga de un elemento considerado [2].

2. MODELO S-N CONSIDERADO EN EL EC3

El EC3 proporciona las siguientes familias de curvas de cálculo a fatiga en función del tipo de esfuerzo considerado.

- Curva de cálculo con un único tramo lineal inclinado y límite de fatiga horizontal, bajo dos variantes (ver Fig. 1):

a) Con pendiente -1/3, para elementos sometidos a esfuerzos normales de amplitud constante, hasta 5 millones de ciclos, valor en el que se define el límite de fatiga a amplitud constante $\Delta\sigma_D$
b) Con pendiente -1/5 para elementos sometidos a esfuerzos tangenciales de amplitud constante o variable, hasta los 100 millones de ciclos, valor en el que se define el límite de fatiga $\Delta\tau_{L,}$.

- Curva de cálculo con 2 tramos lineales de pendientes -1/3 y -1/5 para elementos sometidos a tensiones normales de amplitud variable. El cambio de pendiente se produce a los 5 millones de ciclos. El umbral de daño $\Delta\sigma_L$ se define para 100 millones de ciclos (ver Fig. 2).

Para tener en cuenta las incertidumbres asociadas a la carga aplicada y a la resistencia a fatiga del elemento, derivada de su tamaño, forma y proximidad de las discontinuidades, elementos concentradores de tensiones y otras influencias debidas a los procedimientos de soldadura empleados, el EC3 considera los coeficientes γ_{Ff} y γ_{Mf}. Para γ_{Ff} se suele adoptar el valor 1, mientras que para γ_{Mf} los valores a considerar son 1, 1.15, y 1.35, en función del método de cálculo a fatiga empleado (tolerancia al daño o vida segura) y de la gravedad de las consecuencias de un eventual fallo del elemento.

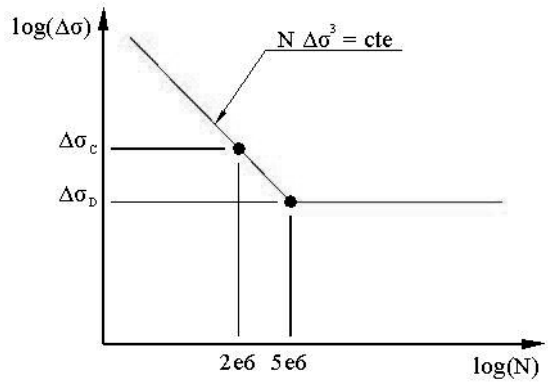


Figura 1: Curva de cálculo proporcionada por el EC3 para elementos sometidos a esfuerzos normales de amplitud constante.

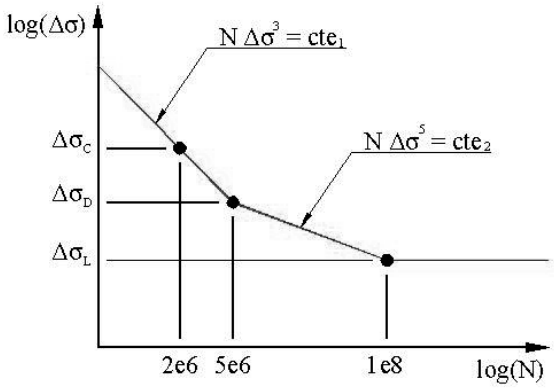


Figura 2: Curva de cálculo proporcionada por el EC3 para elementos sometidos a esfuerzos normales de amplitud variable.

La consecuencia real de la aplicación del coeficiente de minoración de resistencia γ_{Mf} es un desplazamiento descendente de la curva de referencia considerada respecto de la original, lo que supone un descenso del límite de fatiga. Como consecuencia, el valor de referencia del número de ciclos N_{Ref} para un determinado rango de tensión de la curva de cálculo considerada es menor que el correspondiente al de la curva original N_{Ref}^{0}. En el caso de esfuerzos normales la ecuación de cálculo que proporciona el EC3 es la siguiente:

$$N_{Ref}(\Delta\sigma_i) = N_{Refi} = 5 \cdot 10^6 \left(\frac{\Delta\sigma_D/\gamma_{Mf}}{\gamma_{Ff}\Delta\sigma_i} \right)^m \qquad (1)$$

en la que el exponente *m* puede adoptar los valores 3 ó 5. En el caso de esfuerzos tangenciales, se obtiene la siguiente expresión:

$$N_{Ref}(\Delta\tau_i) = N_{Refi} = 2 \cdot 10^6 \left(\frac{\Delta\tau_C/\gamma_{Mf}}{\gamma_{Ff}\Delta\tau_i} \right)^5 \qquad (2)$$

De forma general y considerando $\gamma_{Ff} = 1$, el número de ciclos viene dado por:

$$N_{Refi} = N_{Refi}^{0} \cdot \gamma_{Mf}^{-m} \qquad (3)$$

donde N_{Refi}^{0} representa el número de ciclos de referencia para un determinado rango de tensiones $\Delta\sigma_i$, suponiendo que no se aplica ningún coeficiente de seguridad. La ecuación (3) permite establecer la contribución del coeficiente γ_{Mf} al valor de referencia de vida a fatiga de un determinado elemento. La fig. 3 ilustra el resultado de la aplicación del coeficiente γ_{Mf} .

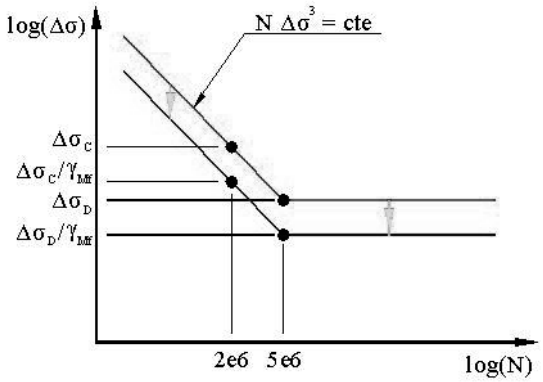


Figura 3: Desplazamiento descendente de una curva de cálculo a fatiga como resultado de la aplicación de un coeficiente de minoración γ_{Mf}

3. FUNDAMENTOS DEL MODELO ESTADÍSTICO PROPUESTO

El EC3 es un código de cálculo para el dimensionamiento de elementos sometidos a fatiga fundamentado en las siguientes hipótesis:

- El ajuste de los datos experimentales para la obtención de las curvas de cálculo se realiza mediante el modelo lineal de Basquin [3], considerando 2 ó 3 tramos lineales (incluyendo el límite de fatiga) en función del tipo de esfuerzo considerado.
- El tiempo de vida a fatiga sigue una distribución log-normal, es decir, $\log N \sim N(\mu_i, \sigma)$.
- La desviación típica σ de la variable $\log N$ para cada componente considerado es constante e independiente del rango de tensión.
- Las curvas de cálculo corresponden a una probabilidad de fallo del 5%, con un intervalo de confianza del 75%.

Bajo estos supuestos es posible generar un campo S-N a partir de la curva de cálculo para un detalle constructivo concreto, siempre y cuando se disponga de información acerca de la dispersión de los resultados experimentales [4,5]. De acuerdo con lo anterior y puesto que $\log N$ se distribuye normalmente, se tiene:

$$2p - 1 = erf\left(\frac{\log N - \mu_i}{\sqrt{2}\sigma} \right) \qquad (4)$$

donde μ_i representa el valor medio de la variable *log N* para un determinado rango de tensión $\Delta\sigma_i$ y *erf* es la función error de Gauss. Mediante la ecuación (4) y teniendo en cuenta que la curva de cálculo que proporciona EC3 está asociada a una probabilidad de referencia del 5%, es posible desarrollar un campo S-N y obtener diferentes curvas percentiles en función de la probabilidad de referencia elegida.

Asimismo, es posible considerar *log(Δσ)* como una variable aleatoria para un determinado número de ciclos. Aplicando el modelo lineal de Basquin considerado por el EC3, resulta

$$\mu_i = \log(R) - m \cdot \log(\Delta\sigma) \tag{5}$$

siendo *log(R)* el punto de corte de la curva media con el eje de abscisas. Por lo tanto, considerando las ecuaciones (5) y (4), se llega a:

$$2p - 1 = erf\left(\frac{log(\Delta\sigma) - \left(\frac{1}{m}\right)\left(\log\left(\frac{R}{N}\right)\right)}{\sqrt{2}\left(\frac{\sigma}{m}\right)}\right) \tag{6}$$

A partir de la ecuación (6), se deduce la siguiente expresión de la distribución estadística de la variable *log(Δσ)*:

$$log(\Delta\sigma) \sim N\left(\frac{1}{m} \cdot log\left(\frac{R}{N}\right), \frac{\sigma}{m}\right) \tag{7}$$

La figura 4 muestra gráficamente las funciones de densidad de las distribuciones consideradas.

Mediante la consideración estadística propuesta para las variables *log N* y *log(Δσ)*, el descenso de la curva de cálculo considerada, que resulta de la aplicación del coeficiente de minoración de resistencia γ_{Mf} , se puede asociar a una disminución de la probabilidad de referencia elegida en el procedimiento de verificación de un elemento.

Considerando la variable *log N*, la disminución de la probabilidad asociada a la variable aleatoria se puede cuantificar mediante la ecuación (8):

$$2p_2 - 1 = erf\left(\frac{\sqrt{2}\sigma \cdot erf^{-1}(2p_1 - 1) - m \cdot log\left(\gamma_{Mf}\right)}{\sqrt{2}\sigma}\right) \tag{8}$$

donde p_1 representa la probabilidad de referencia considerada antes de la aplicación del coeficiente γ_{Mf} y p_2 , la probabilidad resultante después de su aplicación.

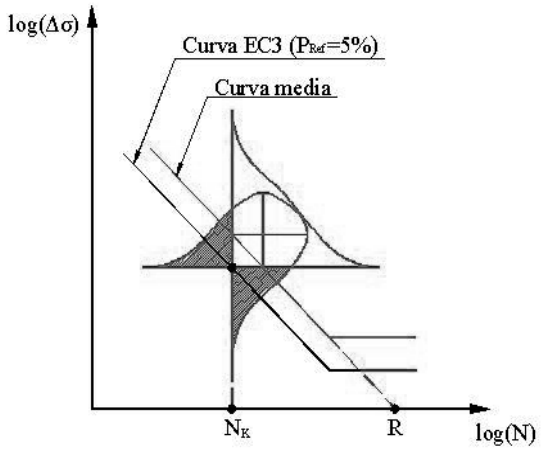


Figura 4: Correspondencia entre las funciones de densidad para log N y log(Δσ).

El análisis estadístico de las variables pone igualmente de manifiesto que el límite de fatiga experimenta un descenso cuando se aplica un coeficiente $\gamma_{Mf} \neq 1$ a una curva de cálculo, es decir, cuando se consideran curvas asociadas a una probabilidad de referencia menor.

4. CONSIDERACIONES ESTADÍSTICAS DEL NÚMERO DE MINER Y DEL RANGO DE TENSIÓN EQUIVALENTE

La consideración estadística de la variable *log N* , comentada anteriormente, permite tratar al número de Miner [6] y al rango de tensión equivalente como variables aleatorias. Como ya es conocido, la formulación clásica del número de Miner se expresa mediante:

$$M_{Ref} = \frac{N}{N_{Ref}} \tag{9}$$

donde N_{Ref} es el número de ciclos de referencia. Evidentemente, diferentes valores de referencia del número de ciclos proporcionan diferentes valores del número de Miner. Considerando conjuntamente las ecuaciones (4) y (9) se obtiene la expresión:

$$2p - 1 = erf\left(\frac{log\, M_{Ref} - \left(\mu_i - log\left(N_{Ref}\right)\right)}{\sqrt{2}\sigma}\right) \tag{10}$$

que define una distribución estadística para la variable $log\ M_{Ref}$. Como se puede comprobar, la variable $log\ M_{Ref}$ sigue una distribución normal, por lo que la variable M_{Ref} presenta una distribución log-normal. Asimismo, la variable $log\ M_{Ref}$ también se puede expresar directamente en función de la probabilidad asociada a la curva de referencia elegida. De esta forma, se obtiene:

$$\log M_{Ref} \sim N\left(-\sqrt{2}\sigma \cdot erf^{-1}(2p_i - 1), \sigma\right) \tag{11}$$

Si se considera la curva media como referencia para el cálculo del número de Miner, la expresión para la distribución estadística es:

$$\log M_{\mu} \sim N(0, \sigma) \quad (12)$$

Procediendo de forma análoga, la consideración estadística de la variable *log N* permite definir una distribución estadística para el rango de tensión equivalente. Se define el *rango de tensión equivalente* para *K* millones de ciclos, como el valor constante del rango de tensión que, para dichos *K* millones de ciclos, generaría el mismo nivel de daño sobre el elemento que el espectro de cálculo, calculado aquél mediante la regla de acumulación de Miner.

La distribución estadística para el rango de tensión equivalente se expresa mediante:

$$log(\Delta\sigma_{E,K}) \sim N\left(\frac{1}{m} \cdot log\left(\frac{R}{N_K}\right), \frac{\sigma}{m}\right) \quad (13)$$

que, como se puede comprobar, depende del número de ciclos N_K considerado, así como del exponente *m* del tramo de la curva correspondiente (ver figura 4).

5. UN MODELO ESTADÍSTICO DE DAÑO BASADO EN EL EC3

Las consideraciones desarrolladas en el apartado 3 permiten la generación de un campo S-N. Asimismo, las distribuciones estadísticas del número de Miner y del rango de tensión equivalente permiten deducir un modelo estadístico de daño para el cálculo de vida a fatiga, ya sea debido a esfuerzos normales o a esfuerzos tangenciales. El campo S-N generado ofrece una distribución constante del límite de fatiga a partir de 5 millones de ciclos para esfuerzos normales de amplitud constante y 100 millones de ciclos para esfuerzos normales de amplitud variable y para esfuerzos tangenciales.

En el caso de un elemento sometido a esfuerzos normales (tanto de amplitud constante como variable) y considerando que el punto $\Delta\sigma_D$ correspondiente a 5 millones pertenece a una curva del modelo asociada a un 5 % de probabilidad de referencia, se obtiene la siguiente relación:

$$\mu_{\log N} - \log(5 \cdot 10^6) = -\sqrt{2}\sigma \cdot erf^{-1}(2 \cdot 0.05 - 1) \quad (14)$$

Asimismo, para esfuerzos tangenciales, el punto $\Delta\tau_L$, correspondiente a 100 millones de ciclos, también está asociado a una probabilidad de referencia del 5%, por lo que se verifica la siguiente expresión:

$$\mu_{\log N} - \log(10^8) = -\sqrt{2}\sigma \cdot erf^{-1}(2 \cdot 0.05 - 1) \quad (15)$$

En ambos casos, la elección de una nueva curva percentil del campo S-N asociada a una probabilidad de referencia P_{Ref}^{*} da lugar a un nuevo valor de número de ciclos *Y*, modificando las ecuaciones anteriores de la siguiente forma:

$$\mu_{\log N} - \log(Y) = -\sqrt{2}\sigma \cdot erf^{-1}\left(2 \cdot P_{Ref}^{*} - 1\right) \quad (16)$$

A partir de las ecuaciones (16) y (14) para esfuerzos normales y (16) y (15) para esfuerzos tangenciales, se deduce el número de ciclos *Y* que define una curva percentil asociada a una determinada probabilidad P_{Ref}^{*}. Para esfuerzos normales de amplitud constante o variable, se obtiene la ecuación:

$$\log(Y) = \log\ (5 \cdot 10^6) - \sqrt{2}\sigma \cdot \left(\mathrm{erf}^{-1}(2 \cdot 0.05 - 1) - \mathrm{erf}^{-1}(2 \cdot \mathrm{P_{Ref}}^{*} - 1)\right) \quad (17)$$

mientras que para esfuerzos tangenciales la ecuación resulta ser:

$$\log(Y) = 8 - \sqrt{2}\sigma \cdot \left(\mathrm{erf}^{-1}(2 \cdot 0.05 - 1) - \mathrm{erf}^{-1}(2 \cdot \mathrm{P_{Ref}}^{*} - 1)\right) \quad (18)$$

Las ecuaciones (17) y (18) permiten generar la totalidad del campo S-N en función del tipo de esfuerzo considerado, tal y como se muestra en las figuras 5, 6 y 7.

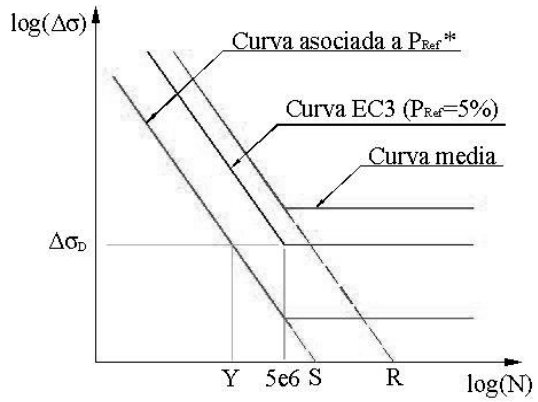


Figura 5: Campo S-N generado para el caso de tensiones normales de amplitud constante.

A partir del valor *Y* se obtiene el número de Miner para la curva de referencia asociada a la probabilidad P_{Ref}^{*} considerada. Para esfuerzos normales de amplitud constante, se obtiene:

$$M_{Ref}^{*} = \frac{N_i}{Y\left(\frac{\Delta\sigma_D}{\Delta\sigma_i}\right)^3} \quad (19)$$

A su vez, para esfuerzos normales de amplitud variable se tiene:

$$M_{Ref}{}^{*} = \sum_{i=1}^{n} \frac{N_i}{Y\left(\frac{\Delta\sigma_D}{\Delta\sigma_i}\right)^{m_i}} \quad (20)$$

y para esfuerzos tangenciales:

$$M_{Ref}{}^{*} = \sum_{i=1}^{n} \frac{N_i}{Y\left(\frac{\Delta\tau_L}{\Delta\tau_i}\right)^{5}} \quad (21)$$

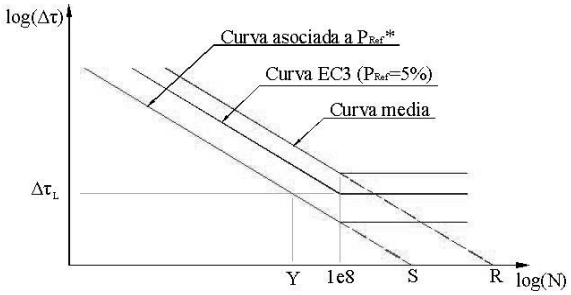


Figura 6: Campo S-N generado para el caso de tensiones tangenciales.

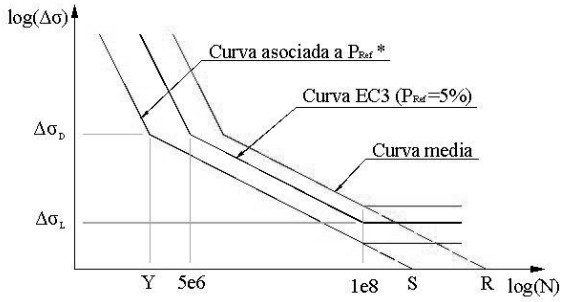


Figura 7: Campo S-N generado para el caso de tensiones normales de amplitud variable.

Tal y como está definido el campo S-N para esfuerzos normales de amplitud variable, las curvas de 2 tramos, junto con el límite de fatiga que proporciona el modelo, están asociadas a una misma probabilidad de referencia, lo que permite la aplicación tanto de la variable $M_{Ref}{}^{*}$ como de $\Delta\sigma_{E,K}{}^{*}$ en todo el campo de aplicación de $\Delta\sigma$.
En caso de considerar la aplicación de un coeficiente γ_{Mf} a una curva de cálculo, la ecuación (8) junto con el valor m=5 proporciona la probabilidad de referencia $P_{Ref}{}^{*}$ de la nueva curva considerada. La elección de un mismo valor de exponente *m* para todo el campo de aplicación de la variable $\Delta\sigma$ permite generar curvas asociadas a una misma probabilidad de referencia, con independencia del valor de la pendiente del tramo considerado. Asimismo, las definiciones del número de Miner expuestas anteriormente permiten la consideración de diferentes valores de rangos de tensión manteniendo una misma probabilidad de referencia en el cálculo, es decir, los desplazamientos iso-Miner también son iso-probabilísticos.

A partir de la ecuación (11), se obtiene la distribución estadística para la variable $M_{Ref}{}^{*}$:

$$M_{Ref}{}^{*} \sim logN\left(-\sqrt{2}\sigma \cdot erf^{-1}\left(2P_{Ref}{}^{*} - 1\right), \sigma\right) \quad (22)$$

El modelo de daño propuesto también permite la aplicación del método del rango de tensión equivalente. A partir de la definición de $M_{Ref}{}^{*}$ expuesta anteriormente y para esfuerzos normales de amplitud constante o variable, se obtiene:

$$\Delta\sigma_{E,K}{}^{*} = \left(\frac{S \cdot M_{Ref}{}^{*}}{N_K}\right)^{1/m_K} \quad (23)$$

siendo *S* el punto de corte de la curva percentil considerada con el eje de abscisas (ver figuras 5, 6 y 7), N_K el número de ciclos considerado y m_K el exponente correspondiente de la curva considerada. Para esfuerzos tangenciales resulta:

$$\Delta\tau_{E,K}{}^{*} = \left(\frac{S \cdot M_{Ref}{}^{*}}{N_K}\right)^{1/5} \quad (24)$$

A partir de la ecuación (7), se obtienen las distribuciones estadísticas para el rango de tensión equivalente. Para esfuerzos normales de amplitud constante o variable se tiene:

$$\Delta\sigma_{E,K}{}^{*} \sim logN\left(\frac{1}{m} \cdot log\left(\frac{R}{N_K}\right), \frac{\sigma}{m}\right) \quad (25)$$

donde el exponente m puede adoptar los valores 3 ó 5. En el caso de esfuerzos tangenciales:

$$\Delta\tau_{E,K}{}^{*} \sim logN\left(\frac{1}{5} \cdot log\left(\frac{R}{N_K}\right), \frac{\sigma}{5}\right) \quad (26)$$

El modelo de daño propuesto permite obtener la probabilidad de fallo de un elemento sometido a un determinado espectro de tensiones. El valor resultante de la probabilidad es independiente de la curva de referencia utilizada para su obtención, tanto si se utiliza el número de Miner como el rango de tensión equivalente. Asimismo, si se considera el rango de tensión equivalente, la probabilidad de fallo resultante es independiente del número de ciclos N_K considerado. A continuación se muestra un ejemplo explicativo de la aplicación del modelo propuesto.

6. EJEMPLO PRÁCTICO DE APLICACIÓN DEL MODELO PROPUESTO

Considérese un espectro de cálculo de amplitud variable que genera tensiones normales sobre un elemento, según la tabla 1, correspondiente al detalle constructivo 112 del EC3, admitiendo una desviación típica de la variable *log N* de 0.18:

Tabla 1. Espectro de tensiones considerado.

$\Delta\sigma_i$ (MPa)	N
123	50000
170	20000
190	12000
102	11000
110	40000
155	12000
94	500000
132	90000
109	200000
126	22300
167	75000
91	89000

Considerando el número de Miner como variable de daño para diferentes curvas S-N, asociadas a distintas probabilidades de referencia (1%, 5% y 50%), se aplica el modelo estadístico de daño propuesto con los resultados que se exponen en la tabla 2.

Tabla 2.Resumen de los valores obtenidos aplicando la consideración estadística del número de Miner.

P_{Ref}	1%	5%	50%
M_{Ref}^*	1.189	0.8964	0.4534
$\mu(Mref^*)$	2.8579	2.1546	1.0897
$\sigma(Mref^*)$	1.2372	0.9328	0.4717
P_{fallo}	2.82%	2.82%	2.82%

Tal y como puede comprobarse, mediante la aplicación del modelo de daño propuesto se obtiene la misma probabilidad de fallo, independientemente de la curva de referencia considerada. De este modo, se obtienen diferentes valores de número de Miner en función de la referencia escogida para un mismo espectro de tensiones.

Considerando como variable de daño el rango de tensión equivalente, se obtienen los resultados mostrados en la tabla 3. En este caso, se ha considerado como referencia una curva asociada a una probabilidad de fallo del 5% junto con un coeficiente de minoración de resistencia γ_{Mf} = 1.15, para diferentes valores del número de ciclos N_K:

Tabla 3.Resumen de los valores obtenidos aplicando la consideración estadística del rango de tensión equivalente.

	P_{Ref} = 5% con γ_{Mf} = 1.15		
P_{Ref}^*	0.04 (ecuación 8)		
N_K	2e5	3e6	8e6
$\Delta\sigma_{E,K}^*$	223.07	89.59	73.63
$\mu(\Delta\sigma_{E,K}^*)$	306.30	105.31	86.55
$\sigma(\Delta\tau_{E,K}^*)$	42.52	8.74	7.18
P_{fallo}	2.82%	2.82%	2.82%

7. CONCLUSIONES

Las principales conclusiones que se derivan de este trabajo son las siguientes:

- Se propone un modelo de daño para su aplicación en elementos sometidos a los tipos de esfuerzos considerados en el EC3.

- La consideración estadística de las hipótesis adoptadas por el EC3 permite generar un campo S-N probabilístico a partir de la curva de cálculo proporcionada por el código. Sin embargo, para ello se requiere conocer el valor de la desviación típica para la variable *log(N)*.

- A partir de la consideración estadística de la variable *log N*, se han propuesto distribuciones estadísticas para las variables $log(M_{Ref}^*)$, $log(\Delta\sigma_{E,K}^*)$, y $log(\Delta\tau_{E,K}^*)$, con las que es posible calcular el valor de probabilidad de fallo para un elemento sometido a un determinado espectro de tensiones.

- El valor de la probabilidad de fallo obtenida es independiente de la curva percentil utilizada para el cálculo de la variable de daño, tal y como se ha puesto de manifiesto en el ejemplo explicativo aportado.

REFERENCIAS

[1] *Eurocódigo 3: Proyecto de estructuras de acero. Parte 1-9: Fatiga*. (UNE-EN 1993-1-9) 2008.

[2] Fernández Canteli, A. *Criterios para la normalización de ensayos de fatiga en armaduras activas y pasivas de hormigón armado y pretensado (Tesis Doctoral)*. Universidad Politécnica de Madrid. 1981.

[3] Basquin, O. *The exponential law of endurance tests. Tech. rep.*ASTM. 1910.

[4] Technical committee 6 – Fatigue. *Recommendations for the fatigue design of steel structures*. European Convention for Constructional Steelwork. 1985.

[5] Instituto Técnico de Estructuras de Acero. *Análisis de la confianza y de los factores de seguridad aplicados al cálculo de fatiga.* Esdep Tomo 14.

[6] Miner, M. A. *Cumulative damage in fatigue*. Journal of Applied Mechanics. Vol. 68, Nr. 12, págs. A159-A164.

FATIGUE BEHAVIOR OF NOTCHED LOW-ALLOY STEEL SPECIMENS SUBJECTED TO CONVENTIONAL AND SEVERE SHOT PEENING TREATMENTS

S. Bagherifard[1], I. Fernández-Pariente[2], Mario Guagliano[1]*

[1]Politecnico di Milano, Department of Mechanical Engineering, via G. La Masa, 1, Milano, Italy

[2]University of Oviedo, Department of Material Science and Metallurgical Engineering
Gijón, Spain

RESUMEN

Una serie de muestras entalladas con un gran efecto concentrador de tensiones, algo muy común en componentes estructurales, han sido sometidas a diferentes tratamientos de shot peening utilizando diferentes parámetros de proceso. Se han empleado tres intensidades Almen diferentes, comúnmente usadas en aceros de baja aleación, además de un tratamiento severo de shot peening utilizando altas energía con la intención de obtener nanocristales en una fina capa bajo la superficie del material. Este tratamiento severo de shot peening utiliza parámetros diferentes de los convencionales. En las muestras tratadas se han realizado medidas de rugosidad, y de tensiones residuales para caracterizar las muestras tratadas. Además se realizaron ensayos de fatiga de flexión rotante para evaluar el efecto de la resistencia a fatiga de los diferentes tratamientos. Las superficies de fractura han sido observadas mediante microscopía electrónica de barrido. Los resultados muestran una considerable mejora de las probetas tratadas mediante tratamiento severo de shot peening a pesar de su alta rugosidad superficial.

ABSTRACT

Notched specimens with a stress concentration factor common in many structural components have been subjected to different shot peening processes with a variety of peening parameter combinations. The applied treatments include shot peening with three different Almen intensities commonly used for low alloy steels and also severe shot peening aimed to generate a nanograined layer over the specimens' surface. This severe shot peening process uses peening parameters essentially different from conventional ones. Roughness and X-ray diffraction measurements have been carried out to characterize the treated specimens. Rotating bending fatigue tests are performed to evaluate the effect of each treatment on specimens' fatigue strength. Fracture surfaces have been then observed by scanning electron microscopy. The results indicate considerable improvement of fatigue life for severely shot peened specimens in spite of their very high surface roughness.

KEY WORDS: shot peening, fatigue resistance, notch, surface nanocrystallization.

1. INTRODUCTION

Shot peening (SP) is a popular mechanical surface treatment generally applied to improve fatigue behavior of metallic components. During the process propelled stream of thousands of high speed small spheres with energy able to cause plastic deformation impact the surface of the work piece. The process is aimed to create compressive residual stresses on the surface and a thin layer underneath it and also to work-harden the near surface layer of material. These effects are very useful in order to totally prevent or greatly delay the failure of the part [1-3]. The most challenging aspect of shot peening is to relate its main parameters consisting of shot size, shot speed and treatment time to the induced residual stresses and other beneficial effects of the process. The definitions currently used in the industry in order to calibrate the peening procedure can be listed as Almen intensity and surface coverage. Almen intensity is expressed as the arc height of a shot peened standard test strip at saturation time. Surface coverage is defined as the ratio of the area covered by plastic indentation to the whole surface area treated by SP expressed in percentage.

A recent advancement of SP have revealed that particular shot peening processes which are different from conventional air blast shot peening (ABSP), can be aimed at achieving ultrafine grained materials on the surface of treated parts [4]. It is well-known that fatigue properties of materials are highly sensitive to the grain size. A small grain size can enhance the fatigue crack initiation threshold and coarse grains may deflect the propagation paths of fatigue cracks by grain boundaries, thus introducing crack closure and decreasing the rate of

crack growth [5]. Since most fatigue cracks initiate from the surface and propagate to the interior, a component with a nanocrystallized (NC) surface layer and coarse grained interior is expected to show have improved fatigue properties because both fatigue crack initiation and propagation are inhibited by fine grains near the surface and coarse grains in the interior, respectively [6]. Especially in case of surface nanocrystallization shot peening based processes, the induced residual compressive stresses can also effectively delay the propagation of fatigue cracks [7-9].

In this paper low alloy steel specimens are considered to investigate the effect of different shot peening treatments on fatigue strength. The applied peening parameters vary from light conventional parameters to higher Almen intensities and eventually to severe parameters aimed at surface nanocrystallization. The developed severe shot peening (SSP) process is performed using the conventional air blast shot peening device applying a combination of severe peening parameters to multiply the kinetic energy of the conventional shot peening (CSP). Treated specimens have been characterized using X-Ray diffraction (XRD) and roughness measurements. A set of fatigue tests are carried out to assess the improvement of specimens' fatigue strength obtained via shot peening. Fractography observations have been performed by scanning electron microscopy (SEM). In the final part of the paper the results are critically discussed.

2. MATERIAL AND EXPERIMENTAL PROCEDURE

Specimens of two low alloy steels with similar chemical compositions (40NiCrMo7 and 39NiCrMo3, according to the Italian nomenclature) are subjected to different approaches of ABSP using unlike parameters. Different series of specimens were considered: not peened (NP), conventionally shot peened (CSP) and severely shot peened (SSP). Table 1 shows the applied shot peening parameters for each series.

Table 1. Aspects of the shot peened series of specimens

Treatment	Shot type and diameter (mm)	Almen Intensity (0.0001 inch)	Coverage%
NP [1]	-	-	-
CSP1[1]	CE70 (ceramic, ϕ=0.1)	10-12 N	100
CSP2[1]	S110 (steel, ϕ=0.3)	4-6 A	100
CSP3[1]	S170 (steel, ϕ=0.43)	10-12 A	100
SSP [2]	S230 (steel, ϕ=0.58)	6-7 C	1500

[1]40NiCrMo7; [2]39NiCrMo3

To study the state of residual stresses, XRD analysis of surface layer in the as-treated specimens was performed using an AST X-Stress 3000 X-ray diffractometer (radiation Cr Kα, irradiated area 1mm2, sin2ψ method, diffraction angles (2θ) scanned between -45 and 45). Measurements have been carried out in depth step by step removing a very thin layer of material using an electro-polishing device in order to obtain the in-depth trend of residual stresses. Roughness measurements have also been performed on treated surfaces. Room temperature rotating bending fatigue tests are performed on the specimens to investigate the effect of the applied processes on their fatigue strength.

3. RESULTS AND DISCUSSION

3.1. Analysis of residual stress profile

XRD measurements demonstrate trivial values of residual stresses for NP specimens as expected. The results imply that increasing kinetic energy of the process that is increasing the applied Almen intensity, for all the three CSP series results in increase in on-surface and maximum values of residual stresses. Regarding SSP treated specimen, a considerable depth of material is characterized with significant compressive residual stresses. This is verified by comparing the in-depth residual stress trend of other series including NP, CSP1, CSP2 and CSP3 with SSP specimens shown in Fig. 1. As it can be observed in Fig. 1, the SSP specimens show lower on-surface stress and maximum stress values with respect to other series, whereas the thickness of layer affected by considerable compressive residual stresses is almost 5 times that of other specimens.

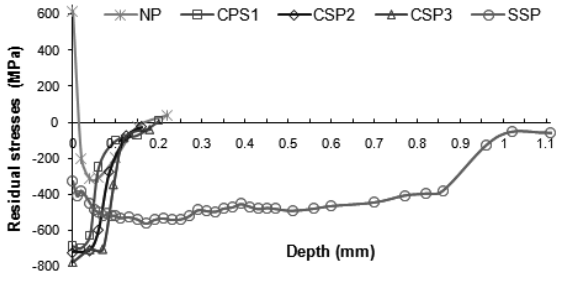


Figure 1. Distribution of residual stresses obtained by XRD for different shot peened series

3.4. Estimation of work-hardened layer thickness

Another parameter measured by XRD is FWHM. This parameter which is shown in Fig. 2 represents the full width of the diffraction peak at half of the maximum

intensity. It is assumed as an index of hardening of the material.

As it is observed in Fig. 2 the on-surface amount of FWHM is growing with increasing kinetic energy of the peening process. This issue has been validated also numerically in authors another paper [10]. It is to be noted that the thickness of the work-hardened layer can be estimated as the thickness of the layer which shows considerably increased FWHM values in comparison with the core material. As the results demonstrate this thickness is slightly increasing by enhancing the Almen intensity of the process and is significantly increased for SSP specimen in comparison with all other series.

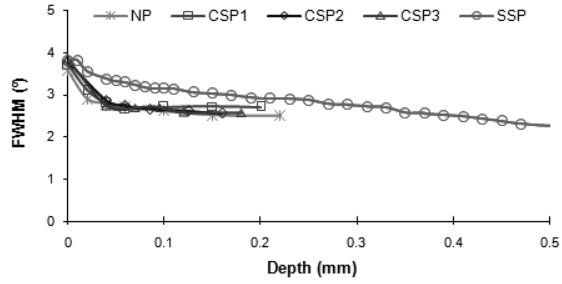


Figure 2. FWHM profile obtained by XRD for different shot peened series

3.5. Roughness measurements

Increasing roughness is well-recognized as a side effect of shot peening process. Table 2 shows the surface roughness parameters of the as-received NP, CSP series and SSP specimens. The parameters are based on the definition of ISO 4287 [11]. Surface roughness values rise by increasing the Almen intensity. In the case of specimens treated with severe parameters the obtained surface is considerably rougher than that of the specimens treated with conventional parameters. It shall be mentioned that roughness has been measured on three specimens for each series and the average values are presented in Table 2.

Table 2. Surface roughness parameters of shot peened specimen

Treatment	LT (mm)	LM (mm)	R_a (μm)	R_q (μm)	R_z (μm)	R_{max} (μm)	R_t (μm)
NP	5.60	4.00	1.37	1.64	5.84	6.03	6.21
CSP1	5.60	4.00	1.49	1.88	8.50	9.78	9.80
CSP2	5.60	4.00	1.73	2.11	9.28	11.77	12.36
CSP3	5.60	4.00	2.35	2.85	12.07	13.26	14.32
SSP	5.60	4.00	7.53	8.98	33.90	44.11	44.34

As shown in Table 2 through these processes, the arithmetic-mean value (Ra) that can be considered as the representative parameter of surface roughness has increased from 1.37 μm for NP specimens to 1.49 μm for CSP1 series, to 1.73 μm for CSP2 series, to 2.35 μm and eventually noticeably increased to 7.53 μm for SSP specimen.

3.6. Fatigue tests

Rotating bending fatigue tests (stress ratio R=-1) have been carried out at room temperature on the as received NP, and differently shot peened specimens the geometry of which is presented in Fig. 3. The stress concentration factor of the notch is K_t=2 that is common in many machine elements such as crankshafts or threaded components. The fatigue tests were continued up to N=3 million cycles. The obtained results in terms of number of cycles to failure are presented and compared for different specimens of each series in Table 3.

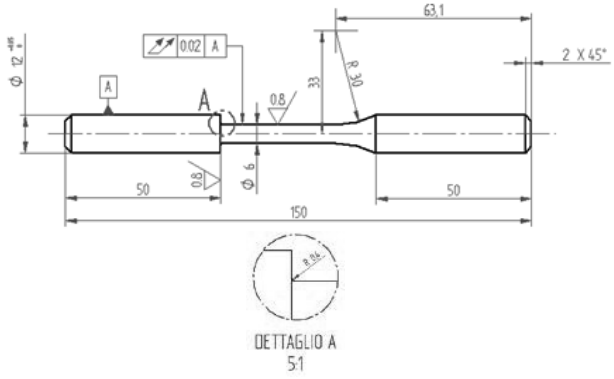


Figure 3. Fatigue specimen geometry

Table 3. Fatigue test results

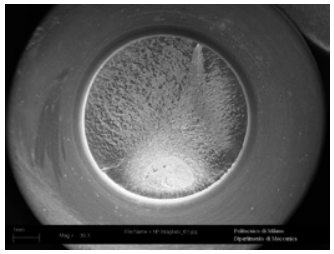
Specimen series	CSP1	CSP2	CSP3	SSP
Fatigue limit/Fatigue limit of NP series	1.12	1.26	1.33	2.46

The results clearly indicate life improvement by increasing the process Almen intensity that results in higher values of compressive residual stress and deeper work-hardened near surface layers. However, in case of SSP specimens the significant improvement can be also attributed to the presence of a NC layer on the surface of treated specimens as has been verified and reported in the authors other papers [10, 12]. It is to be underlined that the results for each series are normalized using the NP series fatigue life of the same material.

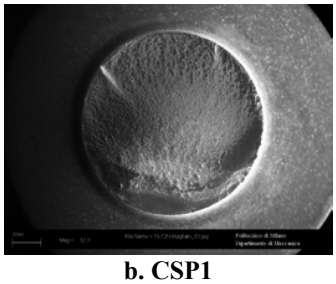
3.7. Fractography observations

Fracture surface of all series specimens have been observed by SEM and presented in Fig. 4. As it is common for notched components' fracture surface, multiple crack initiation points are observed around the fracture section, that have all contributed to the final fracture. The SEM observations reveal that fatigue fracture mechanism in case of all applied treatments has started from surface defects, although in case of SSP treated specimens in presence of the NC layer it was expected to initiate from sub-surface layers. This is due

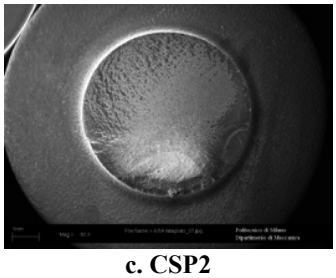
to the high density of surface defects and presence of many overlapping dimples and craters on the SSP specimens' treated surface. This observation highlights the dominating effect of high surface roughness on fatigue resistance of the treated specimens. Work is still in progress in order to optimize the combination of peening parameters for SSP treatment in order to reduce the final surface roughness and consequently take more benefit from the presence of NC layer.



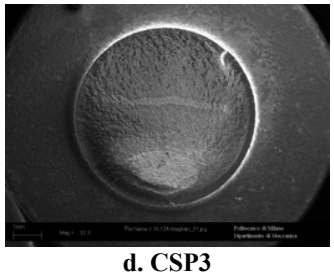
a. NP



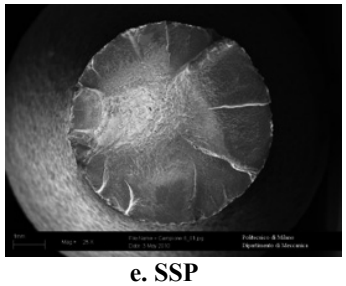
b. CSP1



c. CSP2



d. CSP3



e. SSP

Figure 4. Fracture surface SEM observation of notched differently treated specimens

6. CONCLUSIONS

Steel specimens have been treated by different shot peening processes varying the Almen intensity of the treatment from light values to higher ones used conventionally in the industry for these classes of materials and also applying severe parameters in order to obtain a NC layer of material on specimens' surface. Properties of treated specimens have been investigated through various experimental tests. On the basis of the obtained results the following conclusions can be drawn:

- XRD grain size measurement results confirm that increasing Almen intensity affects a thicker layer of near surface material by compressive residual stresses. The SSP process leads to a significant increase in the depth affected by residual stresses.
- Rising the process Almen intensity produces a thicker work-hardened layer near the surface of treated specimens. In case of SSP treated series a considerable enhancement of the work-hardened layer thickness is observed in comparison with the CSP series.
- Roughness measurements indicate surface roughness parameters' rise by increasing Almen intensity. Due to very high kinetic energy of impact in SSP treatment, a considerable increase in surface roughness parameters is observed in comparison with all other series.
- Fatigue test results indicate that, by increasing the Almen intensity in the studied range the fatigue life is improved. It is worth noting that notwithstanding the high surface roughness, the SSP specimen has a considerably higher fatigue limit with respect to the other specimens.

Acknowledgements

The authors would like to thank Dr. M. Bandini, for performing shot peening in Peen Service srl.

References

[1] Almen JO, Black PH. Residual stresses and fatigue in metals. McGraw-Hill Publ., 1963.

[2] Marsh KJ, Shot Peening: Techniques and Applications. London: EMAS, 1993.

[3] Schulze V, Modern Mechanical Surface Treatment, states, stability, effects. WILEY-VCH, 2006.

[4] Bagheri S, Guagliano M. Review of shot peening processes to obtain nanocrystalline surfaces in metal alloys. Surface Engineering 2009; 25:1-14.

[5] Hanlon T, Kwon YN, Suresh S. Grain size effects on the fatigue response of nanocrystalline metals. Scripta Mater. 2003; 49:675–80.

[6] Padilla HA, Boyce BL. A Review of Fatigue Behavior in Nanocrystalline Metals. Experimental Mechanics 2010; 50:5–23.

[7] Martin U, Altenberger I, Scholtes B, Kremmer K, Oettel H. Cyclic deformation and near surface microstructures of normalized shot peened steel SAE 1045. Mater Sci Eng A 1998; 246:69–80.

[8] Altenberger I, Scholtes B, Martin U, Oettel H. Cyclic deformation and near surface microstructures of shot peened or deep rolled austenitic stainless steel AISI 304. Mater Sci Eng A 1999; 264:1–16.

[9] Mano H, Kondo S, Matsumuro A. Microstructured surface layer induced by shot peening and its effect on fatigue strength. J Japan Inst Metals 2006; 70:415–19.

[10] Bagherifard S, Ghelichi R, Guagliano M. A numerical model of severe shot peening (SSP) to predict the generation of a nanostructured surface layer of material. Surface & Coatings Technology 2010; 204: 4081–90.

[11] ISO 4278, Geometrical product specifications (GPS) - surface texture: profile method- terms, definitions and surface texture parameters, 1st edition 1997.

[12] Bagherifard S, Fernandez Pariente I, Ghelichi R, Guagliano M. Fatigue properties of nanocrystallized surfaces obtained by high energy shot peening. Procedia Engineering 2010; 2: 1683–1690.

Fatigue testing of materials and components under mean load conditions

F. Klubberg [a], I. Klopfer [b], C. Broeckmann [a], R. Berchtold [b], P. Beiss [a]

[a] *Institute for Materials Applications in Mechanical Engineering, RWTH Aachen University, Augustinerbach 4 – 52062 Aachen, Germany, e-mail: f.klubberg@iwm.rwth-aachen.de*
[b] *RUMUL Russenberger Prüfmaschinen AG, Gewerbestrasse 10,– 8212 Neuhausen, Switzerland, e-mail: iklopfer@rumul.ch*

ABSTRACT

The fatigue behaviour of metallic materials and components is significantly influenced by superimposed static mean stresses, which must be taken into account in service life calculations or in structure design. For a particular given cyclic life it is usually observed that the load amplitude of the endurance limits decreases with growing mean stress or static load. This requires suitable investigations to determine the allowable stress amplitude for various stress ratios R between the lowest and highest stress value during a loading cycle. Mean stress effects in fatigue are usually presented as stress amplitude versus mean stress plot according to Haigh. The paper presents the working principle of high frequency resonant testing machines and especially examples of applications in testing materials and components with respect to non-zero mean stresses in tension and compression.

KEYWORDS: Fatigue, mean stress effect, metallic materials, component testing

1. INTRODUCTION

A major problem in fatigue design is the knowledge of the effect of static mean stresses σ_m on the endurable stress amplitude σ_A. Accessible data have led to the general observation that the endurable stress amplitude $S \equiv \sigma_A$ drops with increasing static mean stress. **Fig. 1** gives a schematic overview of the amplitude reduction influenced by static compression or tension preloads. Although this effect has been known for hundred years, occasional failures due to this cause are still encountered based on only qualitative assumptions of this kind.

The stress ratio R is defined as the quotient of minimum and maximum stress within a full sinusoidal loading cycle $\sigma(t) = \sigma_m + \sigma_a \sin(\sigma t)$, **Fig. 2**.

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} \equiv \frac{\sigma_m - \sigma_a}{\sigma_m + \sigma_a} \qquad (1)$$

with σ_m and σ_a: mean static stress and stress amplitude, respectively.

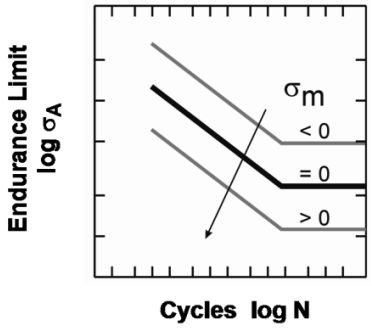


Figure 1: Mean stress effect in the S-N diagram (schematic)

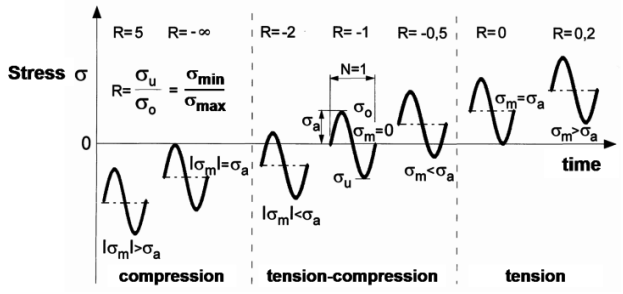


Figure 2: Definition of the stress ratio R and stress amplitude at various mean stresses

2. FATIGUE TESTING MACHINES

In the current state of the art of testing technology especially designed testing machines can stress specimens or structures with a dynamic load superimposed onto a static load. Comparing costs high frequency resonant testing machines have clear advantages over servo-hydraulic machines. For frequencies in the range of 50 Hz rather efficient equipment has to be used. The testing load for each cycle of the specimen has to be built-up by oil pressure of a hydraulic actuator which is operating in a servo-loop. The shortcoming is, that practically all needed energy is transformed into heat and has to be carried off by an additional cooling system. The dynamic load of a resonant testing machine is generated by a mechanical oscillating system (resonator) which consists of masses and springs. Also the specimen with its elasticity is part of this system. The RUMUL product family is shown in **Fig. 3**.

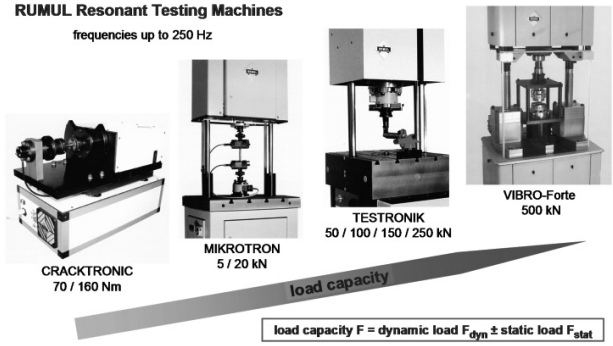


Figure 3: High frequency resonant testing machines, Type RUMUL

The machines discussed here are used at full resonance, e.g. the operating point is situated in the peak of the resonance curve. The resonator is excited by an electromagnet. Typical frequencies for such machines are in the range of 50 - 250 Hz and due to the resonant effect the needed energy consumption is very low, about 0.5 kW. The machine works subdivided into a separate static and dynamic part and allows to run any combination of stress ratio with high accuracy. The load is measured by means of RUMUL load cells. The control unit is a compact adaptive testing system. A twin computer concept allows a consequent separation in functions by avoiding the well known problem of running process software on unstable PC operating systems. The host computer is a pure Windows-PC, the operating system is PC-independent. The core is a powerful process computer system. The online data acquisition and the digital controllers register the data of the installed transducers. The control conception is used for new testing machines as well as for modernisations of older equipment, e.g. 100 kN high frequency pulsators of type Amsler 422 (**Fig. 4**).

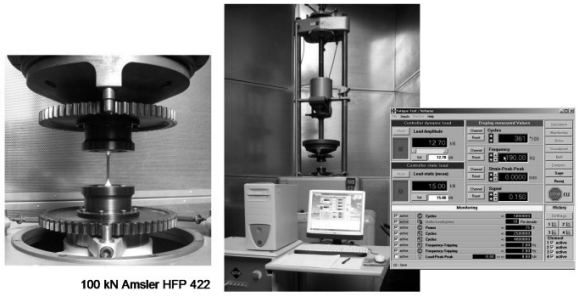


Figure 4: Amsler HFP 422 upgraded

A great number of different data is recorded during a fatigue test. The user can determine the type of data and the intervals for reading data. These data include information related to the damage process of the specimens or components and allow a more extensive analysis than a standard fatigue test. A history function with graphic display records continuously data and shows the user the immediate state of test. All test data are in ASCII-files.

A lot of special tools, i.e. hydraulic gripping heads for sheet metal samples, for torsion and 4-point-bending, furnace up to 900 °C, corrosion chamber and low temperature chamber ensure a universal application. Resonant testing machines are predestined for tests with large number of load cycles, therefore, the main applications are fatigue tests for material investigations.

3. GENERAL DESCRIPTION OF MEAN STRESS EFFECT

Mean stress effects in fatigue are usually presented as plots of the stress amplitude σ_A versus the corresponding mean stress σ_m according to Haigh, with the life to failure N as a parameter, particular the limiting value of stress cycle N_G in the fatigue tests in case of the endurance limit with the average failure probability P = 50 %. With the exception of aluminium alloys, the fatigue endurance limit or the knee in the fatigue curve usually occurs between 10^6 and 10^7 cycles at a given stress. In axial testing, for instance, an absolutely limiting engineering stress would be the tensile strength R_m of the material. For the sake of better comparison and - if possible - generalization, Haigh diagrams can be presented in a dimensionless version by normalizing the stress amplitude to the fully reversed amplitude at $\sigma_m = 0$ and formulating a stress ratio also for the mean stress on the abscissa, e.g. in axial tests by dividing the mean stress by the tensile strength. A schematic example is given in **Fig. 5** for endurance limits σ_A.

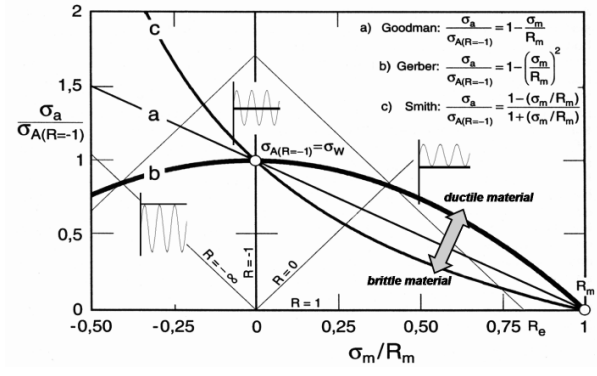


Figure 5: Mean stress effect for endurance limits in non-dimensional form of the amplitude versus mean stress plot according to Haigh and general description models

For generalization purposes several types of equations have been proposed. Goodman suggested to estimate the endurable amplitude by a straight line through $\sigma_A/\sigma_{A\,(R=-1)} = 1$ and $\sigma_m/R_m = 1$ which gives reasonable results for partly brittle materials, yet, underestimates the behaviour of ductile materials. Gerber introduced a parabola through $\sigma_A/\sigma_{A(R=-1)} = 1$ and $\sigma_m/R_m = 1$ which was in fair agreement with experimental observations of ductile materials with positive mean stresses. Additional Smith proposed a progressive description for extremely

brittle materials. In general, however, the fatigue performance of materials is not sufficiently described in the form of these simple theoretically models. They are not intended for precise use, but rather to give a picture of the relations involved. In further approaches the endurable amplitude is discontinuously described by straight line segment between certain defined stress ratios R [1] but there are much more flexible relations by higher order polynomials proposed [2, 3] considering material specific mean stress sensitivity, e.g.:

$$\frac{\sigma_A}{\sigma_W} = 1 - p\left(\frac{\sigma_m}{R_m}\right) - (1-p)\left(\frac{\sigma_m}{R_m}\right)^2 \quad , \tag{2}$$

with respect to the sensitivity parameter p [2]. For p = 1 in eq. (2) the linear relation by Goodman (line "a" in figure 5) and for p = 0 the Gerber parabola relation ("b" in figure 5) are resulting. The sensitivity parameter p can be calculated from ultimate tensile strength UTS ≡ R_m, reversed axial and pulsating axial endurance limits $\sigma_{A\,(R=-1)} \equiv \sigma_W$ and $2{\cdot}\sigma_{A\,(R=0)} \equiv \sigma_{Sch}$ respectively, based on constant-load amplitude tests at R = –1 and R = 0:

$$p = \frac{4 - 2\dfrac{\sigma_{A(R=0)}}{\sigma_{A(R=-1)}} - \left(\dfrac{\sigma_{A(R=0)}}{\sigma_{A(R=-1)}}\right)^2}{\dfrac{\sigma_{A(R=0)}}{R_m}\left(2 - \dfrac{\sigma_{A(R=0)}}{R_m}\right)} \quad . \tag{3}$$

Unfortunately, however, only very few results of good reliability are reported in the literature. For a given material, there are often no pulsating fatigue strength results at hand. Therefore a statistically backed estimate of the pulsating fatigue strength dependence on the alternating strength amplitude by a two parameter power law was proposed [4, 5]:

$$\sigma_A(R=0) = K_A \cdot [\sigma_A(R=-1)]^q \tag{4}$$

with material group specific parameters K_A and q, which can be gained by regression analysis on basis of a sufficient number of available data pairs. Especially K_A in eq. (4) is affected by the material ductility and indicates the declining, straight line or progressive character of mean stress influence. The accuracy of the proposed eq. (4) was tested by comparing the calculated with the predicted pulsating stress amplitude for about 1700 pairs of data [5].

4. RESULTS OF EXPERIMENTAL MATERIAL INVESTIGATIONS

Caused by the lack of fatigue test data there are only very few Haigh diagrams which take into account compressive mean stresses. Examples of reliable test results on smooth specimens and the description of their failure limit as parabolas of second order are given in this paper, at first in **Fig. 6** for a high strength alloy steel [6] and a pearlitic grey cast iron [7,8] with flake graphite morphology. The curve of the endurable stress amplitude resembles the Smith model for brittle materials in figure 5. With other metallic materials there is no such progressive amplitude increase with compressive mean stresses, and on the other hand no such clear amplitude decrease with tensile mean stresses. The fatigue properties of grey cast irons are affected by their microstructures and the strength depends on the amount, shape, size and distribution of the free graphite in their matrices. Flaky graphite might be considered as an inherent notch that increases stress concentrations for fatigue failure under tensile mean stresses. The average compressive strength of grey cast iron is roughly three and a half times the ultimate tensile strength R_m. For grey cast irons the general sensitivity parameter in eq. (2) is p = 1,6 [7]. Extracted out of figure 6, **Fig. 7** shows three S-N curves of this cast iron, one for specimens with cast skin and one for smooth longitudinally polished laboratory specimens, both tested at the pure pulsating stress ratio R = 0 quantifying the technological surface effect, and the third one in comparison to the second S-N curve, demonstrating the drop of the endurance limit under high tension mean stresses at R = 0,5.

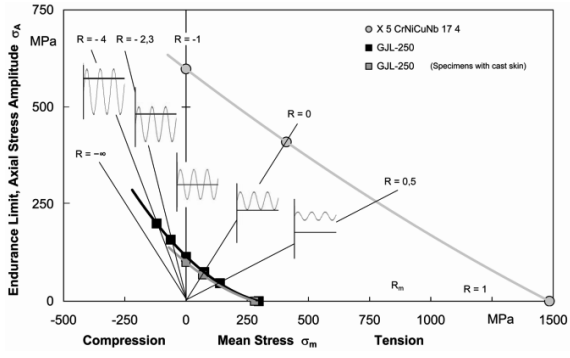


Figure 6: Effect of mean stress on the endurance limit of brittle materials [6, 7, 8]

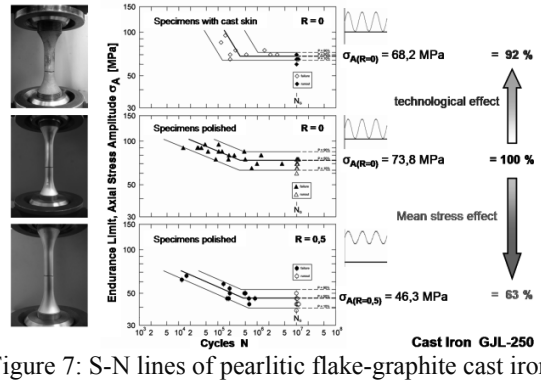


Figure 7: S-N lines of pearlitic flake-graphite cast iron [7]

The endurance limit lines of two heat-treated steels, earlier investigated [6, 9], are shown in **Fig. 8**. For each data point in the two steel curves in Fig. 8, e.g. each

related S-N curve, about 30 smooth specimens were available. The resulting curves correspond both to the Gerber parabola distinctive for ductile materials. It is striking that the allowable axial stress amplitude of 2.5CrMo4V [9] decreases under compression mean loading nearly in the same manner as for tension conditions.

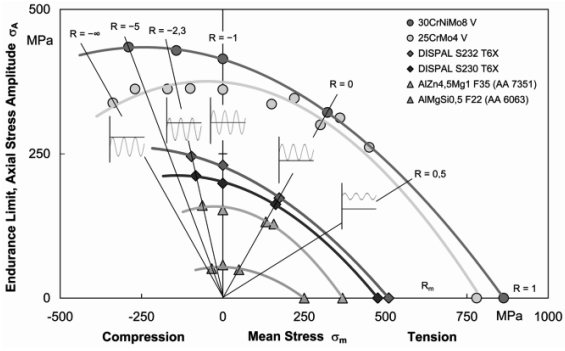


Figure 8: Effect of mean stress to the endurance limit of ductile materials [6, 9, 10]

In the same figure a collection of curves for some extruded aluminium alloys [6, 10] is given, also showing ductile fatigue behaviour. The investigated DISPAL alloys S230 and 232 are high performance spray-compacted aluminium alloys and hot extruded [10]. The mechanical properties of these alloys must be tailored by heat treating. The fatigue tests were performed under axial loading with three different stress ratios. The focus of all tests was the very high cycle fatigue performance beyond 10^7 cycles. To this end $50 \cdot 10^7$ survived cycles were specified as run-out criterion. Mainly several 100 kN - HFP type Amsler resonance testing machines equipped with RUMUL upgrades were used in parallel work over years for a total of 370 smooth longitudinally polished specimens tested at room temperature and 150 °C. In figure 8 only two of the three investigated material conditions are shown. Figure 4 shows the arrangement for room temperature testing. **Fig. 9** gives a view into the opened shell furnace after fracture of a specimen had occurred in addition to typical S-N diagrams of the PEAK aluminium alloy DISPAL S232 T6X under alternating stress amplitude (R = –1) and compression mean stress(R = –2,3) at an elevated temperature of 150 °C. In comparison to the fatigue strength under fully reversed loading the applied compression load condition allows a higher stress level of 6 %. Owing to the high alloy content and the uniform segregation-free fine phase distribution, the fatigue strength drop between room temperature and 150 °C stays surprisingly moderate. Therefore this alloy has a high potential for oscillating load applications at elevated temperatures e.g. for connecting rods [10].

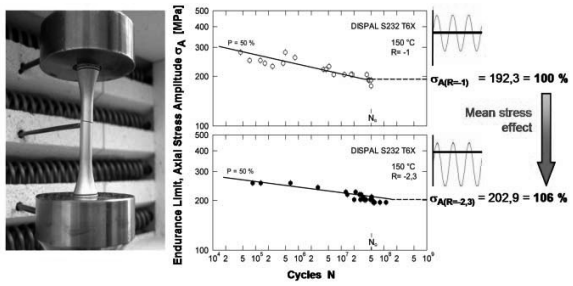


Fig 9: S-N curves of the spray-compacted PEAK aluminium alloy DISPAL S232 T6X for fully reversed loading (R = –1) and compression mean stress (R = –2,3) at a temperature of 150 °C [10]

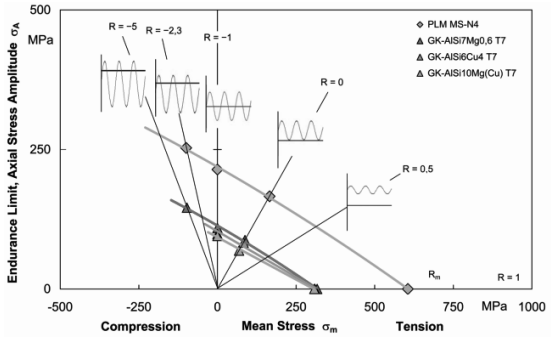


Figure 10: Effect of mean stress to the endurance limit of ductile materials [6, 11, 12]

Test results subjected to repeated and static load of aluminium alloys for cylinder head die castings [6] are shown in **Fig. 10**, together with a nanostructured high strength powder metallurgy aluminium alloy [11, 12]. The permissible stress amplitudes decreases with greater mean stresses according to the Goodman straight line for fatigue behaviour of partly brittle materials. The PLM aluminium alloy MS-N4 is a new high performance Al-Ni-Fe based alloy, which has been developed by applying melt spinning technology on an industrial scale and downstream processing via HIP and hot extrusion. The material has a nano-crystalline microstructure with an excellent thermal stability up to 400°C. A plot of the summarized results of all the tests on smooth polished specimens of the MS-N4 material performed under axial loads with various combinations of alternating and mean stresses at room temperature and elevated temperatures is shown in **Fig. 11**. Note the small reduction of fatigue strength due to temperature. This alloy shows superior static and dynamic mechanical properties without any additional heat treatment. This leads to new engine applications for nanostructured P/M Al alloys like tappets, lightweight valves, pistons compressor wheels, etc. [11, 12].

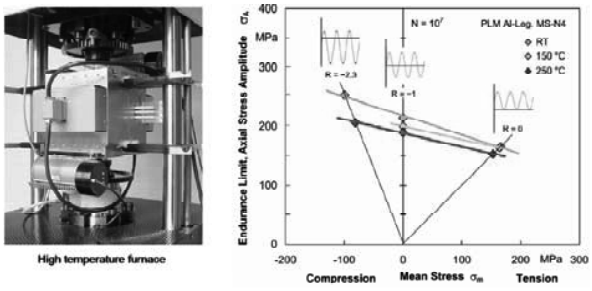
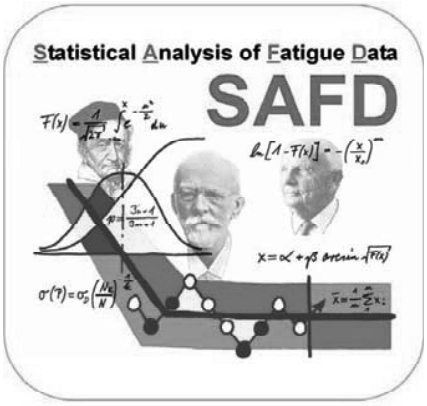


Figure 11: Influence of temperature on fatigue strength on a nanostructured high strength powder metallurgy aluminium alloy in the Haigh diagram [11, 12]



Software for universal evaluation of stress controlled fatigue tests in the high cycle fatigue (HCF) and the long life fatigue region (LLF). Presentation of the evaluation results and test data as S-N diagram (semi- or double logarithmic) and in probability graphics.
Probability distributions and statistical methods: Implementation of log-/normal, sinc and Weibull distribution, standards according to DIN 969 (1997-12) and ISO 3800 (1993-E), alternative tools with variable estimator function for correlation optimum and global HCF-distribution normalized to the mean slope.
Supported testing methods: Practice oriented compatibility of Wöhler- / step down test, complete test matrix, level tests (e.g. boundary method), staircase tests and combined test procedures.
Configuration features: Windows™ application (98, NT, 2000, XP, Vista), menu navigation, easy handling and „raw data"-generation, online presentation (multiple arrangements, i.e. S-N line com-parison), flexible design, direct prints and export function (*.bmp), online manual (-.pdf), hotline service, German and English version.

Figure 12: Features of the evaluation software SAFD developed by IWM

All fatigue test data handled in this work were statistical evaluated using the Software SAFD© (Statistical Analysis of Fatigue Data) [13, 14], **Fig. 12**. The samples of component fatigue tests or the samples of material fatigue tests as well as stored and reloaded samplings of a fatigue data base can be evaluated to S-N lines. This software works in an efficient and practice oriented manner. A complete analysis example for a fatigue test case of figure 11, stress ratio R = –2,3 at elevated temperature of 250 °C, in form of the resulting S-N diagram and the probability plots for the range of finite life (high cycle fatigue regime) and the transition range to infinite endurance is shown in **Fig. 13**. The illustration demonstrates the statistical nature of fatigue data by the experimental scatter inherent to fatigue testing.

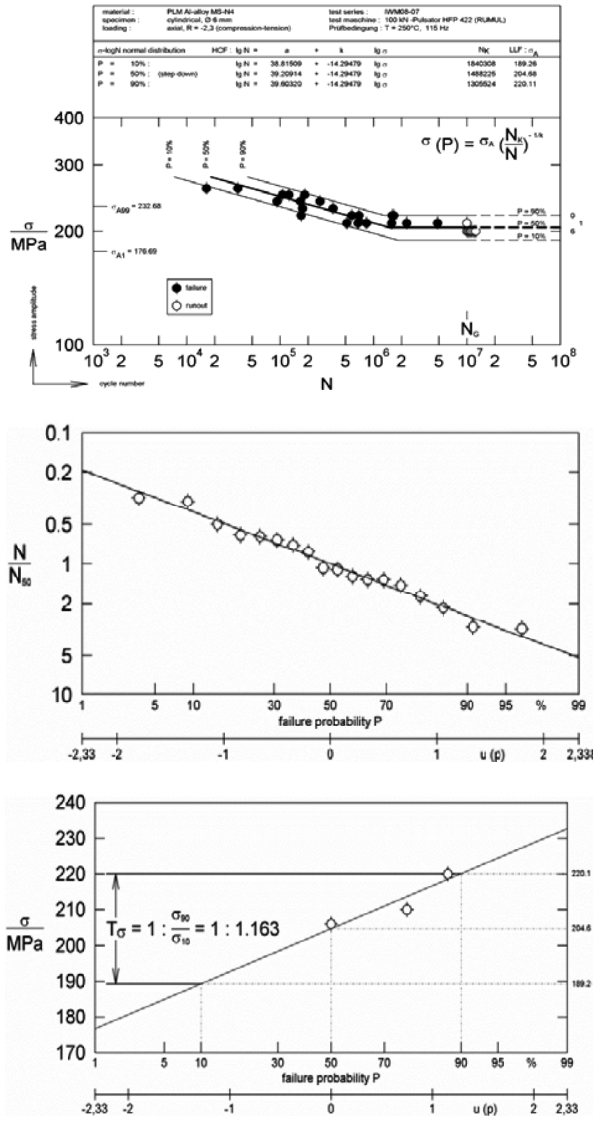


Figure 13: Statistical evaluation of fatigue tests with the SAFD software, S-N diagram (top), probability plots for the HCF-regime (center) and long life fatigue region (bottom)

5. COMPONENT TESTING UNDER MEAN STRESS CONDITIONS

With specially designed fixtures different components can be adapted to resonance machines to test their strength limits in the vicinity of the service loads. Several typical component applications are shown in **Fig. 14**.

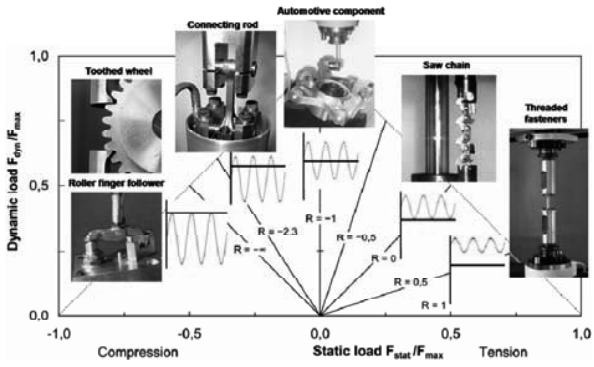


Figure 14: Examples of component test applications under typical static load conditions

6. SUMMARY AND CONCLUSIONS

Resonance fatigue testing machines are comparably inexpensive, fast and reliable equipment for high numbers of cycles at very moderate energy consumptions. The loading modes can be plane bending, torsion or axial in nature with or without superimposed mean stresses. Under axial conditions the mean stresses can be positive and negative. This way, resonance machines are mainly used to characterise the performance of materials under cyclic loading. In many simpler loading situations also components can be realistically tested under accelerated conditions to gain an overview of the behaviour when exposed to cyclic service.

Examples are given under axial load for different material responses to mean stresses. Metallic materials with limited ductility, e.g. grey cast iron, exhibit a progressively increasing endurable stress amplitude with decreasing mean stresses. Many more ductile engineering materials, like low alloy steels or wrought aluminium alloys, show a degressive slope in Haigh diagrams or can even lose endurable stress amplitude with higher compressive mean stresses, which is to say that this material group has superior cyclic load bearing capacity at positive mean stresses than the first group. And, thirdly, there are intermediate cases with a more or less linear relationship between endurable amplitude and mean stress, e.g. extremely alloyed nanostructured aluminium alloys or cast aluminium.

REFERENCES

[1] E. Haibach, *"Betriebsfestigkeit"*, 2nd edition, Springer-Verlag, Berlin, 2002.

[2] E. El-Magd, *"Versagensbedingung bei mehrachsiger schwingender Beanspruchung metallischer Werkstoffe"*, Habil.-thesis, RWTH Aachen, 1974.

[3] H.-P. Lüpfert, *"Beurteilung der statischen Festigkeit und Dauerfestigkeit metallischer Werkstoffe bei mehrachsiger Beanspruchung"*, Habil.-thesis, TU Bergakademie Freiberg, 1994, Freiberger Forschungshefte: A; 833: Maschinen und Energietechnik

[4] F. Klubberg, H.J. Schäfer, M. Hempen, P. Beiss,P., "Kennwertbeziehungen für die Normal- und Torsions-Mittelspannungsempfindlichkeit metallischer Werkstoffe", *Werkstoffprüfung 2002 – Kennwertermittlung für die Praxis,* 229-234, Wiley-VHC, 2003.

[5] F. Klubberg, H.J. Schäfer, M. Hempen, P. Beiss,P., "Empirical Relationship between Pulsating and Fully Reversed Fatigue Strength", *Fatigue Damage of Materials – Experiment and Analysis,* 355-365, WIT Press, Southamton, Boston, 2003, s. a.: *Betriebsfestigkeit – Neue Entwicklungen bei der Lebensdauerberechnung von Bauteilen,* 51-60, DVM-Rep. 802, 2003.

[6] F. Klubberg, *"Fatigue test results on metallic materials",* Institute for Materials Applications in Mechanical Engineering, RWTH Aachen University, unpublished.

[7] F. Klubberg, P. Beiss, C. Broeckmann, "Schwingfestigkeit von Gusseisen mit Lamellengraphit", *Gießtechnik im Motorenbau*, 107-118, VDI-Rep. 2061, 2009, *Giesserei-Praxis* 60, 153-158, 5/2009, and *Taschenbuch der Gießerei-Praxis*, 243-254, Schiele & Schön, Berlin 2010.

[8] F. Klubberg, C. Broeckmann, P. Beiss, "Schwingfestigkeit von Gusseisen mit Lamellengraphit unter mehrachsiger Beanspruchung", *Gießtechnik im Motorenbau*, 107-118, VDI-Rep. 2122, 2011

[9] P. Grün, A. Troost, O. Akin, F. Klubberg, "Langzeit- und Dauerschwingfestigkeit des Vergütungsstahls 25CrMo4 bei mehrachsiger Beanspruchung durch drei schwingende Lastspannungen", *Mat.wiss. u. Werkstofftech.* , 22 (3), 73-80, 1991.

[10] P. Beiss, F. Klubberg, H.J. Schäfer, P. Krug, H. Weiß, "*Fatigue Behaviour of High Performance Spray-Compacted Aluminium Alloys",* Proc. 11. Int. Congr. Aluminium Alloys, Aachen, Vol. 2, 1583-1588, Wiley-VCH, 2008.

[11] K. Hummert, R. Schattevoy, M. Broda, M. Knappe, R. Müller, P. Beiss, F. Klubberg, Th. Schubert, T. Weißgärber, "*Nanostructured High Strength Aluminium for Automotive Applications",* Proc. World Congr. On Powder Metallurgy & Particulate Materials 2008, Washington, A 2008-01-0181.

[12] K. Hummert, R. Schattevoy, M. Broda, M. Knappe, P. Beiss, F. Klubberg, Th. Schubert, R. Leuschner, "*Nano-crystalline P/M Aluminium for Automotive Applications",* 13th Int. Conf. on Rapidly Quenched and Metastable Materials, Dresden 2008, *Journal of Physics*, Conference Series 144 (2009) 012006

[13] F. Klubberg, M. Hempen, P. Beiss, "Ermüdungsversuche statistisch auswerten, Anwendungs-möglichkeiten der PC-Software SAFD – Statistical Analysis of Fatigue Data", *Materialprüf.,* 41 (9), 362-367, 1999.

[14] F. Klubberg, M. Hempen, H.J. Schäfer, P. Beiss, „*Praxisgerechte Auswertung von Wöhlerversuchen mit der Software SAFD",* Proc. 22. CAD-FEM Users` Meeting 2004, Int. Congr. on FEM Technology, Session: Fatigue / Fracture, Part 2.1.3.

MÉTODOS ANALÍTICOS Y NUMÉRICOS

MODELO ANALÍTICO PARA LA EVALUACIÓN DEL FALLO POR TRACCIÓN DIAGONAL EN VIGAS DE HORMIGÓN ARMADO SIN CERCOS

J. R. Carmona y G. Ruiz

E.T.S. de Ingenieros de Caminos,
Canales y Puertos, Universidad de Castilla la Mancha
Avenida Camilo José Cela s/n, 13071 Ciudad Real
E-mail: jacinto.ruiz@uclm.es
Tfno: 926 29 53 00 Ext. 3276. Fax: 926 29 53 91

RESUMEN

El presente trabajo muestra una formulación basada en conceptos de mecánica de fractura con la que se determina la carga de fallo en elementos de hormigón armado sin cercos sometidos a flexión en tres puntos, con especial atención al fallo por cortante o tracción diagonal. El modelo presenta una formulación analítica sencilla que identifica las variables de las que depende el fallo por tracción diagonal. El colapso de la viga se supone que se produce cuando una fisura, que se está desarrollando a través de la viga, alcanza una cierta profundidad que denominaremos *profundidad crítica*. Esta profundidad es función de la posición de la sección que se estudia, de las cargas exteriores y de la geometría de la viga. El modelo presentado puede ayudar a comprender mejor la naturaleza del fallo por tracción diagonal en elementos de hormigón armado sin cercos y las variables que en él intervienen.

ABSTRACT

The present work shows a Fracture Mechanics based model to determine the failure load in reinforced concrete beams without stirrups subjected to a three point bending loads conditions, with special attention to the analysis of diagonal tension failure load. The model presents a formulation which it identifies the parameters involved in the beam failure. It is supposed that beams collapse when one of the cracks which are crossing the beam reaches a certain depth, called *critical depth*. This critical depth depends on the crack initiation point, loads applied and boundary conditions. The proposed formulation may help to understand the behavior and failure of reinforced concrete elements without stirrups.

ÁREAS TEMÁTICAS PROPUESTAS: Fractura de materiales cerámicos y pétreos // Aplicaciones y casos prácticos en ingeniería.

PALABRAS CLAVE: Hormigón armado, Fallo por tracción diagonal, Efecto de escala

1. INTRODUCCIÓN

La evaluación de la carga de fallo por tracción diagonal (fallo por cortante) en elementos de hormigón armado sin cercos es un problema no resuelto de forma totalmente satisfactoria dentro del campo científico-tecnológico, sin que hasta el momento exista un consenso sobre un modelo mecánico que explique de forma sencilla y razonada el comportamiento de los elementos frente a este tipo de fallo y el efecto de escala que se observa en los resultado de los ensayos realizados. El enorme interés suscitado por la cuestión objeto de la presente ponencia queda patente en los cientos de publicaciones realizadas sobre el tema en los últimos 50 años, entre las que podemos destacar las referencias [1], [2] y [3].

En este trabajo se considera que el fallo de una viga de hormigón armado sin cercos se produce a partir de una de las fisuras que se propaga a través del canto. La formulación propuesta aproxima el problema de la propagación de las fisuras de cortante (modo mixto) a un problema de propagación de fisuras en flexión (modo I), dado que el hormigón, al ser un material cuasifrágil, rompe preferentemente por tensiones de tracción. El fallo de la viga se produce cuando una fisura alcanza una cierta profundidad, que denominamos *profundidad crítica*, y que es función de la posición de la sección que se estudia, de las cargas exteriores y de la geometría de la viga. Este criterio de fallo se basa en observaciones experimentales [4], y en resultados obtenidos con modelos analíticos [5]. En éstas investigaciones se ha observado que las fisuras denominadas de cortante, situadas a lo largo de la luz de la viga, tras progresar de forma estable y con un comportamiento similar a las fisuras de flexión, al alcanzar una cierta profundidad cambian su comportamiento tornándose inestables, sin que el armado pueda controlar su crecimiento y, por tanto, llevan a la viga a su colapso.

El modelo, al basarse en conceptos de mecánica de fractura, capta el efecto de escala observado experimentalmente y la influencia de las variables que rigen el fallo, con especial atención a la adherencia de las armaduras, cuantía de armado y propiedades mecánicas del hormigón.

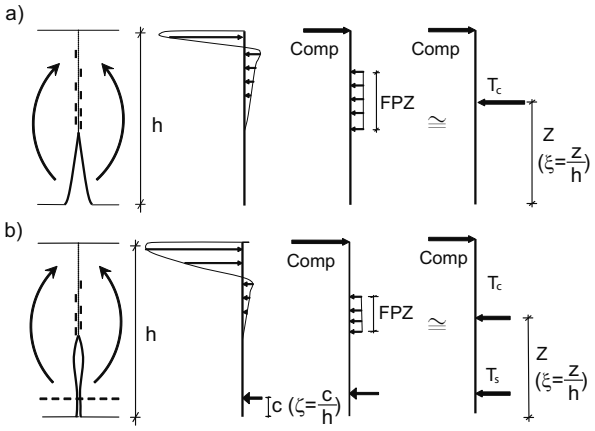


Figura 1: Comportamiento a flexión: a) sección sin armado; b) sección con armadura

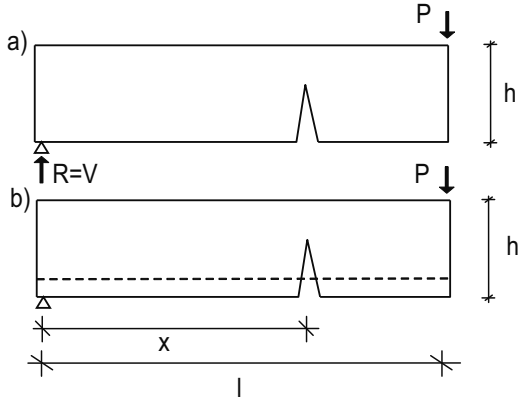


Figura 2: Geometría del vano de corte: a) sin armar; b) con armadura.

2. MODELADO DEL PROCESO DE FRACTURA DE UNA FISURA A TRAVÉS DEL CANTO

Se considera una viga a flexión en tres puntos en la que va a progresar una fisura vertical que se genera en un punto de su vano. Las diferentes variables geométricas que intervienen en el problema se muestran en las Figs. 1 y 2. La viga tiene un canto h, un ancho b y una luz de cortante igual a l, (distancia horizontal entre la carga y el apoyo). La profundidad de la fisura viene representada por la letra z y el recubrimiento de las barras de acero por la letra c. Todas las longitudes pueden ser expresadas adimensionalmente dividiendo por el canto h. De este modo definimos: $\xi = \frac{z}{h}$ como la profundidad relativa de la fisura adimensionalizada y $\zeta = \frac{c}{h}$ como el recubrimiento expresado en forma adimensional; estos parámetros tienen un valor comprendido entre 0 y 1. También consideraremos otros dos parámetro adicionales la esbeltez del vano de corte que es definida como $\lambda = \frac{l}{h}$ y otro que indica la distancia desde el frente de la fisura considerada al punto de apoyo, $\alpha = \frac{x}{l}$, donde x es la distancia de la fisura al apoyo.

Durante el progreso de una fisura el hormigón en su frente se genera una zona de proceso de daño (FPZ) dado el carácter cuasifrágil del material, véase la Fig. 1. De forma simplificada y para facilitar el desarrollo teórico de las ecuaciones se considera que la tension de tracción va a ser constante en toda la FPZ. El valor de la tracción total, T_c que se genera es igual al área de la FPZ por la resistencia a tracción del hormigón. El tamaño de esta zona se puede expresar de forma relativa al canto del elemento a través de la ley de Bažant [6] y de esta forma podemos expresar la tracción de forma adimensional, T_c^*, tal y como se muestra en la Eq. (1). La tracción se considera que esta situada en el centro de gravedad de la FPZ, véase la Fig. 1a.

$$T_c^* = \frac{T_c}{bhf_{ct}} = \frac{FPZ}{h} = \frac{(1-\xi)}{\sqrt{1+\frac{\beta_H}{\beta_0}}} \qquad (1)$$

β_H es el denominado número de fragilidad de Hillerborg [7] que es igual a una dimensión del elemento en estudio, en nuestro caso adoptaremos el canto, dividido de la longitud característica del material, la cual se define como, $l_{ch} = \frac{E_c G_f}{f_{ct}^2}$, donde E_c es el módulo de elasticidad del hormigón, G_f es la energía de fractura y f_{ct} es la resistencia a tracción del hormigón. β_H es un parámetro que nos servirá para comparar elementos escalados entre sí. β_0 es una constante relacionada con el tamaño de árido y que para nuestro caso en estudio se ha tomado igual a 2 veces el tamaño máximo de árido dividido de l_{ch} [7]. Para poder aplicar la ley de Bažant, consideramos que el valor de la resistencia a tracción del hormigón es igual al valor de la resistencia para un tamaño infinitamente pequeño, f_{ct}=$f_{ct,0}$. La Eq. (1) indica que para valores pequeños de β_H la FPZ tiende a ocupar todo el ligamento sin fisurar y para valores de β_H altos la FPZ tendera a ser nula en relación con el canto y se situará aproximadamente en el fondo de la fisura.

Con el fin de simplificar el modelo se supone que las tensiones de compresión se localizan en la parte superior de la sección, de esta forma se prescinde de la resistencia a compresión en el desarrollo matemático y el momento en la sección durante el progreso de la fisura lo podemos evaluar de forma simplifica multiplicando la tracción, T_c, por la distancia entre punta de la fisura considerada y la parte superior de la sección ($h - z$) véase la Fig. 1a.

$$M_c^* = \frac{M_c}{bh^2 f_{ct}} = T_c^*(1-\xi) = \frac{(1-\xi)^2}{\sqrt{1+\frac{\beta_H}{\beta_0}}} \qquad (2)$$

El momento en la sección es igual a la reacción multiplicada por la distancia desde el apoyo a la fisura, véase la Fig. 2a. La reacción en el apoyo es igual al cortante y por lo tanto podemos escribir que:

$$M_c = Vx = V\alpha\lambda h \Longrightarrow M_c^* = V_c^*\alpha\lambda \qquad (3)$$

sustituyendo la Eq.(3) en la (2) obtenemos que el cortante durante el progreso de la fisura es igual a:

$$V_c^* = \frac{V_c}{bhf_{ct}} = \frac{1}{\alpha\lambda}\frac{(1-\xi)^2}{\sqrt{1+\frac{\beta_H}{\beta_0}}} \tag{4}$$

La existencia de una armadura introduce una nueva fuerza en nuestra sección, véase la Fig. 1b. El valor de esta fuerza, T_s que es igual al area de acero,A_s, multiplicada por la tensión existente en las armaduras, σ_s, véase la Eq.(5).

$$T_s = A_s\sigma_s \Longrightarrow \frac{T_s}{bhf_{ct}} = \frac{A_s\sigma_s}{bhf_{ct}} = \rho\sigma_s^* \tag{5}$$

ρ es la cuantía de armado, definida como el cociente entre el área de armadura y el el area de la sección. La tensión en las armaduras se va a expresar de forma adimensionalizada, σ_s^*, dividiéndola por la resistencia a tracción f_{ct} del hormigón. Suponemos de forma simplificada que la resultante de las compresiones se sigue situando en la parte superior de la viga. En la realidad la resultante se irá desplazando al aumentar la cuantía de armadura, no obstante la variación no es importante para el rango de cuantías donde se produce el fallo por tracción diagonal. Teniendo en cuenta lo expuesto anteriormente el valor del momento durante el progreso de una fisura para una cierta profundidad ξ lo podemos expresar como:

$$M_t = M_c + M_s = T_c(h-z) + T_s(h-c) \tag{6}$$

reescribiendo la Eq. (6) en forma adimensionalizada nos queda:

$$M_t^* = M_c^* + M_s^* = \frac{(1-\xi)^2}{\sqrt{1+\frac{\beta_H}{\beta_0}}} + \rho\sigma_s^*(1-\zeta) \tag{7}$$

Finalmente utilizando la relación expuesta en la Eq. (3) podemos evaluar el cortante necesario para que una fisura que se ha desarrollado hasta una profundidad, ξ, en un cierto punto del vano progrese.

$$V_t^* = \frac{V_t}{bhf_{ct}} = \frac{1}{\alpha\lambda}\Big(\frac{(1-\xi)^2}{\sqrt{1+\frac{\beta_H}{\beta_0}}} + \rho\sigma_s^*(1-\zeta)\Big) \tag{8}$$

En la Eq. (8) observamos que el cortante durante el progreso de la fisura es la suma de dos términos, uno que depende de las características del hormigón en fractura y otro que depende de la cuantía de armado, tensión de la barra de acero y recubrimiento. Para una cierta posición y profundidad de la fisura todos los valores en la Eq. (8) son conocidos con la excepción de la tensión en el acero.

Para hallar la tensión en el acero vamos a tener que plantear una ecuación adicional, denominada ecuación de compatibilidad. En este caso, al estar planteando el equilibrio en una sección fisurada, la ecuación de compatibilidad la planteamos en el punto en el que la armadura cruza la fisura. Se supone que la tracción en la barra es la misma a ambos lados de la fisura y el alargamiento de la barra en la fisura es igual a la apertura de ésta, véase la Fig. 3 y la Eq. (9).

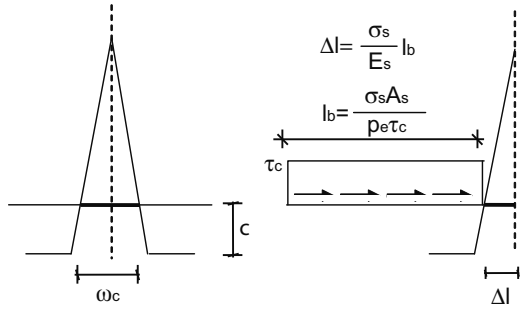


Figura 3: Ecuación de compatibilidad

$$\frac{\omega_c}{2} = \Delta l \tag{9}$$

donde ω_c es la apertura de fisura y Δl es el alargamiento de la barra de acero. Esta ecuación será valida mientras la tensión en el acero sea inferior al limite elástico, f_y. Una vez alcanzado el limite elástico la tensión permanece constante en la barra, durante el progreso de la fisura. La Eq. (9) se puede expresar de forma adimensionalizada dividiendo ambos términos por el canto de la pieza

$$\frac{\omega_c}{2h} = \frac{\Delta l}{h} \Longrightarrow \frac{\omega_c^*}{2} = \Delta l^* \tag{10}$$

El termino correspondiente a la apertura de la fisura, ω_c puede ser evaluado a partir de la expresión dada por Tada [8] para determinar la apertura de fisura (COD) añadiendo un término adicional, $(1-\frac{\zeta}{\xi})$ para tener en cuenta la posición de la armadura:

$$\frac{\omega_c^*}{2} = \frac{\omega_c}{2h} = 12\lambda V_t^* \frac{f_{ct}}{E_c}\xi f(\xi)(1-\frac{\zeta}{\xi}) \tag{11}$$

donde $f(\xi)$ es igual a:

$$0{,}76 - 2{,}28\xi + 3{,}87\xi^2 - 2{,}04\xi^3 + \frac{0{,}66}{(1-\xi)^2} \tag{12}$$

El incremento de longitud de la barra es expresado, véase la Fig. 3, mediante:

$$\Delta l_s^* = \frac{\Delta l_s}{h} = \frac{\sigma_s^2 A_s}{2\tau_c E_s p_e h} = (\sigma_s^*)^2 \frac{f_{ct}^2}{2\tau_c E_s} \frac{A_s}{p_e h} \qquad (13)$$

donde τ_c es la tensión rasante o de adherencia entre el acero y el hormigón, la cual se considera constante en la longitud adherente, y p_e es el perímetro de las barras. Sustituyendo las Eqs. (11) y (13) en la Eq. (10) nos queda un sistema formado por la Eq. (10) y la Eq.(8) que puede ser resuelto analíticamente de forma sencilla y a partir del cual obtenemos el cortante, V_t^* y la tension σ_s^*, durante el progreso de una fisura en un elemento sometido a flexión en tres puntos. El modelo presentado se considera valido para cuantías medias y bajas de armado. Para cuantías altas el fallo de las viga se produce por compresiones excesivas bajo el punto de carga, fallo que queda fuera del alcance de este trabajo.

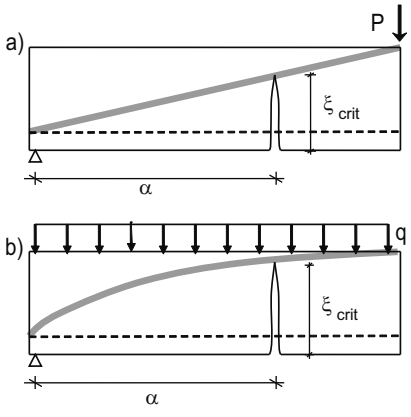


Figura 4: Criterio de fallo: a) flexión en tres puntos; b) carga repartida

3. CRITERIO DE FALLO

La Eq. (8) nos indicaba el cortante necesario para el progreso de la fisura. El cortante de fallo, V_F se producirá para una determinada profundidad de entre todas las posibles. En el caso de una viga sometida a flexión en tres puntos la profundidad a la que se produce el fallo vamos a considerar que esta definida por la linea que une el punto de aplicación de la carga con el punto donde el armado llega al apoyo. Esta profundidad se va a denominar *profundidad crítica*, ξ_{crit}. La linea definida, véase la Fig. 4a, coincide con el punto medio de la teórica biela comprimida y su ecuación en variables adimensionales es:

$$\xi_{crit} = \zeta + \alpha(1-\zeta) \qquad (14)$$

Este criterio de fallo se basa en observaciones experimentales [4], y en resultados obtenidos con modelos analíticos [5]. En ambas investigaciones se ha observado que las fisuras denominadas de cortante, que nacen desde el paramento traccionado de la viga, tras progresar de forma estable y con un comportamiento similar a las fisuras de flexión, al alcanzar una cierta profundidad cambian su comportamiento tornándose inestables, sin que el armado pueda controlar su crecimiento y, por tanto, llevando a la viga a su colapso. Observamos que para cada posible punto de iniciación de una fisura vamos a tener un valor de profundidad crítica.

El criterio de fallo enunciado de forma particular para el caso de flexión en tres puntos puede ser generalizado para cualquier tipo de carga. Por ejemplo en una viga sometida a carga repartida la profundidad crítica vendrá dada por la parábola de segundo grado que une el centro de vano o punto de máximo momento con el punto en el que el armado llega al apoyo, véase la Fig. 4b. Así pues podemos enunciar que la altura crítica vendrá dada por la inscripción de la ley de momentos flectores en nuestro elemento de hormigón de tal forma que en los puntos de momento máximo la profundidad de fisura crítica será $\xi_{crit} = 1$.

Indicamos que hasta el momento estamos suponiendo que las fisuras crecen de forma vertical y que la abscisa de iniciación coincide con la existente en el punto en el que la fisura alcanza el su profundidad crítica. El el siguiente apartado se indica como se puede introducir la la forma de las fisuras en el modelo.

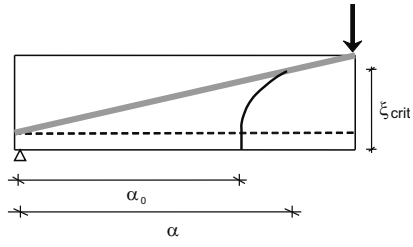


Figura 5: Forma de la fisura

4. FORMA DE LA FISURA

En la realidad las fisuras tienen trayectorias curvas siguiendo aproximadamente las isostáticas de compresión, con lo que la abscisa inicial de la fisura, α_0, no tiene porqué coincidir con la abscisa al alcanzar la profundidad crítica, α. Para introducir este efecto de decalaje se pueden utilizar ecuaciones definiendo familias de trayectorias como la mostrada en la Eq.(15) que fue utilizada en la referencia [5].

$$\alpha(\zeta,\xi) = \begin{cases} \alpha_0 & 0 \le \xi \le \zeta \\ \alpha_0 + \left(\dfrac{\xi-\zeta}{1-\zeta}\right)^{\mu}(1-\alpha_0) & \zeta \le \xi \le 1 \end{cases} \qquad (15)$$

Esta expresión considera un primer tramo recto de la fisura hasta alcanzar el recubrimiento y un segundo tramo parabólico de exponente μ que llega hasta el punto de aplicación de la carga. Dado un punto inicial, α_0 y un

5. CONTRASTACIÓN CON RESULTADOS EXPERIMENTALES Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS

Para contrastar la respuesta del modelo hemos comparado los resultados obtenidos con él con los resultados experimentales obtenidos en una reciente campaña experimental [9]. Se ensayaron 16 vigas de geometría similar y armadas con 4 cuantías de armado diferentes, véase la Fig. 6a. En esta campaña experimental se estudió la posición inicial y forma de la fisura que determina el fallo del elemento.

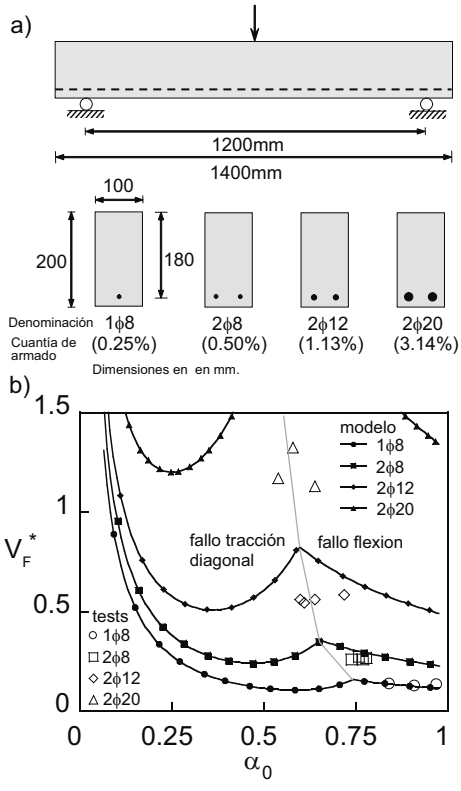


Figura 6: Contrastación experimental: a) geometría de los ensayos; b) comparación de resultados

En la Fig. 6b mostramos la comparación entre los resultados teóricos y los experimentales. En abscisas se representa la posición inicial de la fisuras y en ordenadas el cortante de fallo, V_F^*. Se ha considerado que las fisuras se desarrollan de forma vertical hasta alcanzar la profundidad crítica. La tensión de adherencia, al no ser medida en la campaña experimental, se ha determinado mediante la formulación establecida en el Código Modelo (CEB-FIB), siendo el valor evaluado igual a 3.36 MPa. Las líneas continuas representan la respuesta del modelo mientras que los marcadores representan los resultados experimentales.

Para describir la respuesta del modelo vamos a fijarnos en la curva correspondiente al ensayo $2\phi12$ comenzando desde la sección correspondiente al punto de aplicación de la carga ($\alpha_0 = 1$). Para la fisura que se genera bajo el punto de carga la armadura plastifica antes de alcanzar la profundidad crítica y se produce el fallo por flexión. Al alejarnos del punto de aplicación de la carga observamos cómo el cortante de fallo aumenta debido a que al alcanzar la profundidad crítica la armadura también ha alcanzado el límite elástico. Para una cierta posición α_y llegamos a un máximo valor en la curva. Este máximo indica el punto en el que la armadura plastifica justo al alcanzar la profundidad crítica. Para valores de α_0 menores a α_y la armadura no está plastificada al alcanzar la fisura crítica y el fallo se produce por tracción diagonal. La carga de fallo de la viga comienza a descender hasta llegar a un mínimo, situado en nuestro caso para $\alpha_0 = 0{,}4$. A partir de este punto la carga empieza a aumentar dado que para fisuras que se generan cercanas a los apoyos. Para puntos cercanos al apoyo si bien la *profundidad crítica* es pequeña, la carga necesaria para que alcance esa profundidad es más alta que el centro del vano de cortante. La carga de fallo del elemento será la menor de todas las obtenidas para las posibles localizaciones de origen de fisuras.

Para cuantías bajas ($1\phi8$) observamos que el fallo se produce en secciones cercanas al punto de aplicación de la carga y en la zona en la que la armadura está plastificada. Al aumentar la cuantía la sección crítica se va alejando del punto de aplicación de la carga a posiciones donde la armadura no está plastificada. La tendencia experimental es captada por el modelo y los resultados obtenidos en la evaluación de la carga presentan resultados razonablemente aceptables sobre todo en la carga. En los resultados para los ensayos con la cuantía mayor ($2\phi20$) las diferencias entre el modelo y los resultados están condicionadas por el tipo de fallo ya que en vigas altamente armadas el fallo se produce por compresión y no por tracción diagonal.

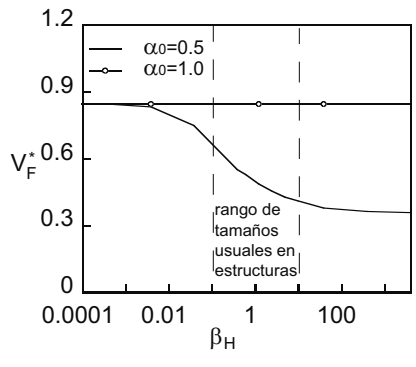


Figura 7: Efecto de escala

En la Fig. 7 mostramos la variación del cortante de fallo al variar la escala de la viga para la fisura que nace en el centro del vano de cortante, $\alpha_0 = 0{,}5$, y para la fisura bajo el punto de carga, $\alpha_0 = 1{,}0$, en el caso de la viga armada con $2\phi12$. En abscisas mostramos el canto del elemento representado por el denominado número de fragilidad de Hillerborg, indicando el rango usual de este parámetro en estructuras, y en ordenadas el cortante adimensional de fallo. La profundidad crítica adimensional

es constante con el tamaño con lo que los patrones de fisuración en el momento de fallo son comparables entre si. Observamos cómo el cortante de fallo para la fisura situada en el centro del vano de cortante, $\alpha_0 = 0{,}5$, existe un efecto de escala. Para los comportamientos asintóticos la curva presenta una pendiente 0 (plasticidad), es decir, el efecto de escala desaparece tanto en tamaños infinitamente pequeños como grandes. Para la fisura que se genera en el centro de vano, $\alpha_0 = 1{,}0$ La carga de fallo no presenta ningún efecto de escala debido a que la tension de la armadura es constante para cualquier tamaño ya que la armadura siempre ha plastificado y la tracción generada por la FPZ no contribuye en la carga última. Este hecho captado con el modelo coincide con las observaciones experimentales en las que en el fallo por flexion por plastificación de las armaduras no se aprecia un efecto de escala mientras que en el fallo por cortante sí que es destacable este efecto de tamaño.

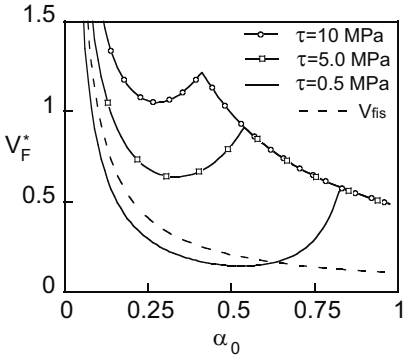


Figura 8: Influencia de la adherencia

Por último, en la Fig. 8 analizamos la influencia de la adherencia en la carga de fallo. Al aumentar la tensión adherente el valor de α_y disminuye, aumentando el valor del cortante de fallo. En el caso límite de que tuviéramos una tension de adherencia infinita observaríamos que se el elemento fallaría siempre por flexion ya que para todas las posibles fisuras la armadura plastificaría antes de alcanzar la profundidad crítica. Si se reduce la adherencia la carga de fallo disminuye, llegando a quedar incluso por debajo de la carga necesaria para que se inicie un fisura en la sección en estudio, V_{fis}. Es decir, en vigas con un armado con adherencia baja el fallo por tracción diagonal sería muy restrictivo. No obstante debemos tener en cuenta que, en general, cuando la adherencia es baja únicamente se forman fisuras bajo el punto de aplicación de la carga y por consiguiente en este tipo de elementos no se producirá el fallo por cortante, ya que no se generarán fisuras en el vano de cortante y, para que se produzca el fallo, es condición indispensable que una fisura progrese.

6. CONCLUSIONES Y TRABAJO FUTURO

En este artículo presentamos una formulación sencilla, basada en conceptos de mecánica de fractura, para estudiar la carga de fallo, tanto por flexion como por tracción diagonal, en vigas de hormigón armado sin cercos sometidas a flexión en tres puntos. El fallo del elemento de hormigón se produce cuando una fisura alcanza ua determinada profundidad, que denominaremos *profundidad crítica*. Esta profundidad crítica es función de la posición de la sección que se estudia, de las cargas aplicadas y de la geometría de la viga.

El modelo propuesto da una explicación racional al comportamiento en rotura de las vigas de hormigón armado sin cercos. Asimismo, el modelo, al basarse en conceptos de mecánica de fractura, capta el efecto de escala observado experimentalmente y la influencia de las variables que rigen el fallo con especial atención a la adherencia entre hormigón y acero. El desarrollo teórico presentado es susceptible de ser utilizado para estudiar la respuesta de los elementos de hormigón frente a otros tipos de carga. La formulación presentada puede ayudar a la propuesta de formulaciones prácticas en normativas con base teórica fundamentada para determinar la carga de fallo por tracción diagonal.

REFERENCIAS

[1] G. N. J. Kani, How safe are our large concrete beams?. *ACI proceedings Journal*, 64(3):128–141, 1967.

[2] M. P. Collins and D. Kuchma, How safe are our large, lightly reinforced concrete beams slabs and footings?. *ACI Structural Journal*, 99(4):482–490, 1999.

[3] Z. P. Bažant and Q. Yu, Designing against size effect on shear strength of reinforced concrete beams without stirrups: I. Formulation. *Journal of Structural Engineering-ASCE*, 131(12):1877–1885, 2005.

[4] J. R. Carmona, G. Ruiz and J. R. del Viso, Mixed-mode crack propagation through reinforced concrete. *Engineering Fracture Mechanics*, 74(17):2788–2809, 2007.

[5] A. Carpinteri, J.R. Carmona and G. Ventura, Propagation of flexural and shear cracks through reinforced concrete beams by the brided crack model. *Magazine of Concrete Research*, 59(10):743–756, 2007.

[6] Z. P. Bažant, Size effect in blunt fracture: Concrete, rock, metal. *Journal of Engineering Mechanics*, 110(4):518–538, 1984.

[7] Z. P. Bažant, and J. Planas, *Fracture Size Effect in Concrete and Other Quasibrittle Materials*. CRC Press, Boca Raton. 1998.

[8] H. Tada, P. Paris and G. Irwin. *The Stress Analysis of Cracks Handbook* . Del Research Corporation, 1973.

[9] A. Carpinteri, J.R. Carmona, and G. Ventura, Failure mode transitions in RC beams. Part 2 experimental tests. *ACI Structural Journal*, Accepted, 2010.

ANALYSIS OF THE FRACTURE OF REINFORCED CONCRETE FLAT ELEMENTS SUBJECTED TO EXPLOSIONS. EXPERIMENTAL PROCEDURE AND NUMERICAL VALIDATION

G. Morales-Alonso, D. A. Cendón, F. Gálvez, B. Erice, V. Sánchez-Gálvez

Departamento de Ciencia de los Materiales, Universidad Politécnica de Madrid.
Centro de Investigación en Seguridad y Durabilidad de Estructuras y Materiales, CISDEM. Universidad Politécnica de Madrid.
E.T.S.I. Caminos, Canales y Puertos
Departamento de Ciencia de los Materiales
c/ Profesor Aranguren s/n, 28040, Madrid
Tel. 91-336-5240. Fax. 91-336-6680

RESUMEN

Muchos de los modelos de comportamiento de material más utilizados en la simulación numérica del hormigón sometido a altas velocidades de deformación han sido desarrollados originalmente para la simulación de impacto balístico. Por lo tanto, éstos son modelos basados en la teoría de la plasticidad en los que el tratamiento del comportamiento a compresión es muy complejo, mientras que el criterio de fallo a tracción se simula de una forma bastante más simple. Dado que los elementos de hormigón armado sometidos al impacto de la onda expansiva de una explosión presentan generalmente un fallo por tracción, cabe la posibilidad de que los modelos de material habituales para el hormigón a altas velocidades de deformación no representen adecuadamente su comportamiento. En este trabajo se presenta un programa experimental en el que se han ensayados elementos planos de hormigón armado ante explosiones. En total se han llevado a cabo cuatro detonaciones, en las que se han ensayado 12 placas de dos hormigones diferentes ante la misma carga explosiva. Los resultados del programa experimental se utilizan para el desarrollo y el ajuste de herramientas numéricas necesarias para la simulación de elementos de hormigón sometidos a explosiones.

ABSTRACT

Many of the material models most frequently used for the numerical simulation of the behavior of concrete when subjected to high strain rates have been originally developed for the simulation of ballistic impact. Therefore, they are plasticity-based models in which the compressive behavior is modeled in a complex way, while their tensile failure criterion is of a rather simpler nature. As concrete elements usually fail in tension when subjected to blast loading, available concrete material models for high strain rates may not represent accurately their real behavior. In this research work an experimental program of reinforced concrete flat elements subjected to blast load is presented. Altogether four detonation tests are conducted, in which 12 slabs of two different concrete types are subjected to the same blast load. The results of the experimental program are then used for the development and adjustment of numerical tools needed in the modeling of concrete elements subjected to blast.

KEYWORDS: Reinforced concrete, blast, numerical simulation.

1. INTRODUCTION

The behavior of reinforced concrete elements when subjected to explosions is a topic of major concern for research in both civil and materials engineering, given the vulnerability to accidental and intentional explosive incidents of civilian buildings with reinforced concrete structures.

Proper simulation of structural elements needs good skills in material modeling under high strain rates. The success in the use of numerical tools for assessment of structural response is highly dependent on the equation of state and constitutive models selected for the simulation of the material behavior [1].

Several material models have been developed for the prediction of concrete behavior when subjected to high strain rates, which implemented on commercial finite element software. The Concrete Damage Model [2], Winfrith Concrete Model [3] - [5] and Johnson-Holmquist Concrete Model [6], among others, are currently implemented on LS-DYNA [7]. On the other hand, Autodyn [8] offers the Gebbeken-Ruppert Model [9], partly based on the above mentioned Johnson-Holmquist Concrete Model.

All these material models are plasticity-based models that uncouple hydrostatic from deviatoric components of the stress tensor. In the development of these models, a matter of major concern has been their capability of predicting the compressive behavior of concrete and,

therefore, equations of state for describing the relation between the hydrostatic pressure and the volumetric strain must be set for all of them. They also present a three invariant dependent failure surface, developed after the fitting of biaxial and triaxial static compressive tests. The definition of these models allow them to represent accurately the complex compressive behavior of concrete, which is usually depicted by an elastic branch limited by a yield or failure criterion followed by plastic flow or post-failure behavior [10]. Such treatment of the compressive behavior, in turn, leads these models to be dependent on multiple parameters, with measurement of some of them not being possible by experimental procedures.

Contrarily, in these models tensile behavior is usually modeled in a simple manner, usually by cut-off or maximum principal stress criteria followed sometimes by a softening behavior.

In all the previously referred models strain rate enhancement factors are mainly based on the CEB report No. 187 [11] and the results obtained by Zielinski and Reinhardt [12], as well as Bischoff and Perry [13], which rely on experimental records of concrete subjected to high strain rates on Split Hopkinson Pressure Bar devices.

To sum up, there exist a wide variety of material models for the simulation of concrete behavior under high strain rates. Most of them present a very detailed and complex treatment of the compressive behavior, while tensile behavior is usually neglected or treated in a very simple manner. One reason for this fact may be that they were originally developed for modeling ballistic impact, where compressive behavior of concrete plays a major role.

Therefore, the applicability of such material models to blast load response of concrete elements is not clear. Besides, these models must be fed with an enormous amount of material parameters which are usually not easy to measure or estimate.

Consequently, a reliable and cost-effective methodology is needed for testing reinforced concrete samples. In this work, a novel experimental set-up was devised. It allows the simultaneous testing of up to four concrete samples. This way the experimental scatter is greatly reduced. In addition, numerical modeling of the detonation tests was carried out. Two different material models were used to simulate the behavior of concrete. The numerical results are in good agreement with the experimental measurements.

2. EXPERIMENTAL PROGRAM

2.1. Experimental set-up

An experimental set-up for testing planar reinforced concrete elements under blast load was designed. Its principal design criterion was that the set-up must be able to test up to four slabs with each detonation, with all of them being loaded identically.

To that end, a steel frame to support the concrete specimens was built for open air detonation tests, consisting of four vertical columns tied horizontally with beams that also withstood the concrete slabs. The slabs were placed on vertical planes equidistant to the explosive. To avoid shock reflections, the device was designed in such a way that the slabs were placed with their height over the ground being greater than their distance to the explosive.

Hanging the explosive in the center of the steel frame assured that all the slabs received the same shock wave pressure history. This set-up allowed testing up to four specimens in each detonation shot, with the following characteristics: (a) all the specimens were loaded identically and (b) a reliable result was provided, given the number of specimens sufficed for a statistic sample. Besides, costs on explosives, explosive handling and time expenses on tests were strongly reduced.

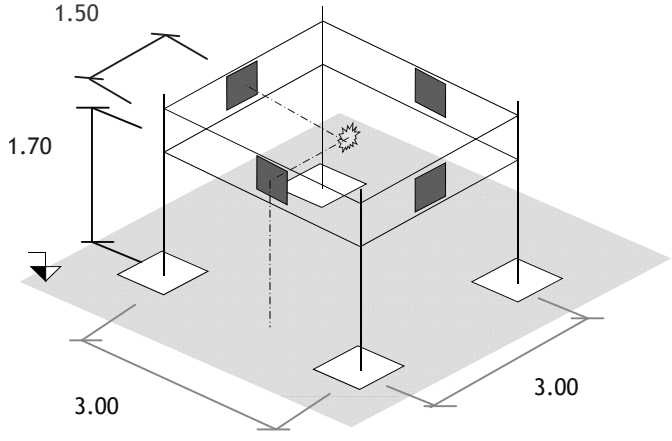


Figure 1. Schematic view of the experimental set-up.

Dimensions of the steel frame were set to 3.00m between columns, stand-off from explosive to the slabs to 1.50m, and height of the center of the slabs to the ground 1.70m (Fig. 1).

2.2. Experimental procedure

Concrete square-shaped slabs of 500 x 500 x 80 mm were cast using two different types of concrete, namely normal strength concrete (NSC) and high strength concrete (HSC). Control samples of a cylindrical shape of diameter 150mm and height 300mm of both concrete types were also cast for compressive strength tests at different concrete ages.

Reinforcement was placed on the back side of the concrete slabs, consisting of a steel mesh of bars of 6mm diameter of steel grade B 500 S, spaced 150mm in both directions. Dimensions of the specimens are shown in Fig. 2.

Altogether four detonation tests were conducted, in which 12 slabs (six of each concrete type) were subjected to a 5.712kg of Gomma 2 EC O explosion, equivalent to a 5kg TNT explosion. As the stand-off distance was 1.50m, the scaled distance was 0.88m·(kg TNT)$^{-1/3}$.

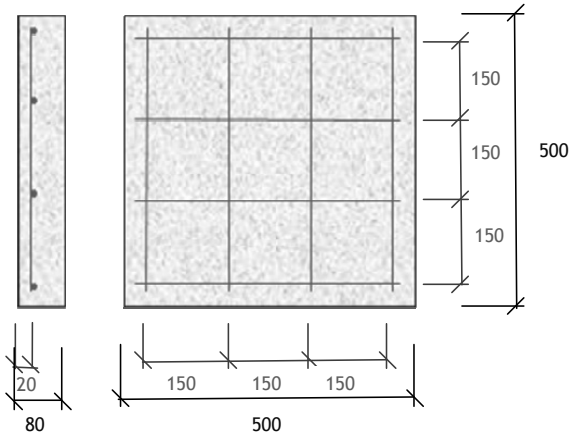


Figure 2. Test specimen geometry and reinforcement details (dimensions in mm).

In each detonation three concrete slabs of the same concrete type, plus an aluminum control plate, were tested. The aim of this control plate was to provide a specimen with the same exposed area to the blast load as the reinforced concrete slabs, though made out of a perfectly homogeneous ductile material with a well-known stress-strain relationship.

2.3. Experimental results

The response of the reinforced concrete slabs under the shock wave was the same for all the slabs, that is to say: (1) slabs bent on their corners under shock wave impact, (2) tensile failure of concrete occurred on the rear slab side, where failure modes of bending, shear and mixed modes were present on the slab sample, (3) slabs bounced on their boundary conditions and fell down from the beams to the center of the steel frame.

The theoretical failure mode after the yield-line method of a square-shaped slab supported on its four corners when subjected to a uniformly distributed static load is of a bending mode, described by a cruciform cracking pattern centered on the back side of the specimen, with lines being parallel to the sides of the slab.

However, from the results obtained in these detonation tests (listed on Table 1, see Fig. 3), it can be inferred that the shear failure with circular-like cracks centered on the boundary steel support plates dominated the response of the tested slabs.

Table 1. Failure modes of concrete slabs

Concrete type	Failure mode (number of specimens)		
	Bending	Shear	Mixed
NSC	1	5 0	
HSC	2	2 2	

It has been stated that concrete elements whose failure mode under static loading is of a bending type may switch to a shear failure when subjected to fast dynamic, impulsive loading [11], [14] - [17]. The reason is that the impact wave moving outward from impacted surface may cause shear failure before any noticeable bending occurs. This behavior may be blamed on crack propagation velocity, as well as on inertia forces effects, and is of great importance given that shear failure mode is a more brittle failure than the bending mode.

3. NUMERICAL SIMULATION

3.1. Description of developed models

One of the aims of this experimental benchmark was to provide experimental data for the development and adjustment of numerical tools for the modeling of concrete elements subjected to blast loading. The numerical analysis of the detonation tests was carried out using LS-DYNA [7], an explicit dynamic finite element software based on the central difference integration rule, suitable for impulsive loads and strong discontinuous responses.

Concrete and support steel plates were meshed with 4x4x4mm one point integration solid (brick) elements, resulting in a total of 546000 elements. Steel rebars were input by 1500 beam (truss) elements of 4mm length, with its bond with concrete being set through common nodes between solid and beam elements.

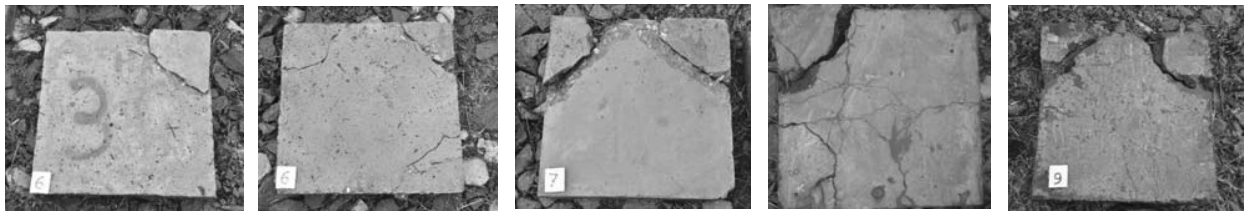


Figure 3. Tested specimens.

Two different material models were used for the simulation of concrete in order to make a comparison between them. The main features of both models are summarized in the next paragraphs, with the most noticeable difference between them being their different level of complexity.

The first material model studied was the Winfrith Concrete model [3] - [5], a smeared crack model specifically developed for modeling concrete behavior, whose main features are:

(1) Hydrostatic stress state determined through a given compaction curve.
(2) After failure of an element in tension, a crack is generated in a plane normal to the largest tensile principal stress. Then a crack decay function derived from [18] is set.
(3) Deviatoric stresses are incremented elastically up to the yield surface defined by Ottosen [19] and given by equation (1).

$$\frac{A \cdot S_2}{\sigma_c^{\,2}} + \frac{\lambda \cdot \sqrt{S_2}}{\sigma_c} + \frac{B \cdot J_1}{\sigma_c} - 1 = 0 \qquad (1)$$

Where S_2 is the second invariant of stress deviator tensor, J_1 is the first invariant of stress tensor and A, B, and λ are functions of the ratio between tensile and compressive strengths. Coefficient λ also accounts for the parameter S_3 which is the third invariant of stress deviator tensor.

The second material model used is the Brittle Damage model, presented in [20], [21], which is of a much more simple nature than the Winfrith Concrete model. It involves an anisotropic brittle damage smeared crack model in which:

(1) Compressive behavior is elastic, and although a Von Mises yield criterion can be set, it is not used in the present simulations.
(2) Tensile behavior is modeled through the formation of smeared cracks on a plane normal to principal tensile stress. A crack stress decay function given by a dissipation law is then used.

Material properties for both models are taken from the compressive strength tests results of 150x300mm cylindrical samples and the predictions given by the Model Code 1990 [22] for such compressive strength (Table 2), except for the fracture energy of concrete, that was estimated as a value of 100 N/m.

Table 2. Mechanical properties for concrete models.

	Density [kg/m^3]	Comp. strength [MPa]	Elast. modulus [MPa]	Tensile strength [MPa]
NSC Winfrith model	2500	49.81	38600	4.10
HSC Winfrith model	2500	91.07	46200	6.10
NSC Brit. Dam. model	2500	-	38600	4.10
HSC Brit. Dam. model	2500	-	46200	6.10

3.2. Results obtained

Global response of the simulated slab fits those experimentally observed, with a spread cracking on its rear face and re-bounce of the slab due to the elasticity of reinforcing bars.

Cracking pattern predicted by Winfrith model on NSC and HSC (Fig. 4) is mainly of a bending type (cracks forming a cross parallel to the slab sides), although traces of a shear failure mode can be observed on the cracks that surround the supports. On the front face of the slabs, plastic compressive strain is present. A row of plastified concrete elements forms a cross on the front face of the slab, fitting the theoretically predicted behavior by the yield-line method of a four-corner supported slab bending symmetrically under uniformly distributed static loading.

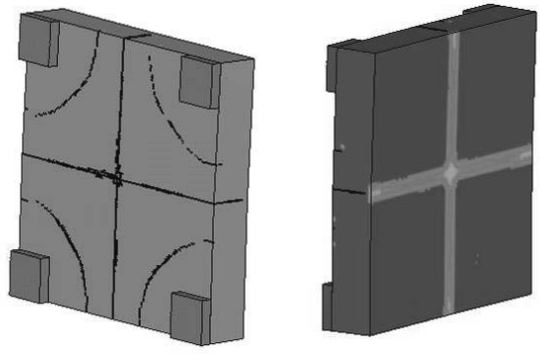


Figure 4. Cracking pattern on slab back side and crushed elements on front face as predicted by Winfrith model.

The existence of a cross formed by crushed elements in the front face simultaneously with a cross formed by cracks on the rear face and beneath the crushed elements, can all be understood as a prediction of a four pieces fracture of the slab, which did not occur in the detonation tests.

In the case of the Brittle Damage model, the failure mode predicted for both concrete types is of a shear kind, more clearly observed in NSC (Fig. 5).

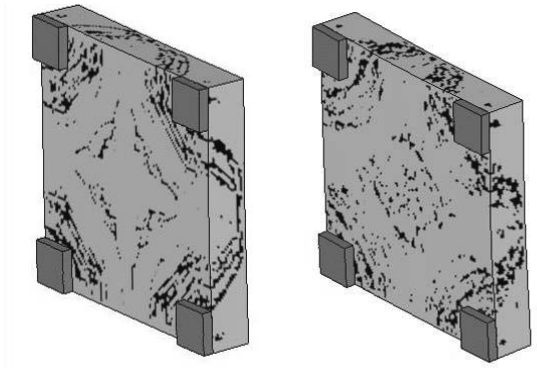


Figure 5. Crack distribution on rear face of NSC (left) and HSC (right) slabs as predicted by the Brittle Damage model.

In contrast with the bending failure predicted by the Winfrith model for NSC, the simpler Brittle Damage model seems to represent in a better way the actual cracking pattern observed in the tests (Fig. 6).

On the simulation of HSC slabs the crack distribution presents a significantly more spread pattern with regard to the modeling of NSC slabs. This response is thought to represent that HSC slabs subjected to the actual blast load present shear failure, though it is not as noticeable as in NSC.

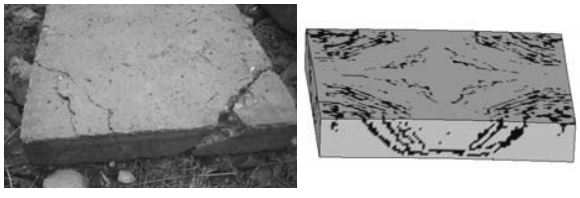


Figure 6. Details of cracking pattern on NSC slabs and prediction of Brittle Damage model.

In order to analyze the structural energy absorption capability of the slabs, the predicted sum of reactions versus central node displacement for both concrete types and both material models are plotted on Fig. 6.

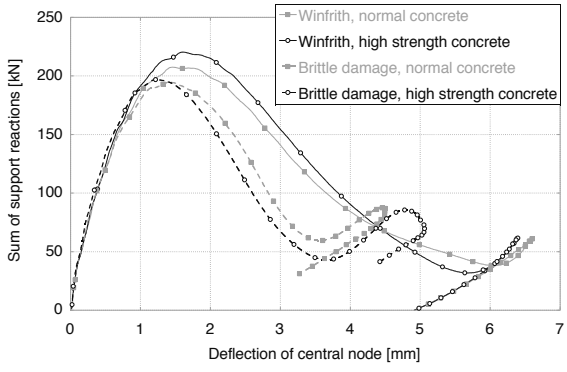


Figure 7. Sum of support reactions versus central node deflection.

With both material models the maximum reaction values are very similar regardless of concrete strength. Such results suggest that for the slab geometry under study, resistance to blast load is governed by tensile strength, which relies on slab reinforcement and is identical for both concrete types. Therefore, compressive strength is thought to play a minor role in the behavior of the slabs presented in this research. These results could also be extended to most structural elements subjected to a blast load, in which the forces acting are primarily tensile.

Moreover, reaction peak values are also similar for both concrete models, despite them being very different models. The reason for this lies in the fact that the main differences between the models is associated with their compressive behavior (much more complex in the Winfrith model), while slab failure is due to tensile stresses.

After the load peak value, the Winfrith model provides a more ductile behavior for both concrete strengths than the Brittle Damage model. As no load-displacement instrumentation was placed in the test, there is no experimental data for checking the predictions from numerical simulations. However, as Brittle Damage gives failure patterns more similar to the experimentally observed, behavior in terms of reactions and displacements should be taken as to be more reliable than that given by the Winfrith model.

4. CONCLUSIONS

In order to provide experimental data for the development and adjustment of numerical tools needed in the modeling of concrete elements subjected to blast, an experimental set-up that allows to test up to four concrete elements simultaneously under the same blast load has been developed.

The results of the experimental program presented suggest that the ability of reinforced concrete structures to withstand blast loads is primarily governed by tensile strength. Therefore, the use of high strength concrete on protective structures may not improve performance remarkably when subjected to a blast load, with a better design procedure being the increase of reinforcement amount.

Numerical simulations were carried out using the LS-DYNA finite element program. For the simulation of concrete behavior, two material models of different complexity were used.

Noteworthy differences between both models lay in their compressive behavior, with them being of a complex nature in one model and very simple in the other. The results obtained with the simpler model seem to be slightly more accurate, supporting the belief that good numerical results can be achieved using simplified material models with suitable cracking and tensile failure criteria.

ACKNOWLEDGEMENTS

The authors would like to acknowledge the Spanish Ministries Ministerio de Fomento and Ministerio de Ciencia e Innovación, by founding this research through programs P16/08 and CONSOLIDER-INGENIO respectively.

REFERENCES

[1] Cullis, I. G., Schofield, J., Whitby, A., "Assessment of blast loading effects - Types of explosion and loading effects," International Journal of Pressure Vessels and Piping (87), pp. 493-503, 2010.

[2] Malvar, L. J., Crawford, J. E., Wesevich, J. W., Simons, D., "A plasticity concrete material model for DYNA3D," International Impact Engineering 19, pp. 847-873, 1997.

[3] Broadhouse, B. J., Attwood, G. J., "Finite element analysis of the impact response of reinforced concrete structures using Dyna3D," *Proc. 12th International Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology (SMiRT-12)*, 1993.

[4] Broadhouse, B. J., Neilson, A. J., "Modelling Reinforced Concrete Structures in DYNA3D," Safety and Engineering Science Division, AEE Winfrith, AEEW-M 2465, 1987.

[5] Broadhouse, B. J., "The Winfrith concrete model in LS-DYNA3D," Report: SPD/D(95)363, Structural Performance Department, AEA Technology, Winfrith Technology Centre, U.K, 1995.

[6] Holmquist, T. J., Johnson, G. R., Cook, W. H., "A computational constitutive model for concrete subjected to large strains, high strain rates and high pressures," *Proc. 14th International Symposium on Ballistics*, 1993.

[7] LSTC, LS-DYNA Keyword User's Manual, Version 971, Livermore Software Technology Corporation, 2007.

[8] AUTODYN, Interactive non-linear dynamic analysis software, version 4.2, user's manual, Century Dynamics Inc, 2001.

[9] Gebbeken, N., Ruppert, M., "A new material model for concrete in high-dynamic hydrocode simulations," Arch Appl Mech (70), pp. 463-478, 2000.

[10] Chen, W. F., *Plasticity in Reinforced Concrete*, McGraw-Hill Book Company, New York, USA, 1982.

[11] Comité Euro-International du Béton, Bulletin d´Information 187. *Concrete structures under impact and impulsive loading*, Dubrovnik, Croatia, 1988.

[12] Zielinski, A. J., Reinhardt, H. W., "Stress–strain behaviour of concrete and mortar at high rates of tensile loading," Cement and Concrete Research 12 (3), pp. 309-319, 1982.

[13] Bischoff, P. H., Perry, S. H., "Compressive behavior of concrete at high strain rates," Materials and Structures 24 (6), 425-450, 1991.

[14] Magnusson, J., Hallgren, M., "High performance concrete beams subjecteded to shock waves from air blast," FOA (Defence Research Establishment) Test Report, Tumba, Sweden, 2000.

[15] Magnusson, J., Hallgren, M., "Reinforced high strength concrete beams subjected to air blast loading," *Structures under shock and impact VIII*, 2004.

[16] Razaqpur, A. G., Tolba, A., Contestabile, E., "Blast loading response of reinforced concrete panels reinforced with externally bonded GFRP laminates," Composites: Part B (38), pp. 535-546, 2007.

[17] Toutlemonde, F., Rossi, P., Boulay, C., Gourraud, C., Guedon, D., "Dynamic behaviour of concrete: tests of slabs with a shock tube," Materials and Structures (28), pp. 293-298, 1995.

[18] Wittmann, F. H., Rokugo, K., Brühwiler, E., Mihashi, H., Simonin, P., "Fracture energy and strain softening of concrete as determined by means of compact tension specimens," Materials and Structures, (21), pp. 21-32, 1988.

[19] Ottosen, N. S., "Nonlinear finite element analysis of concrete structures," Report: Riso-R-411, Riso National Laboratory, Roskilde, Denmark, 1980.

[20] Govindjee, S., Kay, G. J., Simó, J. C., "Anisotropic modelling and numerical simulation of brittle damage in concrete," International Journal of Numerical Methods in Engineering, (38), pp. 3611-3633, 1995.

[21] Govindjee, S., Kay, G. J., Simó, J. C., "Anisotropic modelling and numerical simulation of brittle damage in concrete," Report No. UCB/SEMM-94/18, Department of Civil Engineering, University of California, Berkeley, USA, 1994.

[22] Comité Euro-International du Béton, Model Code 1990, Thomas Telford Services Ltd., London, UK, 1998.

SIMULACION POR ELEMENTOS FINITOS DE LAS LINEAS DE CORRIENTE DEL CORROSIMETRO PARA MEDIDA IN SITU CON ANILLO DE GUARDA MODULADO

C. Andrade[1], J. Sanchez[1], J. Fullea[1], R. Ben-Hamadou[1]

[1] Centro de Seguridad y Durabilidad Estructural y de Materiales. Instituto de Ciencias de la Construcción Eduardo Torroja (CISDEM-IETcc-CSIC-UPM). C/ Serrano Galvache, 4. 28033 Madrid, España.
E-mail: andrade@ietcc.csic.es, javiersm@ietcc.csic.es, fullea@ietcc.csic.es

RESUMEN

La corrosión de las armaduras es la principal causa de deterioro de las estructuras de hormigón armado. La medida de su velocidad de corrosión es un parámetro fundamental para poder abordar el estudio de la seguridad estructural ya que la perdida de de sección del acero repercute directamente sobre la capacidad portante de la estructura. Los métodos que se utilizan para medir la velocidad de corrosión in situ pueden usar o no un anillo de guarda para confinar la corriente en un área concreta de la armadura. Este anillo debe modular la corriente para adaptarse a cada corriente que se inyecta con el contraelectrodo. Este es el principio de funcionamiento del corrosímetro Gecor.

En este trabajo se muestran los resultados de la simulación del funcionamiento del equipo de confinamiento de la corriente o "guard ring". La medida de la velocidad de corrosión se realiza a través del método de la resistencia de polarización. Los resultados indican que las líneas de corriente pueden ser confinadas eficazmente y por tanto que el área a tomar como polarizada es la delimitada por el círculo virtual que pasa por el centro de los dos electrodos de control del campo eléctrico inyectado desde el anillo de guarda.

ABSTRACT

The corrosion of the steel bars is the main reason of deterioration of the reinforce concrete structures. The corrosion rate measurement is a fundamental parameter to be able to address the study of the structural safety since the rebar section loss has an effect on the load bearing capacity of the structure. For a correct determination is necessary to know the size of the polarized area of the bar. The modulated confinement implemented in GECOR in situ corrosimeter is based in measuring the corrosion rate with a guard ring that confines the current to a specific reinforcement area. This guard ring has to be modulated in the current it applies in order to confine that injected by the central counter-electrode to the desired bar surface.

In this work the simulation results of the "guard ring" operation are shown. The corrosion rate measure is carried out by the resistance of polarisation method. The results indicate that the lines of current injected by the central counter are effectively confined and therefore that the area to take as polarised is the delimited by the virtual circle that lies through the centre of the two reference electrodes or "electrical field controllers" placed between the central counter and the guard ring. When these two reference electrodes are not used the electrical current injected by the counter can be not effectively confined.

PALABRAS CLAVE: Hormigón, Corrosión, medida in situ.

1. INTRODUCCIÓN

Las estructuras de hormigón armado tienen en general una buena durabilidad pero hay ambientes muy agresivos, como son los de tipo marino, que provocan la corrosión de las armaduras. En estos casos, el oxido que se forma es de carácter expansivo y fisura el recubrimiento. La corrosión supone una disminución de la sección útil resistente y puede llegar a provocar el colapso de la estructura. Para su cuantificación es necesario conocer la velocidad de corrosión ya que este parámetro es el que permite predecir la evolución del daño en sus diferentes manifestaciones: pérdida de sección, adherencia acero/hormigón y fisuración del recubrimiento [1].

En el laboratorio se puede medir la velocidad de corrosión mediante la técnica de la Resistencia de Polarización, que consiste en la aplicación de un pequeño salto de potencial y el registro de la corriente que pasa. Esta técnica puede ser aplicada con corriente continua o alterna. En estructuras reales su aplicación exige conocer el área de trabajo o "área polarizada" y ello no es posible con los potenciostatos clásicos ya que este área depende del grado de corrosión y humedad del hormigón [2,3]. Para solventar el problema hay dos posibilidades: una medir la distancia que alcanza la corriente o confinarla a un espacio pre-determinado. La primera ha llevado al desarrollo del método de la "atenuación del potencial" [4] y el segundo al uso de un anillo de guarda que se coloca concéntrico con el contra-electrodo para confinar al corriente entre los dos [5,6]. Este método exige el control de la corriente que se aplica desde la guarda para estar seguros que se confina la corriente entre el central y el anillo. Esta necesidad ha dado lugar al método del "confinamiento modulado de la corriente": Ambos métodos están introducidos en el corrosímetro portátil GECOR 08 [7].

En el presente trabajo se modela numéricamente el confinamiento modulado y se compara su funcionamiento con la no modulación, es decir viendo hasta donde se extiende la corriente cuando se aplica la misma corriente por el contra central y por el anillo que es el modo en el que opera el corrosímetro Galvapulse. Otros dos investigadores han modelado este problema si bien con métodos numéricos y objetivos diferentes [8-10].

2. METODOLOGÍA

Los cálculos teóricos se han realizado empleando el software COMSOL Multiphysics de elementos finitos. En este programa se encuentran integrados la creación de geometrías, el solver y el post-procesado. El COMSOL tiene la posibilidad de acoplar diferentes fenómenos o problemas físicos. En este estudio se ha empleado el módulo AC/DC que permite realizar simulaciones eléctricas y electromagnéticas. Dentro de éste se ha realizado un análisis electrostático, ya que para el estudio de la distribución de la corriente no se ha creído necesario en este paso preliminar incorporar la polarización que sufre la barra durante la medida. La modelización de los campos electrostáticos se realiza mediante el potencial eléctrico V a través de la combinación de la definición del potencial con la ley de Gauss y la ecuación de continuidad:

$$E = -\nabla V \tag{1}$$

$$J = \sigma E + J^e \tag{2}$$

donde E es el campo eléctrico, J es la densidad de corriente, σ es la conductividad eléctrica y J^e es la densidad de corriente generada externamente.

La solución en condiciones estáticas de ambas ecuaciones es:

$$-\nabla \cdot (\sigma \nabla V - J^e) = Q_j \tag{3}$$

donde Q_j es la corriente externa.

La geometría empleada es un bloque de hormigón de 1000mm de lado y 500mm de profundidad con una barra de acero de 10 mm de diámetro y 1000mm de longitud situada a 100 mm de la superficie, es decir, para un recubrimiento de 100 mm. En la parte superior se sitúa los electrodos de medida, el contraelectrodo (58 mm de diámetro externo y 12 mm de diámetro interno) y el anillo de guarda (180 mm de diámetro externo y 140 mm de diámetro interno).

Debido a las condiciones de simetría, únicamente es necesario simular ¼ parte de la probeta. Existen dos planos de simetría, uno que corta la barra de forma perpendicular por la parte central de la misma y otro plan perpendicular al anterior y a los electrodos que corta a la barra longitudinalmente.

Por los electrodos se introduce la corriente mientras que la barra de refuerzo se conecta a tierra. Para el control de la corriente que se introduce por el anillo de guarda se dispone de dos electrodos situados entre el contraelectrodo y el anillo de guarda, de tal forma que la diferencia de potencial entre ambos debe de ser cero. En las simulaciones se ha fijado la corriente que se introduce por el contraelectrodo central, y se ha variado la corriente del anillo de guarda hasta alcanzar una diferencia de potencial cercana a cero entre los electrodos de control. La resistividad del hormigón es de 50 Ωm, mientras que la del acero es de 10^{-7} Ωm.

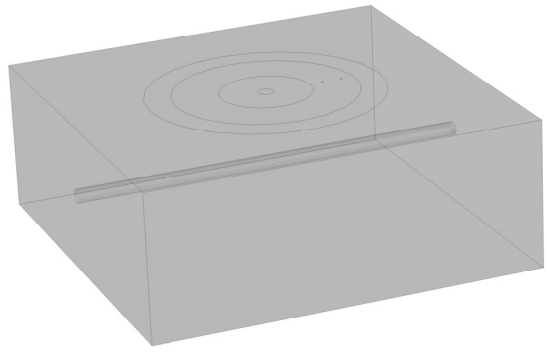


Figura 1. Esquema. Bloque de hormigón con una barra de acero y los electrodos (contraelectrodo y anillo de guarda) en la parte superior.

3. RESULTADOS

De acuerdo a lo mencionado en la metodología, en la siguiente figura se muestra el resultado obtenido cuando la diferencia entre los electrodos de control es cero. En dicha figura se muestran los campos de potencial y las

líneas de corriente, que son perpendiculares a dichos campos de acuerdo a la ley de Gauss. Las líneas de corriente que salen tanto del contraelectrodo como del electrodo de guarda llegan a la barra que se encuentra conectada a tierra en uno de sus extremos. De esta forma, el potencial de la barra siempre va a ser 0 V y la corriente va entrando a lo largo de toda la superficie lateral que se encuentra en contacto con el hormigón. Según las condiciones impuestas de aislamiento en las caras externas, toda la corriente que se introduce en los electrodos sale a través de la barra.

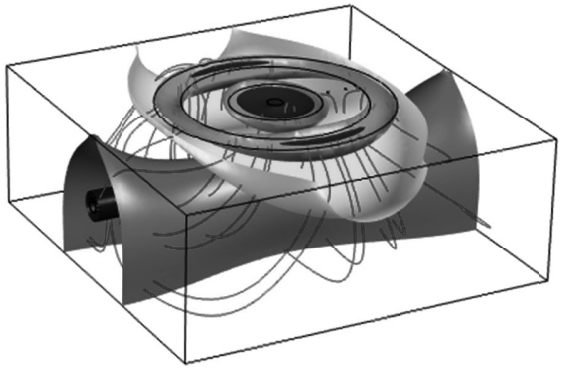


Figura 2. Campos equipotenciales y líneas de corriente.

Para mostrar el efecto del confinamiento, en primer lugar se muestran los resultados para el caso en el que se emplea un anillo de guarda pero sin modular el confinamiento de la corriente (figura 3) que es como opera el corrosímetro Galvapulse si bien este aparato usa otros tamaños de central y anillo. Para ver el comportamiento se ha introducido la misma intensidad por el anillo de guarda que por el contraelectrodo. En la figura 4 se muestra la intensidad acumulada que circula a partir del centro de la barra. Debido a las condiciones de simetría la otra mitad se comporta igual. Se ha leído la intensidad que circula por la barra en secciones a distintas distancias con respecto al centro de la barra.

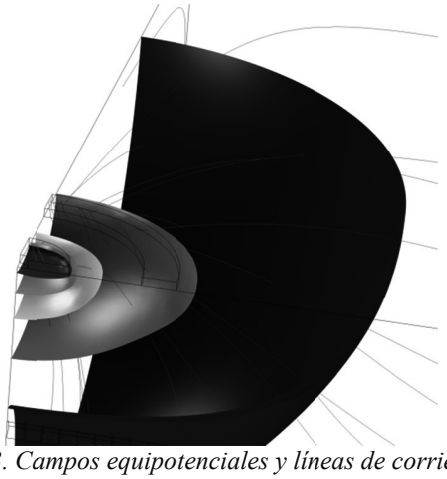


Figura 3. Campos equipotenciales y líneas de corriente para el caso de anillo de guarda sin confinamiento modulado.

La intensidad que circula por una sección es igual a la intensidad que circula por la sección anterior más la intensidad que se ha incorporado por la superficie lateral de la barra.

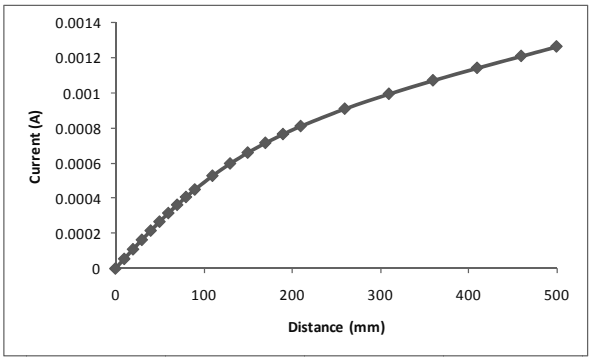


Figura 4. Corriente que circula por la barra sin confinamiento modulado.

En la figura 5 se muestra la polarización de la barra tanto por la parte que se encuentra enfrentada a los electrodos como la parte opuesta (la cara inferior en los esquemas). Como se puede observar en la figura, la polarización varía a lo largo de la barra y es diferente en la parte superior e inferior.

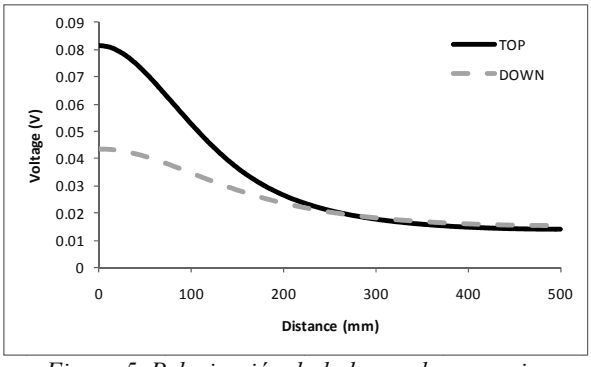


Figura 5. Polarización de la barra de acero sin confinamiento modulado.

En la figura 6 se ha marcado la distancia alcanzada por la corriente del central cuando el anillo inyecta la misma corriente, que en la figura es I_{contra} = 6.14 10^{-4} A, la cual alcanza una longitud de polarización de aproximadamente 135*2 mm (según las condiciones de simetría), según se muestra en la siguiente figura, es decir, se polariza 135 mm a cada lado desde el centro de la barra, mucho mas allá que la distancia delimitada por el anillo de guarda. Además, se puede observar que en el área que está debajo del contraelectrodo central, la polarización varía a largo de la barra, polarizándose más el centro que el exterior. Por tanto el corrosímetro Galvapulse no confina adecuadamente la corriente y al utilizar como superficie para los cálculos, la del contra central, aporta valores de la I_{corr} muy superiores al real ya que utiliza un área mucho más pequeña que la realmente polarizada.

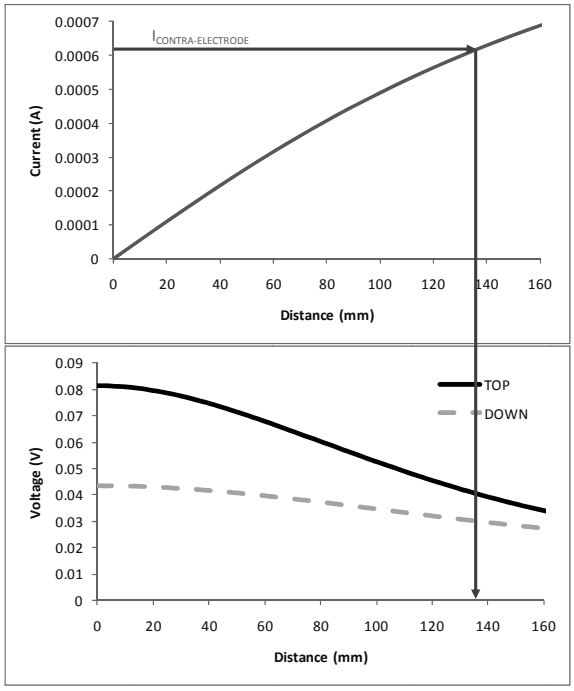


Figura 6. Polarización inducida por el contra electrodo sin confinamiento modulado.

Sin embargo, el corrosímetro Gecor actúa a través de dos electrodos de referencia situados entre el contra electrodo central y el anillo de guarda (figura 7), confinando la corriente debajo del circulo virtual que pasa entre ambos electrodos de referencia, mediante la aplicación desde el anillo de tanta corriente como sea necesario para conseguirlo. Para ello se ajustan las intensidades para que la diferencia de potencial entre estos dos electrodos de referencia sea cero, obteniéndose:

$I_{contra} = 1.64\ 10^{-3}$ A
$I_{guarda} = 3.96\ 10^{-3}$ A

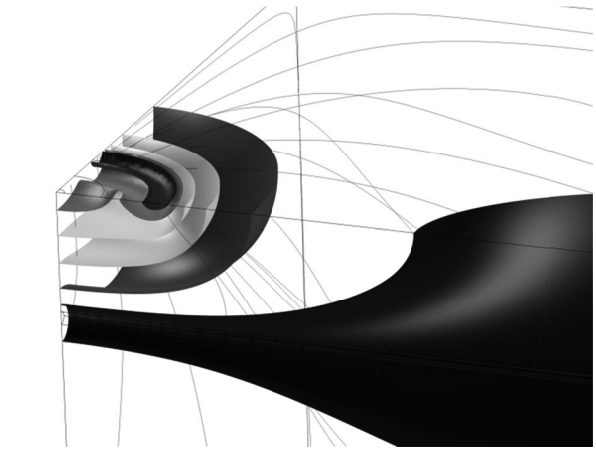


Figura 7. Campos equipotenciales y líneas de corriente para el caso de anillo de guarda sin confinamiento modulado.

Como en el caso anterior, en la figura 8 se muestra la corriente que circula por la barra en diferentes secciones respecto al centro de la misma. Y en la figura 9 se muestra la polarización que se induce en la barra por el lado superior y por el lado opuesto a los electrodos.

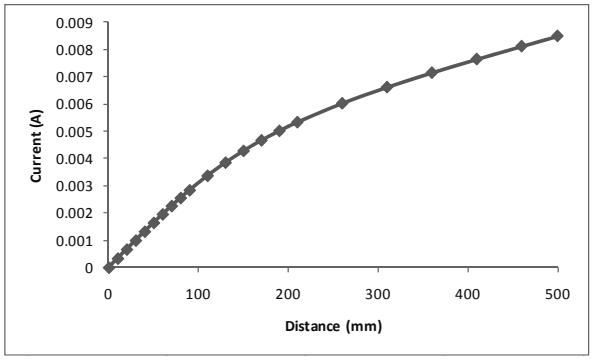


Figura 8. Corriente que circula por la barra con confinamiento modulado.

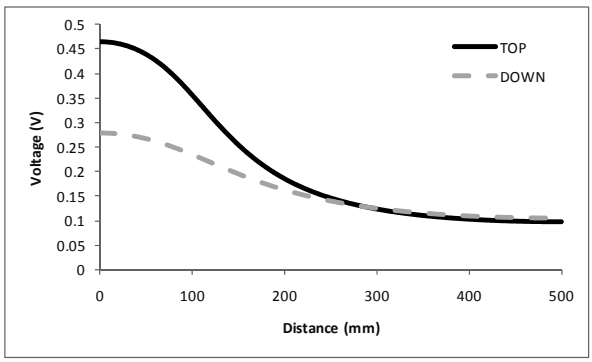


Figura 9. Polarización de la barra de acero con confinamiento modulado.

En la figura 10 se puede observar que cuando se modula la corriente introducida por el contraelectrodo:

i) la distancia de influencia del contraelectrodo es de ~51*2 mm, sensiblemente menor que en los casos anteriores, y coincidente con el radio del circulo virtual, es decir, confinado la corriente hasta debajo de los dos electrodos de referencia,

ii) la polarización de la barra es uniforme en esta área, tanto por la parte superior como por la inferior de la barra.

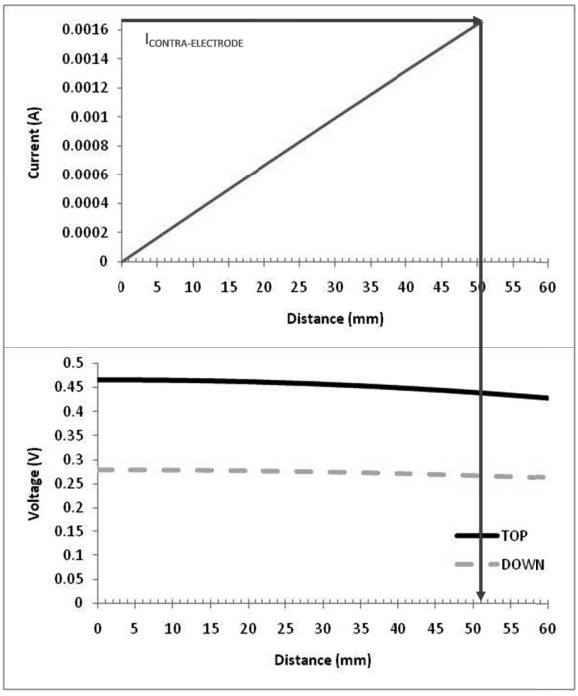


Figura 10. Polarización inducida por el contra electrodo con confinamiento modulado.

4. DISCUSIÓN

Para determinar la velocidad de corrosión en estructuras reales es necesario o calcular el área de armadura que es realmente polarizada o confinar la corriente en una zona predeterminada. Este confinamiento se realiza colocando un anillo de guarda alrededor del contra central. El confinamiento modulado consiste en aplicar una corriente con el anillo de guarda que obligue a la corriente del central a quedar confinada en el círculo virtual que pasa por el centro de la distancia entre los dos electrodos de referencia situados entre el contra y la guarda.

Como puede deducirse de los ejercicios realizados sobre lo que se dispersa la corriente cuando no hay anillo de guarda, la distancia depende de la resistividad del hormigón, es decir, de su contenido en humedad. Por ello no es posible aplicar siempre la misma proporción de corriente "central/anillo" sino que hay que modular el anillo para cada corriente que se aplique desde el central.

El cálculo realizado muestra que este confinamiento modulado es claramente eficaz y la distancia que alcanza la corriente (~51 mm en el ejemplo de la figura 10) es casi igual que la teórica de 52,5 mm. Sin embargo si no existen estos dos electrodos y se aplica la misma corriente por el anillo de guarda que por el central, entonces no hay un buen confinamiento y la corriente llega hasta los 135 mm en la figura 6, lo que significa que se polariza mucha más superficie de barra que la que está debajo del circulo virtual. Al usar un valor del área menor que la polarizada el valor de la R_p saldrá menor y por tanto, la I_{corr} mayor. El error puede ser de uno a dos órdenes de magnitud lo que hace erróneas las medidas sin confinamiento modulado.

Por otra parte, se ha explorado como se distribuye la polarización en la zona polarizada. En este trabajo se muestra que el confinamiento modulado produce una polarización uniforme de la barra, prácticamente constante en toda la longitud de influencia del contraelectrodo (figuras 7 y 10). Sin embargo, si no se modula dicho confinamiento, se produce una diferencia de polarización entre la parte central de la barra y la parte externa que puede llegar al 50% (figuras 3 y 6).

5. CONCLUSIONES

Para medir la velocidad de corrosión en estructuras reales es necesario utilizar el confinamiento modulado de la corriente para ajustar la distancia que alcanza la corriente al área predeterminada. Para ello es necesario usar electrodos de control del campo eléctrico y modular la corriente inyectada por el anillo de guarda. Si no se colocan estos electrodos y no se modula el anillo, la corriente puede llegar a áreas muy superiores, lo que lleva a graves errores en la medida de la velocidad de corrosión que resulta superior a la verdadera.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al Ministerio de Ciencia e Innovación por la financiación concedida en los proyectos BIA2010-18863, y el CONSOLIDER-SEDUREC.

REFERENCIAS

[1] Andrade, C. and I. Martinez, *Use of indices to assess the performance of existing and repaired concrete structures.* Construction and Building Materials, 2009. **23**(9): p. 3012-3019.

[2] Feliu, S., J.A. Gonzalez, and C. Andrade, *Electrochemical methods for on-site determinations of corrosion rates of rebars*, in *Techniques to Assess the Corrosion Activity of Steel Reinforced Concrete Structures*, N.S. Berke, et al., Editors. 1996. p. 107-118.

[3] Andrade, C., et al., *On-site measurement of the corrosion rate*. Recent Advances in Bridge Engineering - Evaluation, Management and Repair, ed. J.R. Casas, F.W. Klaiber, and A.R. Mari. 1996. 352-366.

[4] Feliu, S., J.A. Gonzalez, and C. Andrade, *Multiple-electrode method for estimating the polarization resistance in large structures.* Journal of Applied Electrochemistry, 1996. **26**(3): p. 305-309.

[5] Feliu, S., et al., *possibilities of the guard ring for electrical signal confinement in the polarization measurements of reinforcements.* Corrosion, 1990. **46**(12): p. 1015-1020.
[6] Feliu, S., et al., *errors introduced by the guard ring device in the on-site measurement of rebar corrosion rates*. Corrosion of Reinforcement in Concrete, ed. C.L. Page, K.W.J. Treadaway, and P.B. Bamforth. 1990. 293-302.
[7] http://ndtjames-old.com/catalog/corrosionTesting/gecor8.html
[8] Kranc, S.C. and A.A. Sagues, *Polarization Current Distribution and Electrochemical Impedance Response of Reinforced-Concrete When Using Guard Ring Electrodes.* Electrochimica Acta, 1993. **38**(14): p. 2055-2061.
[9] Wojtas, H., *Determination of corrosion rate of reinforcement with a modulated guard ring electrode; analysis of errors due to lateral current distribution.* Corrosion Science, 2004. **46**(7): p. 1621-1632.
[10] Wojtas, H., *Determination of polarization resistance of reinforcement with a sensorized guard ring: Analysis of errors.* Corrosion, 2004. **60**(4): p. 414-420.

CARACTERIZACIÓN POR MEDIO DE UN MODELO DE ELEMENTOS FINITOS DE LA INFLUENCIA DE LA HUMEDAD EN LAS PROPIEDADES MECÁNICAS Y DE FRACTURA DE LA POLIAMIDA 6 REFORZADA CON FIBRA DE VIDRIO CORTA

D. Ferreño[1], I. Carrascal[1], E. Ruiz[1], J. A. Casado[1]

[1] Departamento de Ciencia e Ingeniería del Terreno y de los Materiales
E.T.S. Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos de la Universidad de Cantabria
Av / Los Castros s/n, 39005, Santander, Spain
E-mail: ferrenod@unican.es

RESUMEN

Este estudio comprende la determinación de las propiedades mecánicas y de fractura de la poliamida 6 reforzada con fibra de vidrio corta (35 wt. %) con diferentes contenidos de humedad (0, 1, 2, 3 y 6 wt. %). La caracterización mecánica se basó en la realización de ensayos de tracción sobre probetas planas para determinar la influencia de la humedad en los parámetros mecánicos del material. El estudio de las propiedades de fractura se llevó a cabo en probetas entalladas con los niveles de humedad antes mencionados, a fin de obtener la tenacidad K_{IC} del material. Los resultados experimentales mostraron que el comportamiento a fractura del material no puede ser descrito adecuadamente siguiendo esta metodología,; por este motivo, se estableció un alcance más ambicioso, consistente en la determinación de la integral J durante la propagación estable mediante la combinación de las curvas experimentales fuerza vs desplazamiento con los resultados de un modelo numérico de elementos finitos. El estudio fractográfico realizado posteriormente a través de microscopía electrónica de barrido permitió determinar la influencia de la humedad sobre los micro-mecanismos desarrollados durante la fractura y la propagación.

ABSTRACT

This study involves the determination of the mechanical and fracture properties of polyamide 6 reinforced with short glass fibres (35 wt. %) at five different moisture contents (0, 1, 2, 3, and 6 wt. %, respectively). The mechanical characterisation consisted in tensile tests on plane specimens to determine the influence of humidity on the material's mechanical parameters. The study of fracture properties was carried out performing single-edge notch bending tests on specimens with the levels of humidity mentioned above in order to obtain the fracture toughness, K_{Ic}. The experimental results showed that the material fracture behaviour cannot be properly described following this methodology; for this reason, a more ambitious scope was established, consisting in determining the J-integral during stable propagation by combining the experimental force vs. displacement curves with the results of a finite element numerical model. The subsequent fractographic study performed through scanning electron microscopy allowed the influence of humidity on the fracture micro-mechanisms developed during fracture and propagation to be determined

PALABRAS CLAVE: poliamida 6 reforzada con fibra de vidrio corta; ensayo de tracción, resistencia a la fractura; método de elementos finitos; curvas iso-a, curvas J-Δa.

1. INTRODUCCIÓN

La absorción de agua en la poliamida 6 (PA 6) depende de las condiciones ambientales, así, cuando la humedad relativa y la temperatura aumentan, el contenido de humedad en PA 6 aumenta también [1]. Este hecho puede ser relevante en aquellos componentes sometidos a condiciones de humedad ambiental alta. Por ejemplo, el sistema de sujeción utilizado actualmente en las líneas de alta velocidad ferroviaria de la Comunidad Europea incorpora piezas fabricadas en PA 6. Según el conocimiento de los autores, la influencia de la humedad en el comportamiento a fractura de la SGFR-PA 6 aún no se ha estudiado en profundidad. Este trabajo incluye la caracterización mecánica y de fractura, para diferentes niveles de contenido de agua (0, 1, 2, 3 y 6 wt. %) de la SGFR-PA 6 utilizada para fabricar las placas de fijación, actualmente en servicio, de las líneas de alta velocidad ferroviaria Europea.

2. MATERIAL

La poliamida (PA) representa un grupo de materiales con una estructura predominantemente lineal, caracterizada por la repetición del grupo amida. La PA se forma a través de la polimerización por crecimiento en etapas de la diamina y aminoácidos, dando lugar a fibras sintéticas, productos moldeados y materiales de extrusión termoplástica [2]. La adición de fibra de vidrio

a la PA conduce a un aumento significativo de la resistencia y la rigidez aunque también pueden inducir anisotropía en el material. En los últimos años, como consecuencia de estas propiedades favorables, la SGFR-PA 6 ha encontrado un número creciente de aplicaciones en la industria del automóvil [3] y en la industria ferroviaria. En general, la PA debería ser utilizada con precaución en aquellas aplicaciones donde se espera la presencia de agua, esto se debe, a que su alta capacidad de absorción [3] puede ser una gran desventaja, el agua dentro del material no sólo cambia sus propiedades mecánicas, sino también sus dimensiones geométricas. Se han llevado a cabo varios estudios para averiguar los efectos de la humedad en las propiedades mecánicas de la SGFR-PA 6 [1, 4-10].

3. OBJETIVOS Y ALCANCE DEL ESTUDIO

En esta investigación se caracterizaron las propiedades mecánicas y de fractura de la SGFR PA-6 (contenido de fibra de vidrio: ~ 35 wt. %) con diferentes niveles de humedad (0, 1, 2, 3 y 6 wt. %). El alcance experimental de este estudio incluyó cinco ensayos de tracción (un ensayo para cada nivel de humedad) realizados en muestras de planas y quince ensayos de resistencia a fractura (tres ensayos para cada nivel de humedad) en probetas de flexión entallada (SENB). Los principales objetivos de este estudio son los siguientes:

- Evaluar la influencia de la humedad en la respuesta mecánica del material.

- Evaluar la influencia de la humedad en la resistencia a fractura del material.

- Como los requisitos para obtener una caracterización válida de las propiedades del material eran demasiado exigentes en condiciones de mecánica de fractura elástico-lineal (LEFM), se estableció un alcance más ambicioso, que consistía en reanalizar los datos experimentales teniendo en cuenta la mecánica de la fractura elastoplástica (EPFM). Para ello, fue desarrollado y validado un modelo de elementos finitos (FE) para ensayos con probetas SENB.

- El último paso de la investigación consistió en analizar, a través de microscopía electrónica de barrido (SEM), las superficies de fractura generadas durante los ensayos de fractura SENB

4. PARTE EXPERIMENTAL

La sección 4.1 incluye una descripción detallada de las condiciones experimentales y analíticas para determinar la respuesta mecánica a los ensayos de tracción, así como las principales conclusiones alcanzadas, mientras que la descripción equivalente para los ensayos de fractura está incluida en la Sección 4.2. En todos los casos, las muestras fueron fabricadas mediante moldeo por inyección en moldes previamente fabricados

4.1. Ensayo de tracción

El alcance experimental del estudio incluye cinco ensayos de tracción que se realizaron en muestras de tracción plana con un espesor de 4 mm y con los niveles de humedad anteriormente mencionados. La sección transversal de las probetas es A_0 = 4 x 10 = 40 mm^2. Todos los ensayos se realizaron a temperatura ambiente (23 ± 1ºC) con una humedad en el rango de 65 ± 2% y bajo condiciones de control de desplazamientos. La Fig. 1 recoge las curvas tensión-deformación (en variables ingenieriles) obtenidas para los diferentes niveles de humedad del material. Como se puede apreciar, el aumento en el contenido de agua corresponde al reblandecimiento del material: el módulo de Young, E (Fig. 2), el límite elástico convencional, $s_{y\ 0,2\%}$ (Fig. 3), y la tensión de rotura, s_u (Fig. 3.) disminuyen mientras que la deformación de rotura, e_u (Fig. 4), experimenta un aumento notable.

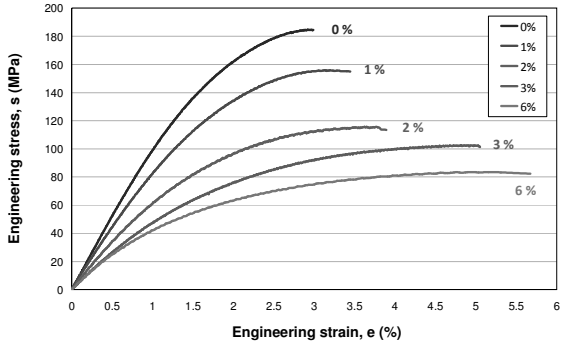


Figura 1. Influencia del contenido de agua en las propiedades mecánicas (ensayo de tracción) de la SGFR-PA 6

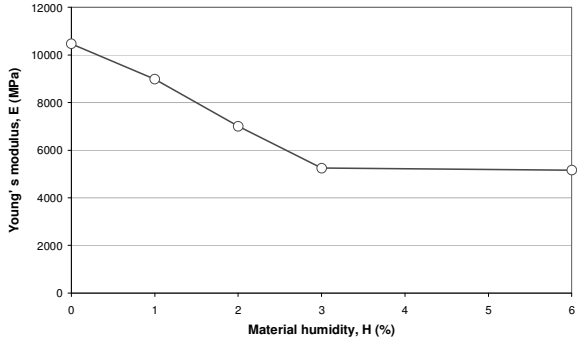


Figura 2. Influencia del contenido de agua en el módulo de Young del material, E.

4.2. Ensayos de tenacidad de fractura

El alcance experimental de este estudio incluye quince ensayos de resistencia a la fractura sobre probetas SENB, tres para cada humedad (0, 1, 2, 3 y 6 wt. %). El tipo de probeta, los datos experimentales y la interpretación de los resultados se establecieron según la norma ASTM D5045-99 (2007) [11].

Las dimensiones de las probetas de flexión estándar son: S = 4W, 0,45 ≤ a/W ≤ 0,55, W = 2B. En esta investigación las muestras fueron fabricados con B = 3,88 mm, W = 9,90 mm, L = 58,8 mm. La distancia entre los apoyos del ensayo es de S = 43.0 mm. Como se puede apreciar, las dimensiones son similares pero no exactamente iguales a las establecidas en la norma. Esto no supone un problema serio ya que ambas normas [11, 12] permiten utilizar probetas alternativas con 1<W/B<4.

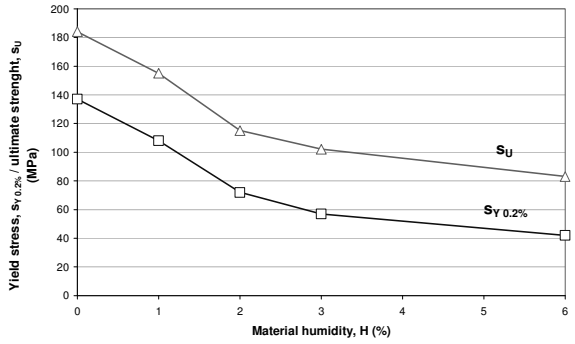


Figura 3. Influencia del contenido de agua en el límite elástico convencional, $s_{y0.2\%}$ y en la tensión de rotura s_u

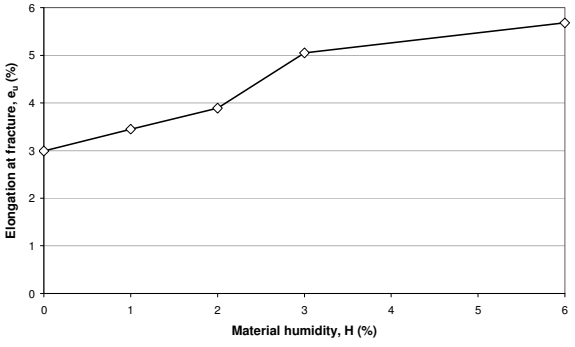


Figura 4. Influencia del contenido de agua en la deformación de rotura, e_u

4.2.1 Definición del factor de intensidad de tensiones y la tasa de liberación de energía

La tenacidad a fractura en deformación plana (K_{IC} o G_{IC}) es el valor crítico del factor de intensidad de tensiones (FIT) o de la tasa de liberación de energía (TLE) cuando las condiciones LEFM son predominantes. El valor de K_{IC} o G_{IC} [11-13] representa el valor límite inferior de la tenacidad a fractura. El procedimiento de análisis conjunto para obtener K_{IC} o G_{IC} en los materiales plásticos se documenta en la norma ASTM D5045-99 (2007) [11]. Se puede demostrar [13] que existe una relación biunívoca entre G_I y K_I (obviamente, la misma relación es válida para K_{IC} y G_{IC}). Como el objeto original de esta investigación es determinar la tenacidad a fractura en deformación plana de la SGFR PA-6, teniendo en cuenta esta equivalencia, los resultados se expresarán en términos de K_{IC} en lugar de G_{IC}.

4.2.2 Discusión de los resultados experimentales relativos a la caracterización de la fractura

A partir de las curvas P-Δ fue posible obtener los valores de $K_{Q,}$ en la Tabla 1 se incluye un resumen de los resultados. A continuación se describen las características más relevantes:

- La condición de espesor mínimo B_{min} no se cumple en ningún caso. A medida que aumenta el contenido de humedad, el espesor mínimo aumenta notablemente. Por lo tanto, las condiciones de deformación plana no estuvieron presentes en la punta de la fisura durante el ensayo.

- La condición P_{max}/P_Q <1.10 no fue satisfecha. Esto implica que el ensayo de tenacidad a fractura muestra una considerable deformación plástica previa al fallo.

- Desde un punto de vista macroscópico, el fallo de todas las probetas de fractura se produjo por el crecimiento estable de grieta. Ninguna de las probetas falló catastróficamente, tras alcanzar el máximo de la curva se produjo la propagación estable de la grieta.

Tabla 1. Resumen de los resultados relevantes de los ensayos de tenacidad a fractura

H (%)	Probeta	a (mm)	P_Q (N)	P_{max} (N)	K_Q (MPa·m$^{1/2}$)	P_{max} / P_Q	B_{lim} (mm)
0	H0-1	4.86	263	329	7.66	1.25	7.81
	H0-2	5.00	257	311	7.82	1.21	8.15
	H0-3	5.00	282	321	8.58	1.14	9.82
1	H1-1	4.48	242	333	6.27	1.38	8.42
	H1-2	5.12	251	300	7.95	1.20	13.53
	H1-3	5.12	250	297	7.91	1.19	13.43
2	H2-1	4.84	216	270	6.25	1.25	18.83
	H2-2	4.84	211	278	6.10	1.32	17.97
	H2-3	4.84	224	260	6.48	1.16	20.25
3	H3-1	4.42	161	232	4.10	1.44	12.92
	H3-2	4.56	164	218	4.35	1.33	14.57
	H3-3	4.47	181	223	4.67	1.23	16.82
6	H6-1	4.76	172	198	4.85	1.15	33.37
	H6-2	4.76	163	194	4.60	1.19	29.97
	H6-3	4.80	161	190	4.60	1.18	29.98

5. ALCANCE EXTENDIDO DE LA INVESTIGACIÓN

5.1. Conceptos de fractura mecánica elastoplástica: integral J

El concepto de integral J, originalmente propuesta por Rice [14], representa el parámetro del material, adecuado para describir la tenacidad a fractura en las condiciones experimentales presentes. Las curvas J-Δa del material fueron obtenidas a partir de curvas experimentales, a tal efecto se utilizó la definición (1) para la integral J como TLE [13].

$$J = -\frac{1}{B}\left(\frac{\delta U}{\delta a}\right)_{\Delta} \qquad (1)$$

En base a la expresión anterior, en [13] se describe un procedimiento propuesto originalmente por Landes y Begley [15, 16] para obtener la curva J-Δa del material. Como se demostró en una contribución anterior [17], a partir de las curvas iso-a es posible obtener la curva J-Δa del material (ver sección 5.3). Las curvas iso-a representan la curva P-Δ que se obtendría si la propagación de la grieta no se hubiera producido durante el ensayo y por lo tanto, la longitud de la fisura se mantuviese constante; las curvas iso-a pueden obtenerse por medio de un modelo de elementos finitos, como se explica en la sección 5.2.

5.2. Modelo de elementos finitos

Para obtener las curvas ISO-a, se preparó un modelo 2D de elementos finitos, reproduciendo las condiciones de ensayo, es decir, un proceso de flexión en 3 ptos sobre probetas prefisuradas. Las simulaciones se realizaron con el software ANSYS FE [18]. En aras de la simplicidad, se tuvo en cuenta la simetría del problema y sólo la mitad de la probeta fue modelada, en la simulación, se impusieron condiciones de simetría en el ligamento de la probeta. Como condiciones de contorno se tomaron los soportes y el aplicador de la carga como elementos rígidos con sus contactos correspondientes. Los elementos PLANE182 fueron utilizados para modelar el comportamiento mecánico del material. Debido al reducido espesor de las probetas SENB se impusieron condiciones de tensión plana. Se utilizaron los elementos TARGE169 y CONTA172 para definir los contactos entre los soportes, la muestra y el indentador. En todos los casos se eligió el método de integración global. Las curvas J-Δa del material analizado se pueden obtener de los resultados experimentales y el análisis numérico, utilizando el procedimiento propuesto en [17]:

5.3. Análisis de los resultados

De la Fig.5, se pueden destacar las siguientes características:

- A medida que aumenta la humedad, la tenacidad a fractura (J-integral) mejora. Esta mejoría es leve para niveles bajos de humedad, mientras que para niveles más altos, H = 3% y, en particular, H = 6%, el aumento de la tenacidad a fractura es significativo.

- El material tiene una tenacidad notable para cualquier contenido de agua. Un valor típico de iniciación de la TLE para PA es de alrededor de 2-4 kPa·m [19]. Como se muestra en la figura. 5, en todos los casos J es mayor de 10 kPa·m, alcanzando valores del orden de 25 kPa·m cuando el contenido de agua presente en el material es del 6%.

- La condición material correspondiente a H ≤ 2% muestra una R casi plana de la curva (es decir, la resistencia del material es casi constante con el crecimiento de la grieta). Esta característica desaparece para H = 3 o 6%: en estos casos, se obtiene un aumento de R. Este comportamiento es de gran importancia desde el punto de vista estructural, ya que, si una pequeña grieta crece cuando se aplica un esfuerzo en este estado del material, no puede seguir creciendo a menos que la tensión aumente.

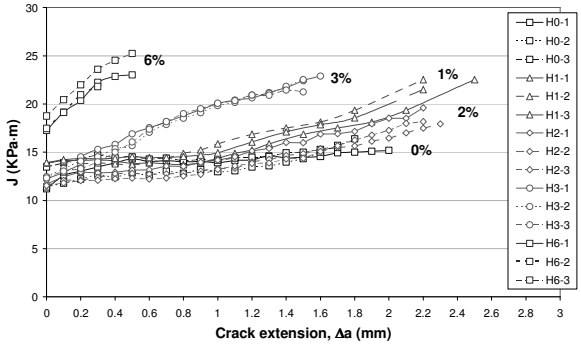


Figura 5. Curvas J–Δa obtenidas en cada ensayo de fractura

5.4. Estudio fractográfico

Las superficies de fractura fueron examinadas con el SEM tras realizar los ensayos de tenacidad a fractura para investigar los mecanismos de fractura desarrollados durante la propagación estable de la fisura. La Fig. 6 muestra las superficies de fractura obtenidas con los diferentes contenidos de agua. Se pueden destacar dos aspectos relevantes:

- Cuando aumenta el nivel de humedad, la deformación de la matriz decrece. En H = 0% (izquierda), se pueden ver pocas áreas con una deformación importante de la matriz, mientras que esta característica se hace evidente para H = 3 o 6% (izquierda). Como la deformación plástica se asocia con una gran resistencia a la fractura, esta característica es coherente con los resultados descritos en la sección 5.3.

- La columna de fractografías del SEM de la derecha permite observar la longitud de las fibras de refuerzo en función de la humedad. Es obvio que, a medida que aumenta el contenido de agua, la longitud de las fibras aumenta también. Esto implica un cambio en los mecanismos físicos que tuvieron lugar durante la fractura. Para H ≤ 1% la fractura se acompaña de rotura

frágil de las fibras, por otro lado, con H ≥ 3%, se produce una pérdida de adherencia de la fibra-matriz. En este sentido, la fractografía correspondiente a la probeta del 1% muestra un pequeño deslizamiento de la fibra en la matriz, mientras que la fractografía de la probeta con humedad del 6% la pérdida de adherencia se muestra a gran escala.

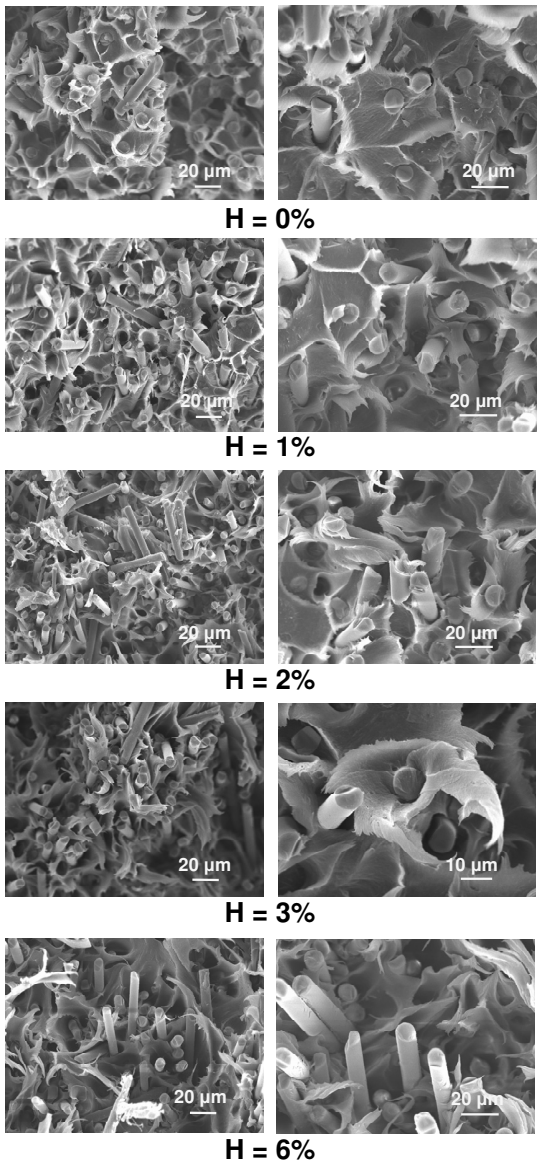


Figura 6. Comparación entre los micromecanismos desarrollados durante la propagación estable de la fisura en función del contenido de humedad del material.

6. RESUMEN Y CONCLUSIONES

Este artículo presenta una amplia investigación sobre las propiedades mecánicas y de fractura de la poliamida 6 reforzada con fibra de vidrio corta (35 wt. %). La caracterización mecánica y la fractura se realizaron en muestras con diferentes niveles de humedad: 0, 1, 2, 3 y 6 wt. %. Los resultados experimentales y el estudio fractográfico posterior, permiten establecer las siguientes conclusiones:

- En cuanto a la caracterización mecánica, se detecta un debilitamiento significativo del material cuanto mayor es la humedad.

- Las curvas J-Δa muestran como la resistencia a fractura del material aumenta con el contenido de agua. Esta conclusión es consistente con el ablandamiento del material detectado en la caracterización mecánica.

- Se han identificado las fracturas de los micromecanismos que se desarrollaron durante el crecimiento estable de la fisura y se ha detectado que a medida que aumenta el contenido de agua, la matriz es capaz de resistir una gran deformación plástica previa a la fractura que va acompañada de una pérdida notable de adherencia entre la matriz y las fibras de refuerzo. Estos mecanismos están completamente ausentes para cantidades reducidas de agua donde la matriz y las fibras muestran un comportamiento frágil y la plasticidad y la pérdida de adherencia son insignificantes.

REFERENCIAS

[1] R. Charles, R. Bauer. Moisture-related failure. Engineering Plastics. Vol 2. Engineered Materials Handbook. ASM International Ohio. 1988.

[2] A. B Strong. Plastics: Materials and Processing. Prentice Hall 2nd ed. 1999.

[3] J.A Brydson. Plastics Materials 5th ed. Butterworth Heinemann, Guildford. 1989.

[4] I. Carrascal, J.A Casado, J.A Polanco, F. Gutiérrez-Solana, L. Sánchez In: Anales de Mecánica de la Fractura, Zamora, 1998. p. 319-324.

[5] M. Akay. Moisture absorption and its influence on the tensile properties of glass fibre reinforced PA 6,6. Polym. Polym. Compos 1994; 2(6): 349.

[6] D. Valentin, F. Paray, B. Guetta. The hygrothermal behaviour of glass fibre reinforced PA66 composites: a study of the effect of water absorption on their mechanical properties. J. Mater. Sci. 1987; 22: 46.

[7] P.E Bretz, R.W Hertzberg, J.A Manson. Influence of absorbed moisture on fatigue crack propagation behaviour in polyamides. J. Mater. Sci. 1981; 16(8); 2070.

[8] T.A Osswald. International Plastics Handbook: The Resource for Plastics Engineers. Hanser Gardner Pubns; 4 ed. 2006.

[9] I. Carrascal, J.A Casado, J.A Polanco, F. Gutiérrez-Solana, L. Sánchez In: Anales de Mecánica de la Fractura, Torremolinos, 1999. p. 221-227.

[10] M. Fukuda, H. Kawai. Moisture Sorption mechanism of aromatic Polyamide fibers: diffusion of moisture in Poly (p-phenylene terephthalamide) fibers. Textile Res. J. 1993. 63(4): 185.

[11] ASTM D5045-99 (2007) e1. Standard Test Methods for Plane-Strain Fracture Toughness and Strain Energy Release Rate of Plastic Materials. Annual Book of ASTM Standards, Vol 08.03. American Society for Testing and Materials. Philadelphia. 2004.

[12] ASTM E 399-90 (Reapproved 1997). Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness Testing of Metallic Materials, Annual Book of ASTM Standards, Vol 03.01, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 2005.

[13] T.L Anderson. Fracture Mechanics. Fundamentals and Applications. 2nd Ed. CRC Press. 1995.

[14] J.R Rice. A Path Independent Integral and the Approximate Analysis of Strain Concentration by Notches and Cracks. J. Appl. Mec 1968; 35:379.

[15] J.A Begley, J.D Landes. The J-integral as fracture criterion. ASTM STP 514. Philadelphia: American Society for Testing and Materials; 1972. p. 1–20.

[16] J.D Landes, J.A Begley. The effect of specimen geometry on JIc. ASTM STP 514. Philadelphia: American Society for Testing and Materials; 1972. p. 24–9.

[17] D. Ferreño, S. Cicero, R. Lacalle, I. Gorrochategui, F. Gutiérrez-Solana. Obtaining the J-Δa Curves of an X-750 Alloy from Rising Load Test Results and Iso-a Curves Obtained by Means of Finite Elements Model. Eng. Fail. Anal. 2009. 16(1): 409.

[18] ANSYS User's Manual, Release 11, 2008.

[19] M.F Ashby, D. R. H Jones. Engineering Materials 1: An Introduction to Properties, Applications and Design: vol. 1. Butterworth-Heinemann; 3 ed. 2005.

EL MÉTODO DE LOS ELEMENTOS FINITOS EXTENDIDOS (X-FEM) PARA MEDIOS BIDIMENSIONALES FISURADOS TOTALMENTE ANISÓTROPOS

Gabriel Hattori[1a], Ramón Rojas-Díaz[1b], Andrés Sáez[1c], Felipe García-Sanchez[2], Natarajan Sukumar[3]

[1]Departamento de Mecánica de los Medios Continuos. Escuela Superior de Ingenieros. Universidad de Sevilla. Camino de los descubrimientos S/N, 41092-Sevilla
[a]E-mail: hattori@us.es ; [b]E-mail: rrojasdiaz@us.es ; [c]E-mail: andres@us.es

[2]Departamento de Ingeniería Civil, de Materiales y Fabricación, E.T.S. de Ingenieros Industriales, Universidad de Málaga. Doctor Ortiz Ramos, 29071-Málaga
E-mail: fgsanchez@uma.es

[3]Departament of Civil and Environmental Department, One Shields Avenue, Davis, CA 95616. U.S.A.
E-mail: nsukumar@ucdavis.edu

RESUMEN

El Método de los Elementos Finitos Extendido (X-FEM) ha sido empleado para resolver problemas de Mecánica de la Fractura en materiales con diversas leyes de comportamiento (por ejemplo, materiales isótropos, ortótropos, piezoeléctricos o magnetoelectroelásticos). Para cada tipo de material, es necesario obtener las llamadas "funciones de enriquecimiento" que modelan el comportamiento de los campos de desplazamientos y tensiones en el entorno del vértice de la grieta. En este trabajo, dichas funciones han sido obtenidas para el caso de materiales totalmente anisótropos en forma matricial en función del formalismo de Stroh. La formulación propuesta es validada comparando los resultados obtenidos con algunos disponibles en la literatura.

ABSTRACT

The Extended Finite Element Method (X-FEM) has been used to solve fracture mechanics problems in materials with different behavior laws, (e.g. isotropic, ortotropic, piezoelectric or magnetoelectroelastic materials). For each kind of material, is necessary to obtain the so called "enrichment functions" which model the behavior of the displacements and stress fields near the crack tip. In this work, these functions have been obtained for the case of totally anisotropic materials in matricial form in function of Stroh's formalism. The proposed formulation is validated comparing the computed results with ones available in literature.

PALABRAS-CLAVES: X-FEM, Materiales Anisótropos, Funciones de enriquecimiento.

1. INTRODUCCIÓN

El uso extensivo de materiales compuestos, y la consiguiente necesidad del análisis de la integridad estructural de los mismos, ha provocado el desarrollo de diversas herramientas numéricas para el análisis de problemas de fractura en medios anisótropos, tales como el Método de los Elementos de Contorno (MEC) [1, 2] o el Método de los Elementos Finitos (MEF) [3].

Como es sabido, para el estudio de problemas de mecánica de la fractura, el MEF presenta como gran inconveniente la necesidad de que la grieta coincida con la superficie de separación entre elementos, con el consiguiente remallado cuando se quieren simular problemas de crecimiento de grietas. Asimismo, se hace necesario el empleo de elementos singulares alrededor del vértice de grieta. El Método de los Elementos Finitos Extendidos (X-FEM) solventa esas dificultades, incorporando ciertos grados de libertad (en el marco de la Partición de la Unidad [4]) de los nodos pertenecientes a los elementos que contienen a la grieta. Este tipo de abordaje permite que la grieta no dependa de la malla, facilitando simulaciones de crecimiento de grieta.

Esta técnica se ha empleado con éxito para el análisis de materiales isótropos [5], bimateriales [6], ortótropos [7], piezoeléctricos [8] y magnetoelectroelásticos [9]. En este trabajo se presenta una nueva formulación que permitirá el análisis de mecánica de la fractura en medios bidimensionales totalmente anisótropos. Para ello, se obtendrán nuevas funciones de enriquecimiento en función de las matrices definidas en el formalismo de Stroh. La gran exactitud de la formulación presentada se demostrará mediante la comparación con resultados disponibles en la literatura.

2. ECUACIONES BÁSICAS

La relación lineal elástica más general entre tensiones σ_{ij} y deformaciones ε_{kl} en un dominio elástico viene dada por:

$$\sigma_{ij} = C_{ijkl}\varepsilon_{kl} \tag{1}$$

donde C_{ijkl} es la matriz constitutiva del material, o ley de comportamiento, que presenta las siguientes relaciones de simetría:

$$C_{ijkl} = C_{jikl} = C_{ijlk} = C_{klij} \tag{2}$$

El tensor de deformaciones ε_{ij} y el vector de desplazamientos u_i están relacionados mediante la expresión (3):

$$\varepsilon_{ij} = \frac{1}{2}(u_{i,j} + u_{j,i}) \tag{3}$$

donde se sabe que el tensor de deformaciones es simétrico debido a la igualdad en las derivadas cruzadas.

Por otra parte, la relación de equilibrio es:

$$\sigma_{ij,j} + b_i = 0 \tag{4}$$

donde b_i es el vector de fuerzas por unidad de volumen y el tensor de tensiones es simétrico: $\sigma_{ij} = \sigma_{ji}$.

En medios anisótropos, se pueden obtener las soluciones en el alrededor del vértice de grieta de acuerdo con el formalismo de Stroh [10]. Si se utiliza un sistema de coordinadas polares (r, θ) con origen en el vértice de grieta, los campos de tensiones vienen dados por:

$$\sigma_{ij}(r,\theta) = (-1)^j \sqrt{\frac{1}{2\pi}} \times \Re\left(\sum_{n=1}^{2} K_n \sum_{m=1}^{2} B_{im} B_{mn}^{-1} \frac{\delta_{j1}\mu_m + \delta_{j2}}{\sqrt{r\left(\cos\theta + \mu_m \sin\theta\right)}} \right) \tag{5}$$

mientras los desplazamientos pueden expresarse como:

$$u_i(r,\theta) = \sqrt{\frac{2}{\pi}} \times \Re\left(\sum_{n=1}^{2} K_n \sum_{m=1}^{2} A_{im} B_{mn}^{-1} \sqrt{r\left(\cos\theta + \mu_m \sin\theta\right)} \right) \tag{6}$$

donde K_n comprende los modos de fractura K_I y K_{II}, y $\Re(x)$ representa la parte real de x.

En (5) y (6), los tensores **A** y **B** y μ_m dependen solamente de las propiedades del material, y pueden ser obtenidos resolviendo el siguiente problema de autovalores:

$$\left(\begin{array}{c|c} -\mathbf{L}^{-1}\mathbf{M} & -\mathbf{L}^{-1} \\ \hline \mathbf{Z} - \mathbf{M}^T\mathbf{L}^{-1}\mathbf{M} & -\mathbf{M}^T\mathbf{L}^{-1} \end{array} \right) \left(\begin{array}{c} \mathbf{A}_m \\ \hline \mathbf{B}_m \end{array} \right) = \mu_m \left(\begin{array}{c} \mathbf{A}_m \\ \hline \mathbf{B}_m \end{array} \right) \quad \text{(sin sumas en m)} \tag{7}$$

siendo **L**, **M** y **Z** los tensores definidos en el formalismo de Stroh, a partir de las propiedades del material, como:

$$\mathbf{Z} := \mathbf{C}_{1ij1}; \mathbf{M} := \mathbf{C}_{2ij1}; \mathbf{L} := \mathbf{C}_{2ij2} \tag{8}$$

3. FORMULACIÓN DE X-FEM Y FUNCIONES DE ENRIQUECIMIENTO

El método fue originalmente propuesto en [11–13], siendo utilizando principalmente para simular discontinuidades a través de un enriquecimiento de los elementos finitos usuales. Para ello, en una malla de elementos finitos, se añaden ciertos grados de libertad en un conjunto de nodos apropiados con el fin de modelar de manera precisa la discontinuidad introducida en el medio por la presencia de la grieta.

3.1. Formulación de X-FEM

Sea un dominio arbitrario discretizado en un número tal de elementos, que el número de nodos es ***N***. Si dicho dominio contiene una grieta, el desplazamiento de un punto cualquiera **x** que pertenezca al dominio considerado puede determinarse como [13]:

$$\mathbf{u}^h(\mathbf{x}) = \sum_{i\in\mathcal{N}} N_i(\mathbf{x})\mathbf{u}_i + \sum_{j\in\mathcal{N}^{\mathcal{H}}} N_j(\mathbf{x})H(\mathbf{x})\boldsymbol{a}_j + \sum_{k\in\mathcal{N}^{\mathcal{CT}}} N_k(\mathbf{x}) \sum_{\alpha} F_\alpha(\mathbf{x})\boldsymbol{b}_k^\alpha, \tag{9}$$

donde $N_i(\mathbf{x})$ es la función de forma de los elementos finitos, asociada al nodo i, $\mathbf{u}_i$ es el vector de los grados de libertad nodales en los elementos finitos clásicos, y $\mathbf{a}_j$ y $\mathbf{b}_k^\alpha$ son los grados de libertad adicionados que contienen la grieta. $H(\mathbf{x})$ es la función Heaviside, que simula la discontinuidad en el campo de desplazamientos en ambas superficies de la grieta, mientras que $F_\alpha(\mathbf{x})$ son las funciones de enriquecimiento en el vértice de grieta. El índice α varia desde 1 hasta el número total de funciones de enriquecimiento en el vértice de grieta necesarias, que depende de la ley de comportamiento del material analizado.

La figura 1 ilustra los elementos enriquecidos entorno de la discontinuidad. Los elementos marcados con un círculo son enriquecidos con la función de Heaviside, mientras los elementos marcados con un cuadrado presentan funciones de enriquecimiento de vértice de grieta, con el fin de modelar el comportamiento asintótico en el entorno del vértice de grieta.

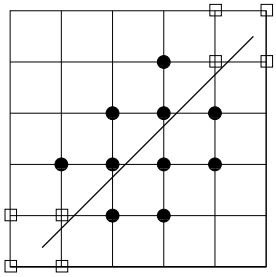


Figura 1: Nodos enriquecidos.

3.2. Funciones de enriquecimiento

Las funciones de enriquecimiento en el vértice de grieta se definen como el conjunto de funciones que permiten definir cualquier desplazamiento en el entorno de la grieta como combinación de las mismas. El campo de desplazamientos en el entorno del vértice de grieta para materiales anisótropos, fue definido en la ecuación (6).

Si se expande esta suma, el campo de desplazamiento puede ser escrito para un sólido bidimensional como:

$$u_1(r,\theta) = \sqrt{\tfrac{2r}{\pi}}[K_I(\Re\{A_{11}B_{11}^{-1}\beta_1 + A_{12}B_{21}^{-1}\beta_2\}) + K_{II}(\Re\{A_{11}B_{12}^{-1}\beta_1 + A_{22}B_{22}^{-1}\beta_2\})] \tag{10}$$

$$u_2(r,\theta) = \sqrt{\tfrac{2r}{\pi}}[K_I(\Re\{A_{21}B_{11}^{-1}\beta_1 + A_{22}B_{21}^{-1}\beta_2\}) + K_{II}(\Re\{A_{21}B_{12}^{-1}\beta_1 + A_{22}B_{22}^{-1}\beta_2\})] \tag{11}$$

donde:

$$\beta_i = \sqrt{\cos\theta + \mu_i \sin\theta} \tag{12}$$

y μ_i son los autovalores con parte imaginaria positiva.

A partir de las ecuaciones (10) y (11), pueden definirse las siguientes funciones de enriquecimiento de vértice de grieta:

$$F_l(r,\theta) = \sqrt{r}\begin{pmatrix} \Re\{A_{11}B_{11}^{-1}\beta_1 + A_{12}B_{21}^{-1}\beta_2\} \\ \Re\{A_{11}B_{12}^{-1}\beta_1 + A_{12}B_{22}^{-1}\beta_2\} \\ \Re\{A_{21}B_{11}^{-1}\beta_1 + A_{22}B_{21}^{-1}\beta_2\} \\ \Re\{A_{21}B_{12}^{-1}\beta_1 + A_{22}B_{22}^{-1}\beta_2\} \end{pmatrix} \tag{13}$$

Estas funciones de enriquecimiento obtenidas basadas en formalismo de Stroh son sencillas y pueden ser utilizadas de forma general para materiales anisótropos, como se verá en la próxima sección.

4. RESULTADOS

Para validar la formulación propuesta, se han resuelto varios problemas y los resultados obtenidos se han comparado con los obtenidos por [1, 2] mediante el empleo del Método de los Elementos de Contorno. En este trabajo, la computación de los Factores de Intensidad de Tensiones (FIT) se ha realizado mediante la Integral de Interacción [14].

En todas las simulaciones se emplearon elementos cuadriláteros lineales. Se consideraron 2 x 2 puntos de Gauss en los elementos no enriquecidos, mientras que para los elementos enriquecidos no particionados se usaron 5 x 5 puntos de Gauss. Los elementos particionados, se subdividieron en triángulos, y se emplearon 3 puntos de Gauss en cada uno de ellos.

4.1. Grieta centrada en una placa ortótropa

El primer problema analizado es el de una placa cuadrada ($h/w = 1$) con una grieta centrada de longitud $2a$, sometida a una tracción uniforme en dos lados opuestos, tal y como ilustra la figura 2.

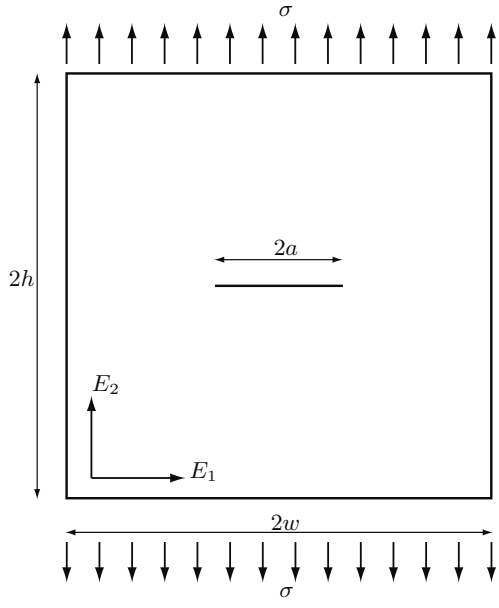


Figura 2: Placa cuadrada con grieta centrada bajo una tracción uniforme.

El problema se ha resuelto para distintas propiedades del material. Habiéndose fijado los valores del módulo de elasticidad transversal $G_{12} = 6\ GPa$ y el coeficiente de Poisson $\nu_{12} = 0{,}03$, los módulos de Young E_1 y E_2 se calculan con las expresiones $E_1 = G_{12}(\varphi + 2\nu_{12} + 1)$ y $E_2 = E_1/\varphi$, siendo φ una variable que determina la relación entre los módulos de elasticidad. Se han comparado los resultados obtenidos con los presentados en [1,2] mediante el uso del Método de los Elementos de Contorno.

El FIT en modo I normalizado ($K_I/(\sigma\sqrt{\pi a})$), para diversos valores de φ se muestran en la figura 3 para dos mallas distintas. La relación entre la longitud de grieta y el lado de la placa es $a = 0{,}2w$.

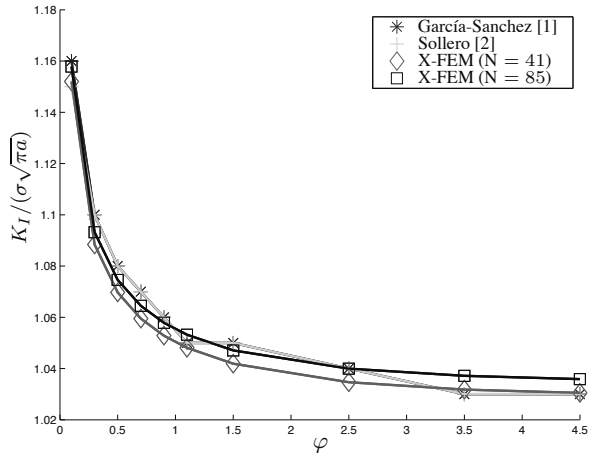


Figura 3: Resultados para la placa cuadrada con grieta centrada.

Se observa una buena correlación entre los datos obtenidos con MEC y los resultados calculados con la formulación presentada en este trabajo.

4.2. Doble grieta de borde en una placa anisótropa

En este segundo ejemplo se analiza una placa cuadrada ($h/w = 1$) con doble grieta de borde, sometida a tensión uniforme en los dos lados opuestos, tal y como se muestra en la figura 4.

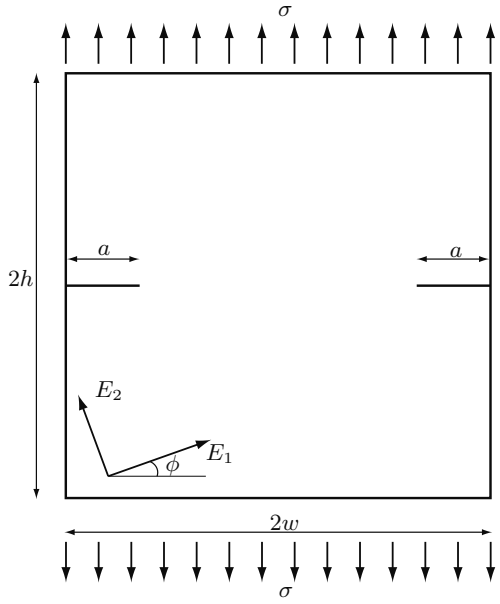


Figura 4: Placa cuadrada con doble grieta de borde bajo una tracción uniforme.

La placa es un laminado compuesto simétrico formado por cuatro láminas de grafito-epoxy, con las siguientes propiedades elásticas: $E_1 = 144{,}8\ GPa$, $E_2 = 11{,}7\ GPa$, $G_{12} = 9{,}66\ GPa$ y $\nu_{12} = 0{,}21$. Se ha variado la orientación de las fibras desde $\phi = 0$ a $\phi = 90$, para analizar la influencia en los FIT.

Considerando una longitud de grieta $a = 0{,}5w$, se ha obtenido la figura 5 que representa los valores de FIT en modo I normalizados por $K_I/(\sigma\sqrt{\pi a})$ en función de la orientación de las fibras ϕ, verificándose en todos los casos la exactitud de los resultados presentados en este trabajo, con respecto a trabajos anteriores.

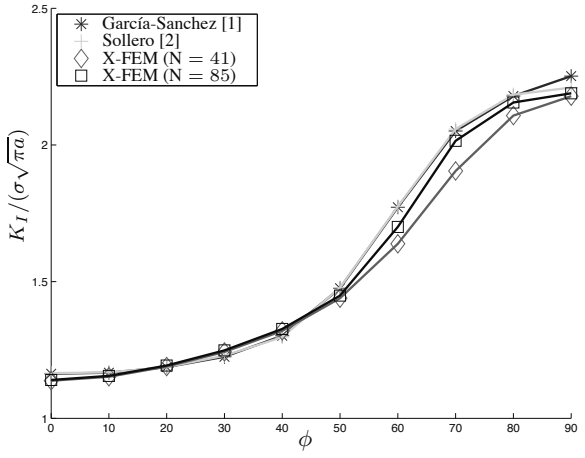


Figura 5: Resultados para la placa cuadrada con doble grieta de borde.

5. CONCLUSIONES

En este trabajo, se ha desarrollado una formulación basada en el Método de los Elementos Finitos Extendidos para la resolución de problemas de mecánica de la fractura elástica lineal en medios bidimensionales anisótropos. Se obtuvieron las nuevas funciones de enriquecimiento necesarias a partir de los campos de desplazamientos definidos mediante el formalismo de Stroh, de modo que las funciones resultantes son sencillas y compactas.

La precisión de la formulación presentada se demuestra mediante la obtención de los FIT mediante el Método de la Integral de Interacción, y posterior comparación de resultados con los obtenidos en trabajos previos [1, 2].

AGRADECIMIENTOS

Este trabajo ha sido financiado por el Ministerio de Ciencia e Innovación español, mediante el proyecto DPI2010-21590-C02-02.

Referencias

[1] F. García-Sánchez, A. Sáez, and J. Domínguez, "Traction boundary elements for cracks in anisotropic solids," *Engineering Analysis with Boundary Elements*, vol. 28, pp. 667–676, 2004.

[2] P. Sollero, *Fracture analysis of anisotropic composite laminates by the boundary element method*. PhD thesis, Wessex Institute of Technology, UK, 1994.

[3] S. K. Chan, I. S. Tuba, and W. K. Wilson, "On the finite element method in linear fracture mechanics,"

Engineering Fracture Mechanics, vol. 2, pp. 1–17, 1970.

[4] I. Babuska and J. Melenk, "The partition of unity method," *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, vol. 4, pp. 607–632, 1997.

[5] M. Fleming, Y. A. Chu, B. Moran, and T. Belytschko, "Enriched element-free galerkin methods for crack tip fields," *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, vol. 40, pp. 1483–1504, 1997.

[6] A. Mensk and S. P. A. Bordas, "Numerically determined enrichment functions for the extended finite element method and applications to bi-material anisotropic fracture and polycrystals," *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, vol. 83, pp. 805–828, 2010.

[7] A. Asadpoure and S. Mohammadi, "Developing new enrichment functions for crack simulation in orthotropic media by the extended finite element method," *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, vol. 69, pp. 2150–2172, 2007.

[8] E. Béchet, M. Scherzer, and M. Kuna, "Application of the X-FEM to the fracture of piezoelectric materials," *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, vol. 77, pp. 1535–1565, 2009.

[9] R. Rojas-Díaz, N. Sukumar, A. Sáez, and F. . García-Sánchez, "Fracture in magnetoelectroelastic materials using the extended finite element method," *Submitted for publication*, 2010.

[10] A. Stroh, "Dislocation and racks in anisotrpic elasticity," *Philosophical magazine*, vol. 3, pp. 625–646, 1958.

[11] T. Belytschko and T. Black, "Elastic crack growth in finite elements with minimal remeshing," *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, vol. 45, pp. 601–620, 1999.

[12] J. Dolbow, *An Extended Finite Element Method with Discontinuous Enrichment for Applied Mechanics*. PhD thesis, Northwestern University, USA, 1999.

[13] N. Möes, J. Dolbow, and T. Belytschko, "A finite element method for crack growth without remeshing," *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, vol. 46, pp. 131–150, 1999.

[14] B. Rao and M. Kuna, "Interaction integrals for fracture analysis of functionally graded magnetoelectroelastic materials," *International Journal of Fracture*, vol. 153, pp. 15–37, 2008.

ANÁLISIS DEL COMPORTAMIENTO EN FRACTURA DE JUNTAS SECAS POSTENSADAS DE HORMIGÓN MEDIANTE MODELO DE ELEMENTOS FINITOS

M. Alcalde[1], H. Cifuentes[1], F. Medina[1]

[1] Grupo de Estructuras, Escuela Técnica Superior de Ingenieros, Universidad de Sevilla.
Camino de los Descubrimientos s/n, 41092 Sevilla, España.
E-mail: malcalde@us.es

RESUMEN

En este trabajo se analiza el comportamiento en fractura bajo solicitaciones de cortante de las juntas secas con llaves, utilizando la herramienta de elementos finitos Abaqus y los modelos cohesivos disponibles en ésta. El modelo "Brittle Cracking" permite, además, visualizar la formación de grietas y su crecimiento, hasta la pérdida total de resistencia a cortante de la junta. Se valida el modelo con un ensayo a flexión en tres puntos sobre probeta entallada, comparando con los resultados experimentales obtenidos en el laboratorio. Posteriormente, se modeliza una junta con una llave y otra con tres llaves para predecir la aparición y el crecimiento de grietas y la resistencia a cortante última de las juntas, comprobando la similitud entre los patrones de grieta computacionales y experimentales.

ABSTRACT

In this paper, the dry multiple keyed joints behavior under shear stress are analyzed. The available cohesive models for concrete in the finite element software ABAQUS are used. The Brittle Cracking model makes it possible to visualize the crack formation and crack growth until the complete loss of the joint shear strength. Single edge notched beams subjected to three-point-bending test are modeled. The predicted response is compared with experimental results, to validate the model. A single keyed joint and a multiple keyed joint are also modeled to predict the crack path and the ultimate shear strength that is compared with the experimental results. The results show the good agreement between the experimental crack paths and the results obtained from the model.

PALABRAS CLAVE: Juntas secas, Modelos cohesivos, Hormigón.

1. INTRODUCCIÓN

La resistencia a cortante de las juntas en estructuras de hormigón construidas por dovelas, como son los puentes con pretensado exterior, tiene una gran influencia en su comportamiento estructural [1, 2]. Sin embargo, diversos autores concluyen de sus ensayos experimentales que la formulación propuesta para su cálculo está del lado de la inseguridad en algunos casos [3, 4].

Por ejemplo, Buyukozturk et al. [3] realizaron varios ensayos a cortante de juntas secas con una llave pretensadas y, comparando las consideraciones del código AASHTO con la formulación propuesta en su artículo basada en los resultados experimentales, demuestran que este código para tensiones de confinamiento menores de 300 psi no es conservativo. Esto es debido a que el código AASHTO no considera el mecanismo de fallo por deslizamiento.

Zhou et al. [4] realizaron una serie de ensayos en los que se estudiaba el comportamiento de las juntas secas con una llave y con tres llaves. Comparando con la formulación propuesta por la AASHTO, se prueba que ésta sobrestima la capacidad a cortante de las juntas secas con llaves múltiples, sobre todo para pequeños valores de la tensión de confinamiento. Para una fuerza de compresión de 0.5 MPa la resistencia a cortante estimada es un 62% mayor que el resultado experimental. Esto es debido a que las fórmulas propuestas son una extrapolación de estudios realizados con una sola llave, y por tanto no tienen en cuenta que en el caso de llaves múltiples no todas las llaves llegan a desarrollar completamente su resistencia debido a su rotura secuencial. Zhou et al. [4] proponen la introducción de coeficientes correctores en la formulación de la AASHTO para el caso de juntas secas con múltiples llaves conjugadas.

En este trabajo, para analizar en profundidad la evolución hasta el fallo de las juntas, se realizan modelos de elementos finitos, en los que se aplica un

modelo de material basado en el modelo de banda fisurada. En primer lugar se valida el modelo con un ensayo a flexión en tres puntos sobre probeta entallada, comparando con resultados experimentales obtenidos en el laboratorio [5].

Una vez validado el modelo numérico propuesto, se realizan simulaciones numéricas de los ensayos llevados a cabo por Zhou et al. [4], de juntas secas con una y tres llaves. Se analiza su comportamiento en fractura y su evolución hasta el fallo, y se comparan tanto la resistencia de la junta obtenida como las trayectorias seguidas por las grietas con sus resultados experimentales.

2. MODELO DE MATERIAL

El modelo de material utilizado en el presente trabajo se basa en un modelo de banda fisurada que modeliza el comportamiento frágil del hormigón. El modelo permite definir un desplazamiento crítico, de manera que cuando la fisuración local del elemento alcanza ese valor, el elemento falla y es eliminado de la malla. Este valor de fallo corresponde a una apertura de grieta a la que las tensiones han alcanzado un valor nulo.

La descomposición de la velocidad de deformación permite, a diferencia de los modelos clásicos de fisuración distribuida, en los que no se realiza dicha descomposición, identificar la parte de deformación debida a la fisuración. La parte del hormigón no fisurada entre grietas se modela como lineal, elástica e isotrópica. La naturaleza ortotrópica del material agrietado se introduce en la componente de fisuración del modelo.

La descomposición de la velocidad de deformación se realiza como se expresa a continuación (1):

$$d\varepsilon = d\varepsilon^{el} + d\varepsilon^{ck} \tag{1}$$

Siendo $d\varepsilon$ la velocidad de deformación total, $d\varepsilon^{el}$ la velocidad de deformación elástica del hormigón no fisurado, y $d\varepsilon^{ck}$ la velocidad de deformación de fisuración, debida a la apertura de grietas.

Es necesario además definir un sistema de referencia local alineado con la dirección de la grieta porque, por ejemplo, la ley de ablandamiento es una función de la apertura de grieta, y para ello es necesario definir la dirección normal a la dirección de la grieta, como se muestra en la figura 1.

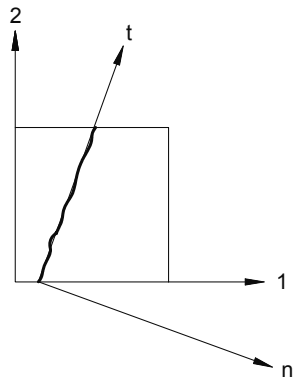


Figura 1. Sistemas de coordenadas globales y locales.

Esto hace que se necesite por un lado un modelo constitutivo del material no fisurado, y una ley tensión-deformación para la parte fisurada:

$$d\sigma = D^{el} d\varepsilon^{el} \tag{2}$$

$$dt^{ck} = D^{ck} de^{ck} \tag{3}$$

estando la primera ecuación expresada en coordenadas globales y la segunda en coordenadas locales orientadas con la dirección de las grietas. D^{el} contiene los módulos de deformación instantáneos del material y D^{ck} relaciona la tensión y deformación en la zona fisurada. En el caso bidimensional esta matriz sería de la forma:

$$D^{ck} = \begin{pmatrix} D^{I} & 0 \\ 0 & D^{II} \end{pmatrix} \tag{4}$$

En el término D^{I} se incluye la ley de ablandamiento y en el término D^{II} el modelo de retención de cortante.

Una fórmula matemática apropiada para D^{II} es la ley potencial propuesta por Rots y Blaauwerdraad [6]:

$$D^{II} = \alpha\, G \tag{5}$$

$$\alpha(e_{nn}^{ck}) = \frac{\left(1 - \dfrac{e_{nn}^{ck}}{e_{\max}^{ck}}\right)^{p}}{1 - \left(1 - \dfrac{e_{nn}^{ck}}{e_{\max}^{ck}}\right)^{p}} \tag{6}$$

Donde p es un parámetro del material, indicativo de la forma en que α decrece, $e^{ck}{}_{max}$ indica la deformación a la que la tensión en la dirección normal a la grieta se hace cero, considerado un parámetro del material, y $e^{ck}{}_{nn}$ es la deformación en la dirección normal a la de la grieta.

Para detectar la iniciación de las grietas se usa el criterio de Rankine. Las grietas se formarán cuando la tensión principal máxima supere la resistencia a tracción del material. Aunque la detección de la grieta está basada en un modo de fractura puro en modo I, el modelo de comportamiento del hormigón fisurado incluye consideraciones tanto modo I (ablandamiento del material a tracción) como en modo II (retención de cortante).

La ley de comportamiento del hormigón fisurado en la dirección perpendicular a la grieta está basada en el modelo de Hillerborg [7]. Es una ley de ablandamiento en la que, una vez alcanzada la resistencia a tracción del hormigón, σ^I_{tu}, éste se fisura, y la tensión en la dirección normal a la grieta no disminuye bruscamente a cero, sino que disminuye suavemente conforme aumenta la apertura de la grieta, hasta que, a cierto valor de la apertura de grieta, u_{n0}, alcanza la tensión cero. La energía de fractura requerida para formar una unidad de superficie de grieta en modo I, G^I_f, es considerada una propiedad del material, y representa el área encerrada bajo la curva de ablandamiento tensión-apertura de grieta.

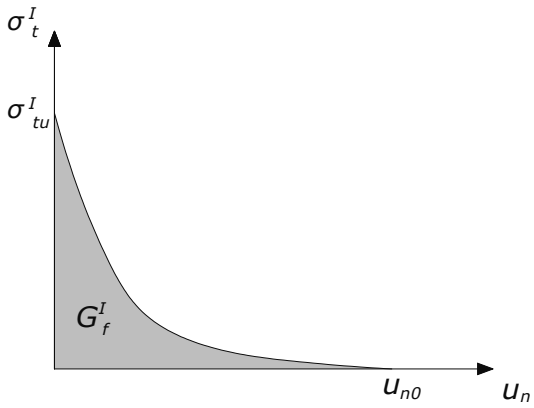


Figura 2. Curva de ablandamiento σ-u.

3. VALIDACIÓN DEL MODELO DE ANÁLISIS NUMÉRICO

Se realiza un modelo correspondiente a un ensayo a flexión en tres puntos sobre probeta entallada, y después se comparan los resultados con los obtenidos experimentalmente en el laboratorio de Estructuras de la Escuela Superior de Ingenieros [5]. A continuación se observa una fotografía de la probeta durante la realización del ensayo (figura 3) y un esquema con sus dimensiones (figura 4) que se detallan en la tabla 1. La probeta modelizada en elementos finitos, en 2-D, se representa en la figura 5.

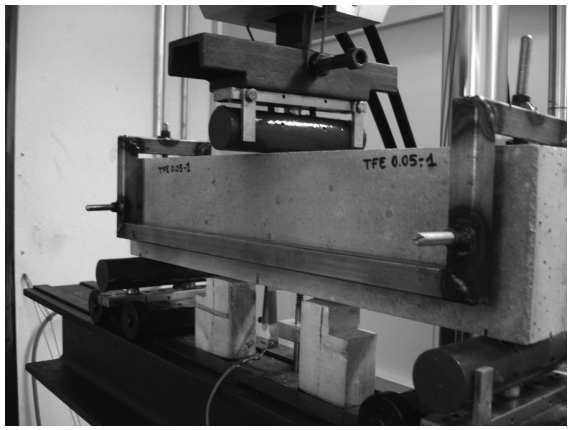


Figura 3. Configuración del ensayo a flexión en tres puntos sobre probeta entallada.

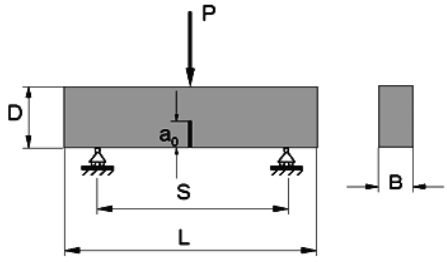


Figura 4. Esquema con las dimensiones de la probeta.

Tabla 1. Dimensiones de la probeta

B (mm)	*S (mm)*	*L (mm)*	*D (mm)*	*a_0 (mm)*
60	120	480	540	60

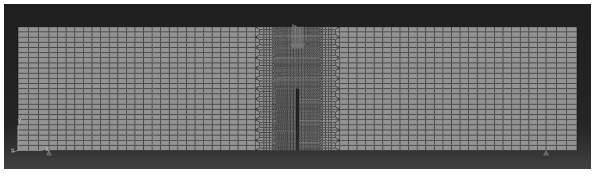


Figura 5. Malla del modelo de elementos finitos.

Las propiedades mecánicas del hormigón obtenidas experimentalmente en el laboratorio y las propiedades calibradas para la simulación numérica se muestran en la tabla 2.

Tabla 2. Propiedades mecánicas del material

	Exp.	EF
Resistencia a compresión f_c (MPa)	105.6	-
Resistencia a tracción indirecta f_{ts} (MPa)	5.2	5.2
Resistencia a tracción directa f_t (MPa)	4.68	4.68
Módulo de def. longitudinal E_c (GPa)	41.0	50.0
Energía de fractura G_f (N/m)	58.0	51.0

Los resultados obtenidos se muestran en la figura 6. Se representa la carga aplicada frente al desplazamiento vertical, y puede observarse el buen ajuste entre los resultados experimentales y computacionales.

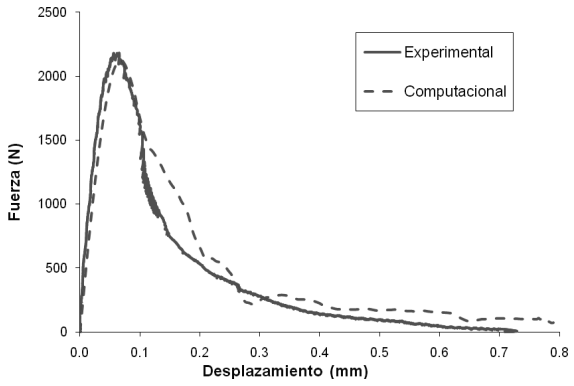


Figura 6. Curva fuerza-desplazamiento para el ensayo de flexión en tres puntos. Comparación de resultados experimentales y computacionales.

4. ANÁLISIS DEL COMPORTAMIENTO DE JUNTA SECA CON UNA LLAVE

El modelo realizado reproduce el ensayo encontrado en la bibliografía [4]. El modelo, en 2-D, consta de dos partes independientes en contacto, que se muestran en la figura 7. Además, se aplican dos fuerzas que comprimen la junta y simulan la fuerza de pretensado. Las condiciones de contorno aplicadas impiden el desplazamiento vertical en la superficie inferior y el desplazamiento horizontal en su punto medio.

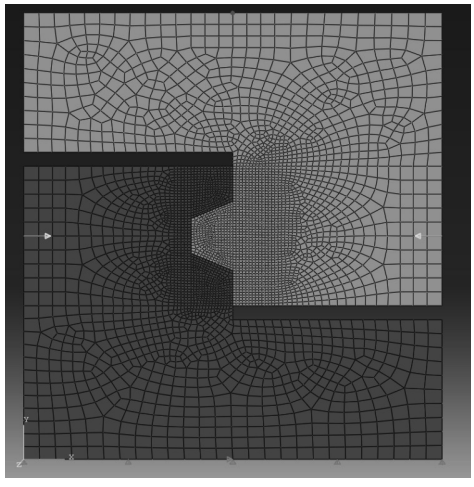


Figura 7. Modelo de EF del ensayo a cortante de junta con una llave.

La carga vertical aplicada en la parte superior central se modela como un desplazamiento impuesto que crece desde cero hasta el desplazamiento que provoca la rotura total de la junta.

Para modelizar el contacto en la dirección normal a las superficies se utiliza un modelo de contacto que implica que las superficies pueden separarse y entrar en contacto de nuevo, que dichas superficies no transmiten tracciones, y que no es posible que una superficie penetre a la otra.

Para definir las propiedades de contacto en la dirección tangencial se incluye el modelo de fricción de Coulomb. Éste establece que la máxima resistencia a cortante de la junta, τ_{crit} , es proporcional a la fuerza normal actuante en la superficie de contacto. El factor de proporcionalidad es el coeficiente de rozamiento μ. Si la tensión tangencial supera este valor las superficies deslizan una respecto a la otra.

El coeficiente de rozamiento hormigón-hormigón utilizado es el obtenido experimentalmente por Zhou et al. [4], cuyo valor es $\mu = 0.72$.

Las propiedades de fractura del material utilizadas son las indicadas la tabla 2. El módulo de deformación longitudinal calibrado para este ensayo es de 35.0 GPa.

Los resultados obtenidos para resistencia a cortante de las juntas se muestran en la tabla 3, comparados con los resultados experimentales obtenidos en [4].

Tabla 3. Resistencia a cortante de juntas con una llave

Presión de confinamiento (MPa)	1	2	3
Resultados numéricos (kN)	240	305	363
Resultados experimentales (kN)	211	335	360
Error (%)	14	9.0	0.8

En la figura 8 se muestra el estado tensional de la junta poco antes del fallo total y las fisuras que aparecen. Comparando con los resultados experimentales obtenidos por Zhou [4] se ve que los patrones de fisuras coinciden (ver figura 9).

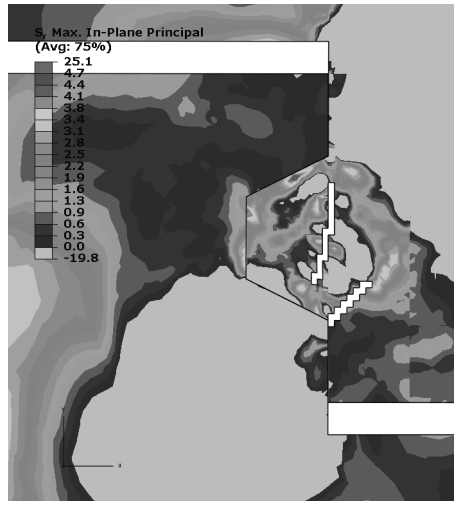


Figura 8. Grietas en la llave previas al fallo.

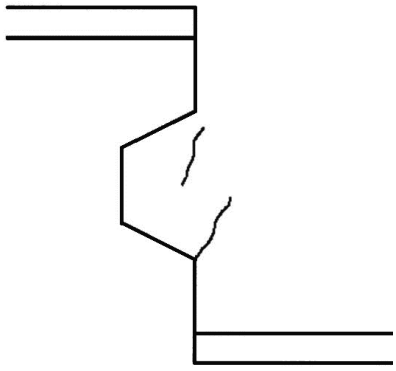


Figura 9. Patrón de fisuras experimental [4].

5. ANÁLISIS DEL COMPORTAMIENTO DE JUNTA SECA CON TRES LLAVES

Se realiza un modelo de junta seca similar al anterior pero con tres llaves (ver figura 10). El modelo de material tiene las mismas propiedades que en el caso anterior.

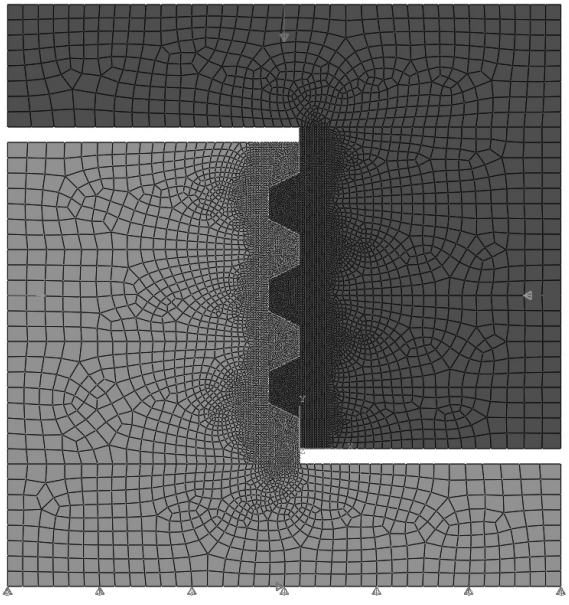


Figura 10. Modelo de EF del ensayo a cortante de junta con tres llaves.

En las siguientes figuras se representa la tensión máxima principal para distintos instantes de tiempo. Se observa en la figura 11 cómo en primer lugar aparece una grieta a 45º en la llave inferior, y en la zona de la punta de la grieta el material ha superado la resistencia tracción y se está produciendo el ablandamiento, mientras que la máxima tensión de tracción se da en una zona más alejada. En la llave intermedia no se ha producido la fisura pero sí el ablandamiento del material y en la llave superior la concentración de tensiones indica que no se ha superado la resistencia a tracción.

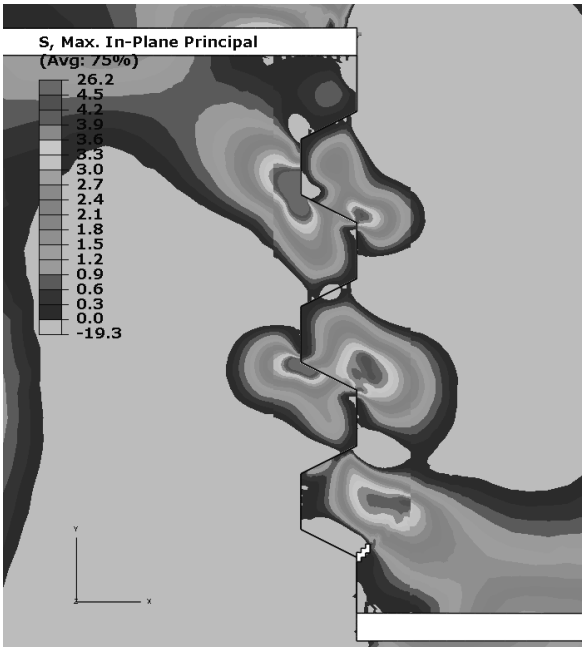


Figura 11. Tensiones máximas de tracción en la junta. Aparición de la primera fisura.

A continuación se fisuran la segunda y la tercera llave (ver figura 12) hasta que las llaves se rompen por completo. Esto muestra la rotura secuencial de las llaves, como se dedujo experimentalmente [4], que impide que la resistencia de la junta sea proporcional al número de llaves.

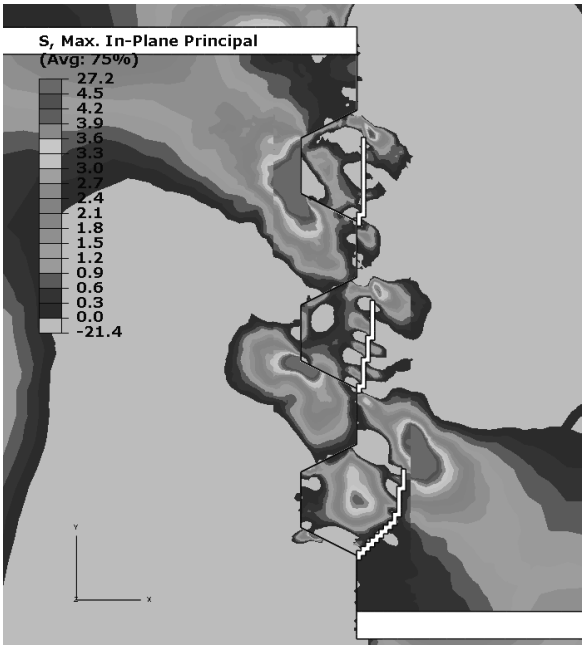


Figura 12. Estado de fisuración de la junta próximo al fallo total.

Comparando con los resultados experimentales [4], se ve la gran semejanza de los patrones de fisuras y de la rotura sucesiva de las llaves (ver figura 13).

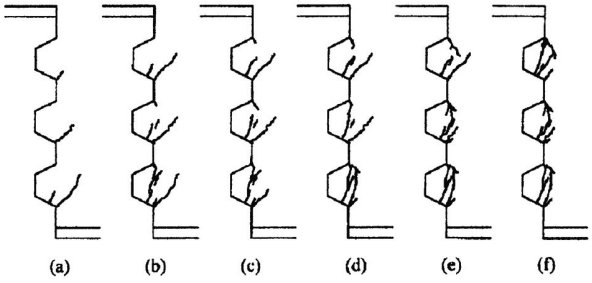


Figura 13. Patrón de fisuras experimental para la junta con tres llaves [4].

La comparación de la resistencia de la junta obtenida por ambos métodos se muestra en la tabla 4.

Tabla 4. Resistencia a cortante de juntas con tres llaves

Presión de confinamiento (MPa)	0.5	1	1.5	2
Resultados numéricos (kN)	374	547	619	722
Resultados experimentales (kN)	392	471	661	740
Error (%)	5	16	6	2

6. CONCLUSIONES

En este trabajo, se ha analizado el comportamiento en fractura de las juntas secas pretensadas con y sin llaves, mediante modelos de elementos finitos. Se ha utilizado un modelo de material basado en un modelo cohesivo, que modeliza el comportamiento del hormigón fisurado bajo tensiones de tracción, y permite visualizar la trayectoria de las grietas.

Se ha validado el modelo con el ensayo a flexión en tres puntos sobre probeta entallada, del que se tenían resultados experimentales tanto del ensayo como de las propiedades del hormigón utilizado. Con esto se ha demostrado que el modelo desarrollado permite predecir la carga última de la probeta. Además, se ha obtenido la curva fuerza-desplazamiento, incluida la rama post-pico, que se debe al ablandamiento del material.

Como conclusiones más importantes cabe señalar:

- El modelo desarrollado permite estudiar el comportamiento a cortante de juntas secas postensadas de hormigón con llaves.
- La resistencia a cortante obtenida, para distintos valores de la fuerza de pretensado, es muy similar a los resultados experimentales encontrados en la bibliografía.
- Con el modelo se consigue reproducir la aparición y el crecimiento de grietas observados experimentalmente.
- En el caso de llaves múltiples se obtiene la rotura sucesiva de las llaves, causa de que junta no desarrolle plenamente su resistencia.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al Ministerio de Educación y Ciencia la financiación para la realización del presente trabajo, a través del proyecto BIA2010-21399-C02-02.

REFERENCIAS

[1] J. Turmo, G. Ramos, and A. C. Aparicio, "FEM modelling of unbonded post-tensioned segmental beams with dry joints", *Engineering Structures*, v. 28, p. 1852-1863, 2006.

[2] J. Turmo, G. Ramos, and A. C. Aparicio, "Shear strength of dry joints of concrete panels with and without steel fibres. Application to precast segmental bridges", *Engineering Structures*, v. 28, p. 23-33, 2006.

[3] O. Buyukozturk, M.M. Bakhoum, and S.M. Beattie, "Shear behavior of joints in precast concrete segmental bridge", *ASCE Journal of Structural Engineering*, v. 116, No. 12, p. 3380-3401, 1990.

[4] X. Zhou, N. Mickleborough, and Z. Li, "Shear strength of joints in precast concrete segmental bridges", *ACI Structural Journal*, v. 102, p. 3-11, 2005.

[5] H. Cifuentes, F. Medina, J. R. Montero, and J. L. Piqueras, "Effect of the properties of fibers on size effect of high strength polypropylene fiber reinforced concrete", *8th International Symposium on Utilization of High-Strength and High-Performance Concrete*, Tokyo, p. 595-602, 2008.

[6] J.G. Rots and J. Blaauwendraad, "Crack models for concrete: discrete or smeared? fixed, multi-directional or rotating?", *Heron*, v. 34, p. 3-59, 1989.

[7] A. Hillerborg, M. Modéer, P.E. Petersson, "Analysis of crack formation and crack growth in concrete by means of fracture mechanics and finite elements", *Cement and Concrete Research*, v. 6, p. 773-781, 1976.

SIMULACIÓN NUMÉRICA MEDIANTE ELEMENTOS FINITOS DEL MÉTODO DE ENDERAZADO POR LLAMA DE PERFILES METÁLICOS

J. Portilla[1], D. Ferreño[1], R. Lacalle[1], J. A. Álvarez [1], E. Ruiz [1], F. Gutiérrez-Solana [1]

[1] Departamento de Ciencia e Ingeniería del Terreno y de los Materiales, E.T.S. de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos, Universidad de Cantabria, Avda/ Los Castros s/n, 39005 Santander, España.
E-mail: ferrenod@unican.es

RESUMEN

El enderezado por llama es un proceso de calentamiento efectuado sobre componentes metálicos que permite distorsionar o rectificar su geometría con el fin de conseguir adecuarla a los requerimientos constructivos o de ejecución. Se basa en la aplicación de calor para lograr que el material experimente deformaciones de manera permanente. El propósito del estudio recogido en este artículo es el de desarrollar y validar una metodología de simulación por elementos finitos (mediante el software ANSYS), capaz de predecir el estado tenso-deformacional de un componente previamente sometido a un procedimiento de enderezado por llama.

PALABRAS CLAVE: enderezado por llama, elementos finitos, ANSYS.

ABSTRACT

The flame straightening is a heating process performed on metallic components which allows their geometry to distorted or straightened with the purpose of adapting it to the construction or execution requirements. The process settles its basis on the application of heat in order to achieve permanent deformations in the material. The purpose of this study is to develop and validate a finite elements simulation methodology (through the software ANSYS) able to predict the strain-stress state of a component previously subjected to a flame straightening procedure.

KEYWORDS: flame straightening, finite elements, ANSYS.

1. INTRODUCCIÓN

El enderezado por llama es una práctica común en el procesado de aceros estructurales. El objetivo que se persigue con dicha técnica consiste en introducir o revertir modificaciones en la forma del componente metálico con el fin de ajustar su geometría a unas exigencias determinadas. Las deformaciones introducidas, de origen térmico, se consiguen mediante la aplicación de un flujo de calor sobre el componente, dando lugar a expansiones térmicas durante el proceso y a contracciones permanentes tras el enfriado.

El espectro de posibilidades de deformación de los componentes estructurales depende de las distintas configuraciones posibles de los patrones de aplicación de llama [1, 2]. Hasta la fecha presente, la correcta ejecución del procedimiento de enderezado por llama depende fundamentalmente de la experiencia y destreza del operario, y no existe una metodología normalizada que permita predecir la geometría final del elemento y/o su estado tensional. El hecho de que el proceso esté influido por un gran número de parámetros como el tipo de llama, la geometría del perfil, la forma de aplicar la llama, el tiempo, el tipo de acero etc, ha dificultado desde sus orígenes el desarrollo de estudios teóricos que permitiesen delimitar su alcance y diseñar con antelación el proceso en función de los objetivos de deformación deseados.

Este artículo es el resultado de un proyecto de investigación centrado, entre otros aspectos, en las posibilidades de predicción de las herramientas de simulación numérica por elementos finitos sobre el comportamiento de elementos estructurales de acero (S235J0, S355JR, S460ML) sometidos a un proceso de enderezado por llama. Como se ha indicado, se trata de determinar de antemano las deformaciones que se producirán y los estados tensionales inducidos en función del calor aplicado y de la forma de aplicarlo, así como del tipo de acero que se trate,.

Para predecir este comportamiento, se ha desarrollado un método que consta de tres partes. En una primera fase se ha determinado la cantidad y perfil de energía que la llama empleada suministra al componente; para

este propósito se han desarrollado modelos térmicos de elementos finitos. En una segunda fase, una vez calibrada la llama, se ha modelado numéricamente el comportamiento termomecánico del material a fin de predecir las deformaciones inducidas por el tratamiento de enderezado por llama; los resultados han sido validados a partir de ensayos de laboratorio a pequeña escala. Finalmente, se han realizado ensayos de enderezado sobre perfiles de grandes dimensiones, en condiciones similares a las de taller / obra; se ha desarrollado una metodología simplificada de análisis numérico para estos componentes de grandes dimensiones que ha sido contrastada experimentalmente, con muy buenos resultados.

2. CALIBRACIÓN DE LA LLAMA

Para calibrar la llama se han llevado a cabo ensayos a pequeña escala en laboratorio y simulaciones con elementos finitos con las que identificar el input de calor que posteriormente se introducirá en las simulaciones de elementos estructurales.

Para el proceso de enderezado se ha empleado en todos los casos una llama de propano con una mezcla que consta de tres partes de oxigeno por una de propano. La antorcha usada era capaz de proporcionar una cantidad de calor que variaba entre 80000 y 158000 kcal/h. La presión de propano era de 1.2 bar y la de oxigeno de 6.0 bar.

En los ensayos a gran escala se aplicó una llama estática sobre una chapa de acero S355 en el centro de la misma y. las dimensiones eran 570x470x50 mm^3 como se observa en la Figura 1.

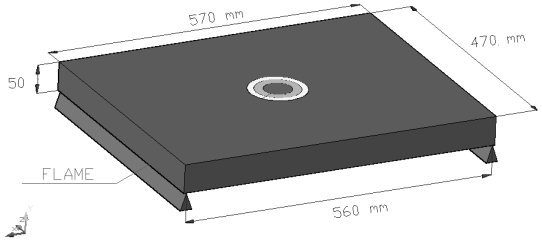


Figura 1. Esquema de la aplicación de la llama en chapa I

En la chapa se realizaron perforaciones a 10 mm de distancia de la superficie en 5 posiciones distintas: en el centro de la chapa, y a 20, 30, 50 y 70 mm del centro. En estos taladros se colocaron termopares para controlar la temperatura en el interior del material, de forma que se midiese la evolución de la temperatura en función del tiempo y de la posición (ver Figura 2).

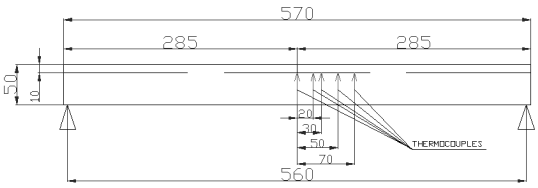


Figura 2. Esquema de la colocación de termopares en chapa I

Con los datos de temperatura obtenidos en este ensayo resulta posible modelar la llama empleada.

Se decidió modelar la llama como una curva gaussiana que, como se apunta en anteriores trabajos teóricos [3], es la curva que mejor se adapta al aporte de calor. La densidad del flujo de calor de la llama sigue entonces la siguiente expresión (1):

$$q(r) = \hat{q}\, e^{-kr^2} \qquad (1)$$

Donde $\hat{q}$ es la máxima densidad de flujo y $\boldsymbol{k}$ es función del radio nominal de los puntos de calor (2).

$$k = \frac{3}{r_{0.05}^{\ 2}} \qquad (2)$$

Se lanzaron una serie de cálculos por elementos finitos en los que se iban variando los valores de los dos parámetros libres, *q* y *k*, del modelo de llama definido por la ecuación gaussiana (1). En estos cálculos numéricos se midieron los valores de la evolución de la temperatura en los cinco puntos donde se habían colocado los termopares, comparando estas predicciones numéricas con las lecturas reales proporcionadas por los termopares como se ve en las Figuras 3 y 4.

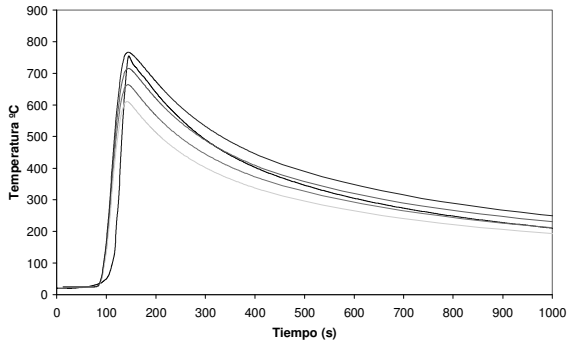


Figura 3. Gráfica temperatura-tiempo. Variación del parámetro r.

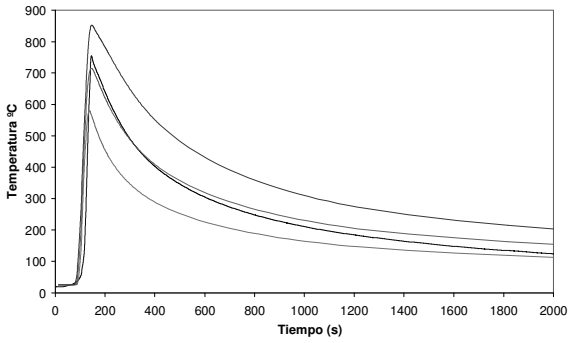


Figura 4. Gráfica temperatura-tiempo. Variación del parámetro q.

Como resultado de esta comparación se optimizaron los parámetros de la llama, escogiendo los valores que proporcionaban una curva mas parecida a la real. Los valores de los parámetros seleccionados fueron:

$$r_{0.05} = 55\,mm$$
$$\hat{q} = 4.4285 J/(s{\cdot}mm^2)$$

Estos valores obtenidos difieren bastante de los parámetros de Rykalin que son los que dictaba la teoría existente y cuyos valores son:

$$r_{0.05} = 41.1\,mm$$
$$\hat{q} = 5.21 J/(s{\cdot}mm^2)$$

3. SIMULACION DEL ENDEREZADO POR LLAMA EN UNA CHAPA DE DIMENSIONES REDUCIDAS

Se ensayó una chapa de acero S355JR de dimensiones 570x470x20 mm^3. Se le aplicó una llama dinámica, que se movía según una línea con forma sinusoidal en el centro de la placa a lo largo del eje mayor con una velocidad de avance de aproximadamente 3 mm/s (Figura 5).

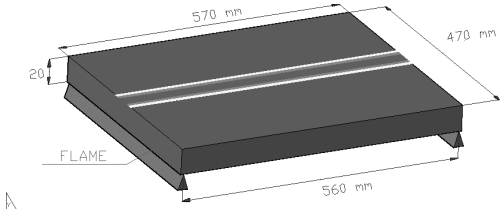


Figura 5. Esquema de la aplicación de la llama en chapa

En esta chapa se practicaron 3 perforaciones: en el centro de la chapa, a 100 y a 200 mm del centro dejando los taladros 10 mm por debajo de la superficie. También se empleó un comparador para medir los movimientos en el centro de la chapa (Figura 6).

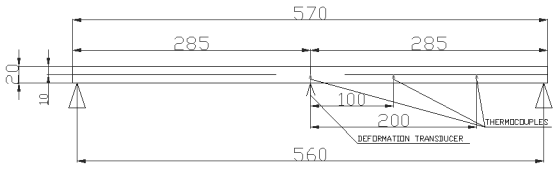


Figura 6. Esquema de la colocación de termopares en chapa

El objetivo fundamental de este ensayo es el de comparar los movimientos experimentados por la placa con los que predice el modelo de elementos finitos. En este sentido, se ha comparado el perfil de movimientos verticales, en una línea transversal al movimiento de la llama, situada en el plano de simetría de la placa. La comparación se muestra en al Figura 7. Como puede apreciarse, existe una notable similitud entre el perfil obtenido numéricamente y el perfil obtenido experimentalmente; por otra parte, las diferencias entre las flechas máximas son de, aproximadamente 1 mm.

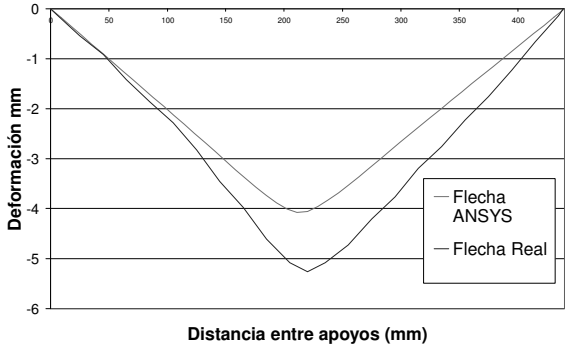


Figura 7. Perfil transversal de deformaciones en chapa

4. SIMULACION DEL ENDEREZADO POR LLAMA EN PERFILES ESTRUCTURALES DE GRANDES DIMENSIONES

En esta etapa se simuló el comportamiento de estructuras reales, perfiles estructurales de 6 metros de longitud, previamente sometidos a un tratamiento de enderezado por llama.

La secuencia de enderezado en una viga implica la aplicación de calor en zonas elegidas estratégicamente en función del perfil de movimientos deseado junto con la actuación simultánea de una fuerza exterior que colabore en la deformación de la estructura. Los patrones de calentamiento en perfiles metálicos constan de bandas lineales en el ala y/o alma de la viga junto con patrones en forma de V en el alma de la viga. Estas formas se diseñan basándose únicamente en la experiencia y teniendo en cuenta la deformación que se persigue con el calentado.

En laboratorio se ensayaron, y posteriormente se simularon, tres perfiles metálicos de grandes

dimensiones. A continuación se explican los detalles de cada ensayo:

Ensayo I:

El primer ensayo, que se muestra en la Figura 8, es un perfil HEA 300 de 6 metros de longitud y compuesto por un acero S355J2. El ensayo se llevó a cabo en dos pasos, el primero (paso 1) representado en rojo con una carga adicional en centro luz de 70 kN y el segundo (paso 2), en azul, sin carga exterior adicional.

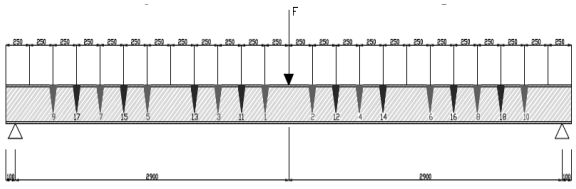


Figura 8.HEA 300 S355, configuración del ensayo

Sobre cada sección de la viga se aplicó un patrón tipo V en el alma y una banda lineal transversal al eje de la viga en el ala. En la Figura 9 se detallan las dimensiones. Primero se calentó el alma por un lado y después el ala superior para cada zona.

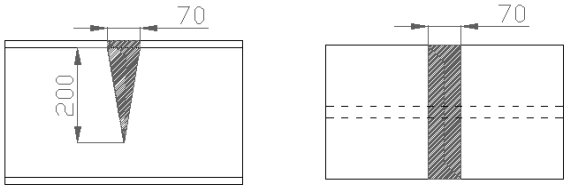


Figura 9. Patrón de calentamiento.

Ensayo II:

El segundo ensayo (Figura 10) se trata de un perfil HEA 300 de 6 m de longitud, fabricado en acero tipo S460ML. Se llevo acabo en dos etapas, la primera (paso 1) representada en rojo con una carga adicional de 40 kN en el centro luz y la segunda (paso 2), en azul, sin carga exterior.

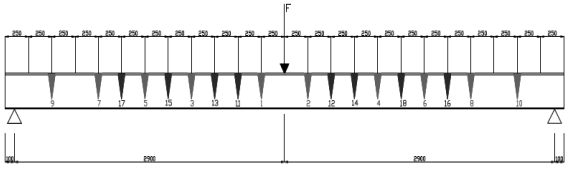


Figura 10.HEA 300 S460, configuración del ensayo

Los patrones de calentamiento fueron los mismos que en el ensayo I (ver Figura 9)

Ensayo III:

El tercer ensayo se llevó a cabo en tres etapas sobre un perfil IPE 450 fabricado en acero S235JR. La primera etapa (paso 1) se llevó a cabo sin carga exterior y comprende los patrones en V 1, 2 y 3 (véase la Figura 11). En la segunda etapa (paso 2) se aplicó sobre la viga una carga exterior de 75 kN y se aplicaron los patrones V 4, 5, 6 y 7 (Figura 11). En la tercera etapa (paso 3) se redujo la carga hasta los 67 kN y se calentaron las V 8, 9, 10 y 11 (Figura 11).

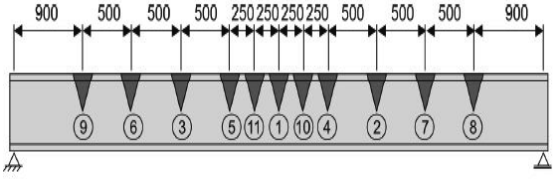


Figura 11.IPE 450 S235, configuración del test

Los patrones de calentamiento vuelven a ser en forma de uve en el alma y bandas lineales el ala superior pero ahora con distintas medidas (ver Figura 12). Se calentó primero el ala superior y después el alma por un lado y después por el otro.

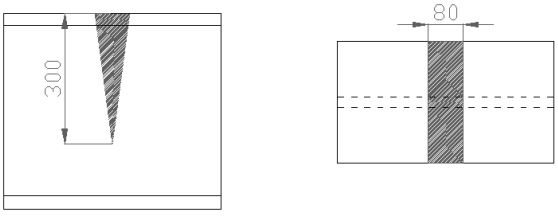


Figura 12. Patrón de calentamiento.

Los datos que se midieron durante los ensayos fueron la temperatura en el ala y el alma en las zonas calentadas y la evolución de la flecha en el tiempo del ensayo en el centro luz de las vigas.

La simulación de un proceso tan complicado, sobre componentes de grandes dimensiones, se antoja un problema fuera del alcance de las capacidades de simulación de los equipos convencionales. Por este motivo, se decidió llevar a cabo los cálculos considerando cada zona calentada como independiente de las demás (es decir, discretizando la viga en una serie de rebanadas supuestas como independientes en primera instancia); sobre cada rebanada se aplicó el patrón de calentamiento correspondiente (acción térmica) así como el momento flector asociado con la carga exterior aplicada y con la posición de la rebanada en la viga (acción mecánica).

Se consideraron tramos discretos de la viga completa de 500 mm de longitud, 250 mm a cada lado del centro de la zona calentada (ver Figura 13), longitud que se había verificado experimentalmente suficiente para asegurar que las zonas más alejadas de la llama en cada porción

discretizada no se vieran afectadas de manera significativa.

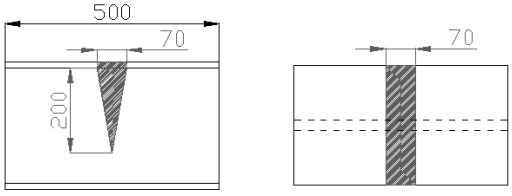


Figura 13. Tramo de viga discretizado para ser empleado en los cálculos

Esta simplificación de la viga completa en vigas cortas ya permite abordar el problema con un equipo convencional y en un tiempo razonable.

Una vez realizadas estas simplificaciones el modelo devolverá una deformada del tramo de viga seleccionado como la que se puede ver en la Figura 14, que dependerá del material constitutivo, del perfil de calor aplicado y del momento flector presente. A partir de esta deformada es posible calcular el ángulo girado por cada tramo de viga.

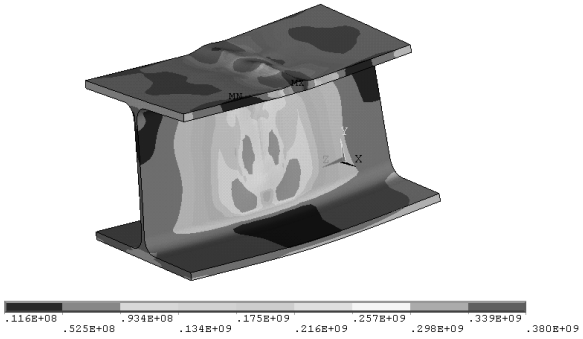


Figura 14. Simulación de la deformada del tramo de viga después de aplicar le la llama

Una vez que se dispone de los resultados numéricos del ángulo girado en cada tramo, se pueden calcular las flechas en cada zona calentada y por consiguiente la flecha final en la viga completa (ver Figura 15).

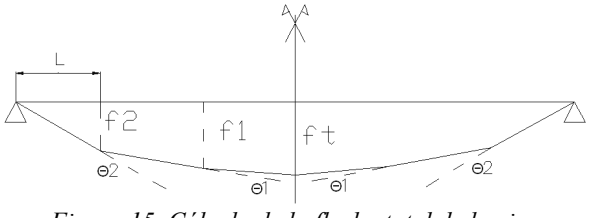


Figura 15. Cálculo de la flecha total de la viga

En cada tramo discretizado de una misma viga se tiene, como se ha dicho, distintos momentos flectores lo que significa que para simular el comportamiento de una viga habría que simular la totalidad de zonas calentadas aplicando el momento flector correspondiente a cada una de ellas.

Las siguientes figuras (16, 17 y 18) representan el giro en función del momento flector aplicado y de la temperatura en los distintos perfiles simulados. Como se puede ver, en los tres perfiles aparece una relación lineal, para valores no muy elevados del momento flector, entre ángulo girado y momento aplicado. Los valores del momento flector con los que se suele trabajar están contenidos dentro de esta zona lineal.

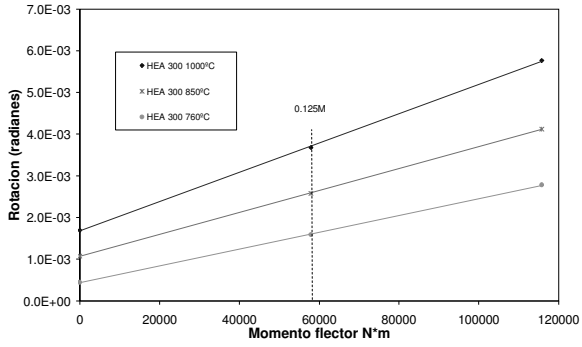


Figura 16. HEA 300 gráfica rotación-momento flector

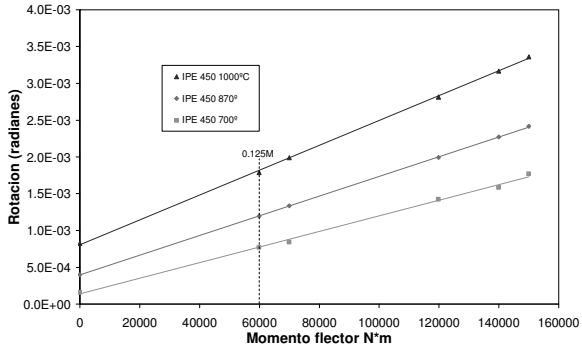


Figura 17. IPE 450 gráfica rotación-momento flector

Esta linealidad se pierde a partir de valores importantes del momento flector como, creciendo mucho mas rápido el giro en función del momento aplicado. Esta perdida de linealidad se manifiesta antes cuanto mayor sea la temperatura en las zonas calentadas (Figura 18).

Dada está linealidad, para simular una viga únicamente será necesario calcular el giro en dos puntos y con estos valores construir una recta y calcular el resto de giros necesarios en función de esta recta, entrando con el valor correspondiente del momento flector actuante en cada zona calentada.

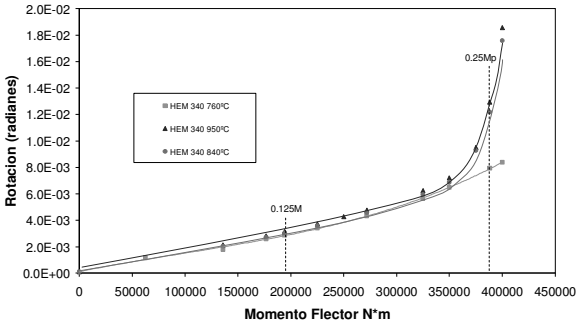


Figura 18. HEM 340 gráfica rotación-momento flector

4.1. Resultados:

A continuación se presentan los resultados de las flechas totales de los tres ensayos en laboratorio comparadas con las flechas obtenidas en las simulaciones completas.

Paso 1 (mm)	
ANSYS	Real Test
26.6	29.8
Paso 2 (mm)	
ANSYS	Real Test
8.5	11.6
Flecha final (mm)	
ANSYS	Real Test
35.1	41.4

Tabla 1.Resultados obtenidos en el ensayo 1

Paso 1	
ANSYS	Test Real
17.9	31.0
Paso 2	
ANSYS	Test Real
9.5	16.7
Flecha total	
ANSYS	Test Real
27.4	47.7

Tabla 2.Resultados obtenidos en el ensayo II

Paso 1	
ANSYS	Real Test
2.7	1.3
Paso 2	
ANSYS	Real Test
8.2	10
Paso 3	
ANSYS	Real Test
7.9	9.8
Resultado final	
ANSYS	Real Test
18.8	21.1

Tabla 3.Resultados obtenidos en el ensayo III

5. CONCLUSIONES

En este trabajo se ha analizado el proceso de enderezado por llama de componentes metálicos. Se ha propuesto un modelo de tipo gaussiano para el aporte de calor de la llama de propano empleada; los parámetros del modelo fueron calibrados combinando los resultados experimentales del proceso de aplicación de calor sobre una placa con las predicciones de un modelo numérico por elementos finitos. Se ha comprobado que, para la llama de propano empleada, el denominado modelo de Rykalyn, que se propone en la literatura ofrece resultados muy poco representativos.

Seguidamente, se ha simulado el comportamiento de enderezado de una segunda placa, aplicando sobre ella un patrón de calor dinámico; el modelo de elementos finitos ha quedado validado tras comprobar la coincidencia entre las deformaciones permanentes experimentales y numéricas.

A partir de este modelo previamente validado se ha desarrollado y comprobado una metodología novedosa de análisis por elementos finitos para perfiles estructurales de grandes dimensiones; la gran ventaja de este método es que puede ser implementado en un ordenador convencional, con un coste computacional moderado..

REFERENCIAS

[1] Avent, R. R., Mukai, D. J., Robinson, P. F. " Heat-Straightening Repairs of Damaged Steel Bridges, A Technical Guide and Manual of Practice", *Federal Highway Administration*, 1998.

[2] Avent, R. R., Mukai, D. J. " Heat-Straightening Rolled Shapes, A Technical Guide and Manual of Practice", *Journal of Structural Engineering*, Vol. 126, pp.. 755-763, 2000.

[3] S.J. Hemmatia, J.G. Shinb,"Estimation of flame parameters for flame bending process". *International Journal of Machine Tools & Manufacture 47, pag.* 799–804, *2007*

MODELIZACIÓN NUMÉRICA DEL COMPORTAMIENTO MECÁNICO DE UN FIELTRO DE POLIPROPILENO

Á. Ridruejo[1], C. González[1,2], J. Llorca [1,2]

[1] Departamento de Ciencia de Materiales, E.T.S. de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos, Universidad Politécnica de Madrid. C/ Profesor Aranguren, s/n. 28040 Madrid, España.
E-mail: aridruejo@mater.upm.es

[2] Instituto IMDEA Materiales, C/ Profesor Aranguren, s/n. 28040 Madrid, España.
E-mail: carlos.gonzalez@imdea.org, javier.llorca@imdea.org

RESUMEN

En el presente trabajo se presenta un modelo del continuo para un fieltro denso. Igualando la densidad de potencia de un elemento del continuo a la densidad de potencia mecánica que actúa sobre el conjunto de las fibras se obtiene una expresión del tensor de tensiones en la configuración de referencia. El modelo se completa mediante la inclusión de un modelo de daño para modelar fenomenológicamente los mecanismos de extracción (*pull-out*) y rotura de las fibras. Se ha implementado el modelo como una subrutina de material de usuario para un código de elementos finitos (ABAQUS-Explicit), formulado en grandes deformaciones. Los resultados obtenidos se han comparado con experimentos realizados sobre un fieltro comercial (geotextil) de fibras de polipropileno y muestran que el modelo es capaz de reproducir el comportamiento del material hasta la localización del daño y pérdida de capacidad portante del mismo.

ABSTRACT

A new continuum-based model for a dense felt is presented in this work. The stress tensor in the reference configuration can be obtained by equating the mechanical power per unit volume of fibres in the fabric to the mechanical power due to deformation in a homogeneous solid. The model is completed by the addition of damage in order to phenomenologically model the pull-out and fibre fracture mechanisms. The model has been implemented as a finite-strain user's material subroutine for the FEM code ABAQUS-Explicit. The results have been compared to experiments performed on a commercially available polypropylene geotextile and show that the model can accurately reproduce the material behaviour until damage localization and its complete loss of load-carrying capability.

PALABRAS CLAVE: Fieltros, modelo constitutivo, elementos finitos.

INTRODUCCIÓN

Los fieltros son materiales fabricados a partir de disposiciones aleatorias de fibras que se consolidan de diversos métodos. Por su naturaleza, presentan unas propiedades mecánicas de menor rigidez y resistencia que sus equivalentes tejidos, pero a cambio son capaces de alcanzar grandes deformaciones sin perder capacidad de transmitir carga, absorbiendo así gran cantidad de energía. Su comportamiento mecánico detallado es poco conocido, ya que las ecuaciones constitutivas de las fibras son sólo el punto de partida, pues la interacción de las cargas con una microestructura en general anisótropa, con grandes deformaciones y que evoluciona con la deformación (las fibras se reorientan y aparecen distintos mecanismos de daño) añade una gran complejidad. La modelización de este tipo de material resulta, pues, de gran interés. En grandes líneas, existen dos estrategias para atacar el problema. Una alternativa es tratar de reproducir fielmente la microestructura, generalmente a partir de redes aleatorias de fibras, lo que tiene como ventaja la posibilidad de modelar la evolución de la microestructura a expensas de un gran coste computacional. La segunda estrategia se basa en modelos del continuo con mayor o menor grado de homogeneización de las propiedades. Este grupo de modelo incluye modelos macroscópicos de lámina ortótropa, modelos de laminados y modelos de celda unidad. La alta densidad del tipo de geotextil que nos ocupa (Typar SF32) obliga a adoptar la segunda estrategia, siguiendo el procedimiento introducido por Planas *et al* [1], como se describe a continuación.

2. DESCRIPCIÓN DEL MODELO

2.1 Modelo constitutivo del fieltro

El modelo parte de un dominio cuadrado, plano de fibras rectas sin orientación preferente. Dichas fibras no interactúan entre ellas. Cada fibra está caracterizada por un vector unitario **N** (figura 1) que forma un ángulo Θ

con una dirección privilegiada $\mathbf{e}_1$ (el eje de carga). Cuando este dominio se somete a una cierta deformación descrita por el tensor gradiente de deformación, **F**, cada fibra se alargará de acuerdo con su orientación según

$$\lambda = \frac{l}{l_0} = \sqrt{\mathbf{CN}\bullet\mathbf{N}} \tag{1}$$

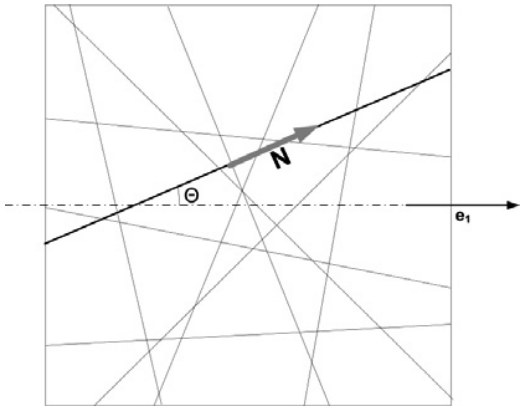


Figura 1. Red de fibras en la configuración de referencia.

donde l y l_0 son las longitudes de la fibra en las configuraciones deformada y de referencia, respectivamente, y $\mathbf{C} = \mathbf{F}^T\mathbf{F}$ es el tensor de deformación de Cauchy-Green por la derecha. La tensión ingenieril en la fibra es función del alargamiento y viene dada por

$$s = \frac{T}{\Omega_0} = s(\lambda)\ , \tag{2}$$

siendo T la fuerza soportada por la fibra y Ω_0 su área transversal inicial. Despreciando cambios de volumen en la fibra, la densidad volumétrica de potencia mecánica en la fibra puede ser expresada como

$$\dot{\omega} = \frac{T\dot{l}}{\Omega l} = \frac{T}{\Omega_0}\frac{\dot{\lambda}}{\lambda} = s(\lambda)\frac{\dot{\mathbf{C}}\mathbf{N}\bullet\mathbf{N}}{2\sqrt{\mathbf{CN}\bullet\mathbf{N}}} \tag{3}$$

Reordenando términos, podemos expresar la densidad de potencia como

$$\dot{\omega} = tr\left[s(\lambda)\frac{(\mathbf{N}\otimes\mathbf{N})\dot{\mathbf{C}}}{2\sqrt{\mathbf{CN}\otimes\mathbf{N}}}\right] \tag{4}$$

La extensión al fieltro completo puede hacerse sumando la aportación de cada familia según su orientación:

$$\dot{\omega}_{fieltro} = \mathrm{tr}\left[\sum_{\Theta} s^{\Theta}(\lambda)\Psi(\Theta)\frac{(\mathbf{N}^{\Theta}\otimes\mathbf{N}^{\Theta})\dot{\mathbf{C}}}{2\sqrt{\mathbf{CN}^{\Theta}\otimes\mathbf{N}^{\Theta}}}\right] \tag{5}$$

donde $\Psi(\Theta)$ es la fracción de fibras que forma un ángulo Θ con la dirección de referencia. Si ahora consideramos un sólido homogéneo, la densidad volumétrica de potencia se puede expresar en función del segundo tensor de tensiones de Piola-Kirchhoff:

$$\dot{\omega} = tr\left[\frac{1}{2}\mathbf{S}\dot{\mathbf{C}}\right] \tag{6}$$

Si imponemos la equivalencia de la densidad volumétrica de potencia de este sólido con la del fieltro de fibras [1], obtenemos:

$$tr\left[\frac{1}{2}\mathbf{S}\dot{\mathbf{C}}\right] = tr\left[\sum_{\Theta} s^{\Theta}(\lambda)\Psi(\Theta)\frac{(\mathbf{N}^{\Theta}\otimes\mathbf{N}^{\Theta})\dot{\mathbf{C}}}{2\sqrt{\mathbf{CN}^{\Theta}\otimes\mathbf{N}^{\Theta}}}\right]$$

para toda deformación arbitraria dada por $\dot{\mathbf{C}}$. Así pues, el comportamiento constitutivo del fieltro se puede expresar en función del segundo tensor de tensiones de Piola-Kirchhoff como

$$\mathbf{S} = \sum_{\Theta} s^{\Theta}(\lambda)\Psi(\Theta)\frac{(\mathbf{N}^{\Theta}\otimes\mathbf{N}^{\Theta})}{2\sqrt{\mathbf{CN}^{\Theta}\otimes\mathbf{N}^{\Theta}}} \tag{8}$$

Tomando $\Psi(\Theta)$ como una densidad angular de probabilidad, podemos pasar al límite del continuo expresar la ecuación constitutiva del fieltro como una integral:

$$\mathbf{S} = \int_{\frac{-\pi}{2}}^{\frac{\pi}{2}} s^{\Theta}(\lambda)\Psi(\Theta)\frac{(\mathbf{N}^{\Theta}\otimes\mathbf{N}^{\Theta})}{2\sqrt{\mathbf{CN}^{\Theta}\otimes\mathbf{N}^{\Theta}}}\mathrm{d}\Theta \tag{9}$$

En el caso de un fieltro isótropo, $\Psi(\Theta)=1/\pi$. El tensor de tensiones de Cauchy, asociado a la configuración instantánea (deformada) vendrá dado por:

$$\boldsymbol{\sigma} = \frac{1}{J}\mathbf{F}\mathbf{S}\mathbf{F}^T \tag{10}$$

Podemos estimar el grado de alineamiento de las fibras con respecto al eje de carga mediante un índice β definido como:

$$\beta = \int_{\frac{-\pi}{2}}^{\frac{\pi}{2}} \frac{\mathbf{FN}}{\|\mathbf{FN}\|}\bullet\mathbf{e}_1\Psi(\Theta)\mathrm{d}\Theta \tag{11}$$

Dicho índice puede tomar valores entre 0 (fibras completamente alineadas con un eje perpendicular a $\mathbf{e}_1$ y 1 (alineación total con el eje de carga). El valor para una distribución isótropa es $2/\pi$ (≈ 0.64).

2.2 Modelo constitutivo de las fibras

En un trabajo experimental anterior [2] se habían determinado las propiedades mecánicas de fibras de polipropileno extraídas del geotextil. La respuesta en tracción de dichas fibras puede describirse adecuadamente mediante una ecuación constitutiva elastoplástica con endurecimiento lineal [3,4]. En caso de encontrarse la fibra en régimen elástico, ésta sería

$$s = E_f e = E_f(\lambda - 1) \tag{12}$$

donde E_f es el módulo elástico de las fibras. En caso de pasar a régimen plástico, la respuesta elástica debe ser corregida [3]:

$$s^{t+\Delta t} = s^t + \frac{E_f H_f}{E_f + H_f}\Delta e \tag{13}$$

Aquí H_f es el módulo plástico o de endurecimiento de las fibras.

Existe evidencia experimental [2] de que existen dos micromecanismos de daño en el material. El primero consiste, lógicamente, en la rotura de las fibras, que se da a una tensión de 240 MPa. El segundo es la rotura de las uniones entre fibras, lo que produce el fallo del materal por decohesión con extracción (*pull-out*) de las fibras. Este segundo mecanismo es predominante y se produce desde los primeros estadios de deformación, pero no es fácil de caracterizar, puesto que la capacidad de transmitir carga de una determinada fibra depende del número y calidad de uniones que tenga con otras fibras. Para tener en cuenta esto, en el modelo se supone que la resistencia de los enlaces entre fibras sigue una distribución tipo Weibull, donde la probabilidad de fractura, p, de un enlace viene dada por

$$p = 1 - \exp\left[\frac{b - b_0}{B}\right]^m \tag{14}$$

En esta ecuación, b_0 es la resistencia más baja considerada, y B y m son parámetros que controlan la anchura y forma de la distribución. Si la tensión en la fibra alcanza el valor de resistencia b, la función de carga ℓ alcanza la unidad y la fibra sufre daño:

$$\ell = \frac{s}{b} \tag{15}$$

Al igual que en plasticidad, el daño acumulado modifica el umbral de daño r. Una ley exponencial relaciona el umbral de daño y la variable de daño d [5]:

$$d = 1 - \frac{1}{r}\exp[A(1-r)] \tag{16}$$

El parámetro A controla el área bajo la curva tensión-deformación de acuerdo con el *crack-band model* [6], con propósito de asegurar la independencia de la resistencia del material respecto del tamaño de elemento finito en el que se implemente. Así;

$$A = \frac{2 l_{ch} b^2}{2 E_f G_F - l_{ch} b^2} \tag{17}$$

donde l_{ch} es la longitud característica del elemento y G_F un parámetro que representa la energía de fractura del material. El daño puede aparecer en la fibra con independencia de que se encuentre en régimen elástico o plástico, corrigiendo consecuentemente la ecuación constitutiva:

$$s^{t+\Delta t} = E_f (1-d)(e^t + \Delta e - \bar{e}_p) \tag{18}$$

$$s^{t+\Delta t} = s^t + \frac{E_f H_f}{E_f + H_f}(1-d)\Delta e \tag{19}$$

La ecuación (18) incorpora la corrección del daño en régimen elástico, mientras que la ecuación (19) incorpora la correspondiente al régimen plástico.

Una característica interesante del material es que la rotura de enlaces cambia la conectividad de las fibras, que pueden volver a soportar carga en estadios posteriores de deformación. El modelo incorpora este tipo de fenómeno suponiendo que la resistencia b no es constante, sino que puede variar durante la deformación. Así, b se calcula en cada paso de tiempo mediante un sorteo de Monte Carlo ajustado a la distribución de Weibull de la ecuación (14). Si en el sorteo b superara la resistencia absoluta de la fibra (240 MPa), queda reducido a dicho valor, que es por tanto la mínima cota superior de resistencia de las fibras.

3. IMPLEMENTACIÓN NUMÉRICA

El modelo se ha implementado como una subrutina de material de usuario (VUMAT) bidimensional para Abaqus/Explicit. Las simulaciones se han llevado a cabo en condiciones cuasiestáticas de tensión plana en grandes deformaciones. La integración de las ecuaciones de movimiento se realizó en explícito mediante el método de las diferencias centrales y masa concentrada en los nodos. Se procedió a la discretización de paneles rectangulares de 100 x 200 mm mediante 40 x 80 elementos CPS4R (cuadriláteros bilineales para tensión plana de 4 nodos e integración reducida).

Las condiciones de contorno simulaban los de un ensayo de tracción real (EN ISO 10319): se impedían ambos grados de libertad en la frontera izquierda del panel, se mantenían libre de tensiones los bordes superior e inferior del mismo y en los nodos de la frontera derecha se imponía una velocidad horizontal v mientras se impedía el desplazamiento vertical. La velocidad impuesta era de 20 mm/s, aproximadamente 10 veces superior a la de los ensayos experimentales

Dentro de la subrutina, formulada en coordenadas corrotacionales, parte del tensor de estiramiento **U** (**F=RU**) para determinar el alargamiento de las familias de fibras a distintos ángulos. Con el alargamiento se procede a calcular la tensión en la fibra y determinar si la fibra supera el límite elástico o el umbral de daño. La respuesta constitutiva de la fibra vendrá dada por las ecuaciones (12,13,18,19) en cada caso. La deformación plástica de la fibra e_p y el daño acumulado d en cada fibra quedan almacenadas como variables de estado

para el siguiente incremento de tiempo. Una vez conocida la tensión en cada fibra, la integración angular de la expresión (9) se realiza mediante la regla de Simpson sobre 50 subintervalos entre $-\pi/2$ y $\pi/2$. Es preciso no obstante multiplicar por el prefactor ρ/ρ_f (cociente entre la densidad del fietro y la densidad de las fibras) que juega el papel de fracción volumétrica. El cálculo del tensor de Cauchy a partir del segundo tensor de Piola Kirchhoff es inmediato. Se obtienen a continuación el índice de alineamiento β y el daño promedio D sobre el elemento. Este último valor es de utilidad, puesto que aquellos elementos con $D > 0.99$ se consideran rotos y son eliminados de la simulación. Los parámetros experimentales utilizados se muestran a continuación:

Tabla 1. Parámetros de las fibras

ρ_f (g/cm^3)	E_f (GPa)	s^y (MPa)	H_f (MPa)	s^u_f(MPa)	e^u
0.91	1.7 ± 0.1	120 ± 4	59 ± 2	240 ± 10	1.4 ± 0.1

Los parámetros de ajuste que controlan el inicio y la propagación del daño son los siguientes se muestran en la tabla 2.

Tabla 2. Parámetros de ajuste

B_0 (MPa)	B (MPa)	m	G_F(kJ/m^2)
20	360	3,6	550

4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Las curvas tensión-deformación resultantes de las simulaciones se muestran en la figura 2 junto con las curvas experimentales. Las tres curvas marcadas en trazo negro continuo corresponden a simulaciones con los mismos parámetros. Las diferencias entre ellas se deben a la naturaleza estocástica del modelo, y son del mismo orden de magnitud que las registradas en las curvas experimentales. Las curvas numéricas reproducen bien las características de las experimentales. Después de la región lineal inicial, la curva crece más lentamente por la nucleación homogénea de daño hasta alcanzar el máximo de carga (punto "a" de la figura 2) para una deformación próxima al 40%, que viene seguida por la localización del daño (punto "b" de la figura 2). La caída de carga no es total, la curva presenta una larga cola asociada a la tensión transmitida por un cierto número de fibras supervivientes paralelas al eje de carga (punto "c" de la figura 2). Es interesante ver que tanto las curvas experimentales como las numéricas tienen una forma serrada. En el material real, este fenómeno se debe a la reorganización de las fibras tras la rotura de enlaces entre ellas, lo que ha sido reproducido en las simulaciones mediante la variación aleatoria de la resistencia *b* durante la deformación del fieltro. En la curva también se presenta el resultado de dos simulaciones realizadas con una malla más fina (lado del elemento reducido a la mitad) que muestra que la resistencia apenas se ve afectada por el tamaño de malla. La figura 3 muestra la variable de daño calculada justo después de la localización ("b" en la figura 2).

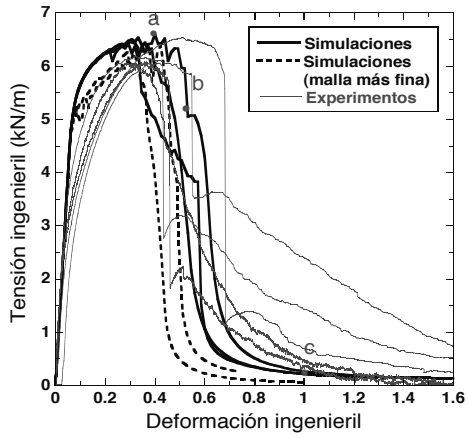


Figura 2. Curvas tensión-deformación experimentales y simuladas para ensayos de tracción simple de probetas rectangulares de 200 x *100 mm .*

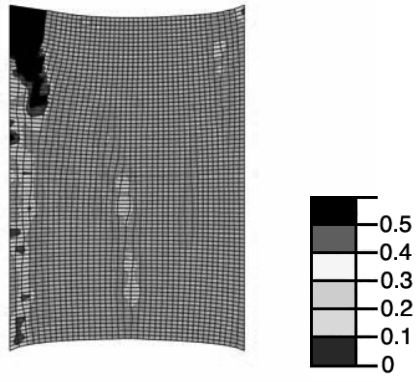


Figura 3. Diagrama de contornos de la variable de daño promedio en el instante de la localización.

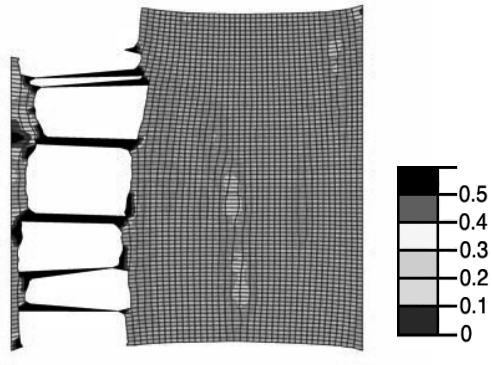


Figura 4. Diagrama de contornos de la variable de daño promedio al 100% de deformación. Los elementos con daño mayor al 93% no se muestran.

Como podemos ver en las figuras 3 y 4, el daño se propaga rápidamente dentro de la probeta, pero no conlleva un fallo frágil, puesto que siempre permanecen fibras más sanas puenteando la zona dañada.

El estudio de probetas entalladas resulta más interesante. Se realizaron simulaciones sobre probetas con entalla central igual al 20%, 40% y 60% de la anchura de la probeta manteniendo los mismos parámetros que en el caso no entallado. En la figura 5 se muestran las curvas correspondientes a una entalla del 40%.

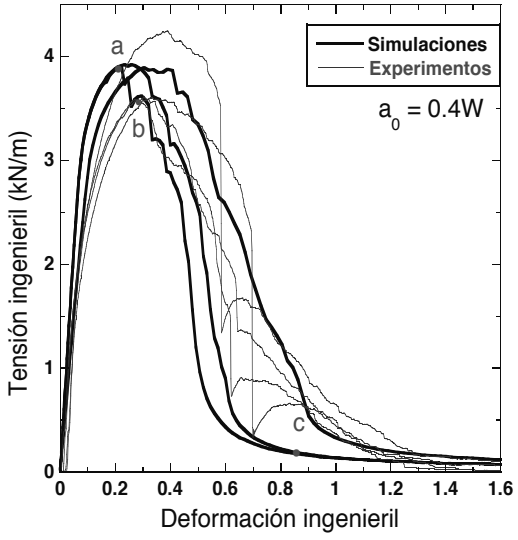


Figura 5. Curvas tensión-deformación experimentales y simuladas para ensayos de tracción simple de probetas con entalla central igual al 40% de la anchura .

El acuerdo entre las simulaciones y los resultados experimentales es notablemente bueno. El modelo captura adecuadamente la resistencia máxima del material y el comportamiento post-pico, así como la variabilidad de las curvas experimentales inherente a aleatoriedad de su naturaleza. La tabla 3 muestra la comparación de los valores de resistencia experimentales y numéricos para probetas entalladas y sin entallar. Como puede verse, la resistencia es directamente proporcional al ligamento, mostrando así un comportamiento insensible a entalla. Esta insensibilidad está causada por la estructura abierta del material, la plasticidad de las fibras y la capacidad de reacomodación de las mismas, que dan lugar a un enromamiento inusualmente grande de la grieta [2].

Tabla 3. Valores ingenieriles de resistencia en función del tamaño de entalla.

Tamaño	**0**	**0.2W**	**0.4W**	**0.6W**
Exp.	6.2 ± 0.1	5.2 ± 0.2	3.7 ± 0.2	2.4 ± 0.1
Simul.	6.32±0.04	4.95 ±0.12	3.70 ±0.04	2.60 ±0.04

Las figuras 6, 7 y 8 (situadas después de las referencias) ayudan a comprender estos mecanismos. En los tres casos se presentan imágenes de las simulaciones que corresponden a los puntos marcados como "a" (carga máxima), "b" (instante inmediatamente posterior a la localización del daño) y "c" (estado avanzado de deformación) en la figura 5. En la figura 6 se muestra la tensión principal máxima. Se puede apreciar que la tensión se canaliza a través del ligamentos sin que exista una elevada concentración de tensiones por la plastificación y comienzo de la nucleación del daño. Ambos procesos se dan preferentemente en las fibras más alineadas con el eje de carga (figura 8). La propagación del daño a toda la extensión del ligamento produce la descarga de la probeta (figura 6 central). A deformaciones muy grandes (punto "c") la carga residual es soportada por unas pocas fibras supervivientes (figura 7 derecha) muy alineadas con el eje de carga (figura 8 derecha).

5. CONCLUSIONES

A partir de una campaña experimental sobre un geotextil comercial de polipropileno [2] y de la formulación de Planas *et al*. [1], se ha desarrollado un modelo numérico tensorial en dos dimensiones que incorpora la orientación de las fibras y una ecuación constitutiva elastoplástica con daño de las mismas. La estructura aleatoria del material y su evolución microestructural se han incorporado de forma fenomenológica mediante una lotería de Monte Carlo. Los resultados del modelo reproducen adecuadamente la respuesta del material para probetas con y sin entalla.

REFERENCIAS

[1] Planas J., Guinea, G.V., y Elices, M., *Constitutive model for fiber-reinforced materials with deformable matrices*, Phys. Rev. E, 76, 2007.

[2] Ridruejo A., González, C., y Llorca, J. *Micromechanisms of deformation and fracture of polypropylene nonwoven fabrics.* Int. J. of Solids and Structures, 48, 153-162, 2011.

[3] Simó J.C., y Hughes T. J. R., *Computational inelasticity*. Springer, 1998.

[4] Souza Neto, E., Peric, D., Owen, D., *Computational Methods for Plasticity*. John Wiley, 2008

[5] Maimí, P., *Modelización constitutiva y computacional del daño y la fractura en materiales compuestos.* Tesis doctoral, U. de Girona, 2006

[6] Bazant, Z.P., y Oh, B.H., *Crack band theory for fracture of concrete.* Materials and Structures, 16, 155-177, 1983.

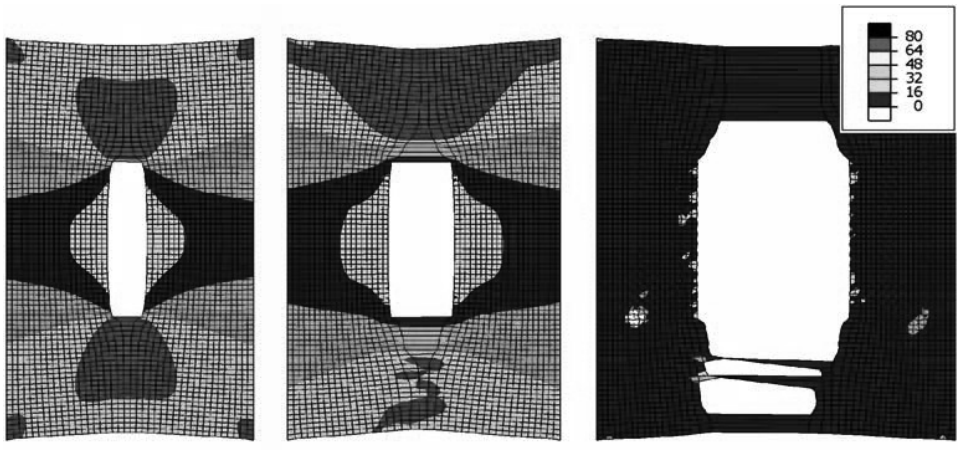


Figura 6. Diagrama de contornos de la tensión principal máxima (MPa) en probetas con entalla central del 40% correspondientes a los puntos 'a', 'b' y 'c' de la figura 5.

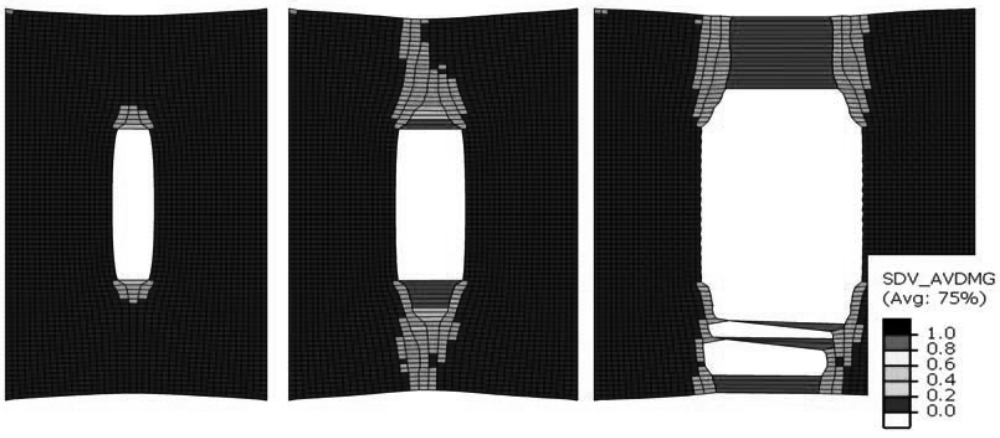


Figura 7. Diagrama de contornos de la variable de daño promedio en las mismas muestras correspondientes a los puntos 'a', 'b' y 'c' de la figura 5. Los elementos con daño mayor que 0.93 no se muestran.

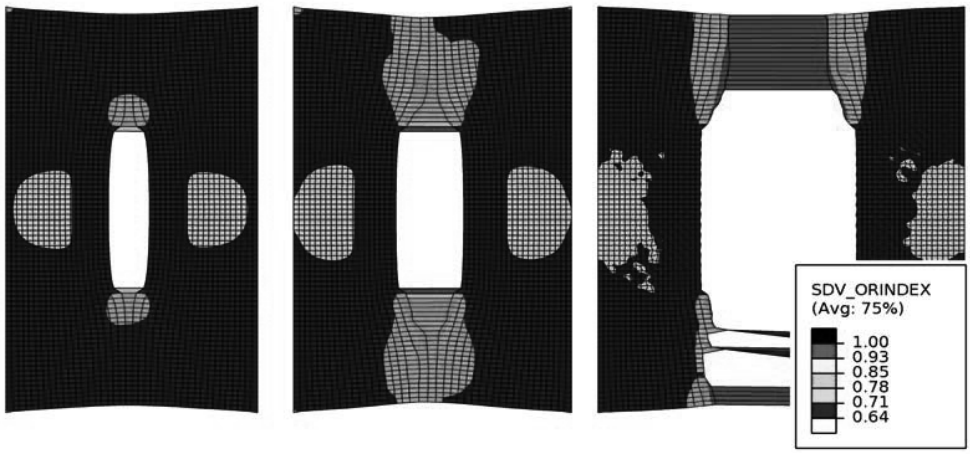


Figura 8. Diagrama de contornos del índice de alineamiento en las mismas muestras correspondientes a los puntos 'a', 'b' y 'c' de la figura 5. El color más claro ($\beta<0.64$) indica zonas con ligero predominio de orientación transversal al eje de carga.

PARAMETRIC STUDY OF THE EXPANSIVE JOINT MODEL FOR CRACKING OF CONCRETE DUE TO REBAR CORROSION

B. Sanz[1*], J. Planas[1], J.M. Sancho[2]

[1]Dep. de Ciencia de Materiales, E.T.S. de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos, Universidad Politécnica de Madrid, C/ Profesor Aranguren s/n, 28040 Madrid, España.
E-mail: bsanz@mater.upm.es
E-mail: jaime.planas@upm.es

[2]Dep. de Estructuras de Edificación, E.T.S. de Arquitectura, Universidad Politécnica de Madrid, Avda. Juan de Herrera 4, 28040 Madrid, España.
E-mail: jose.sancho@upm.es

[*]Corresponding author

ABSTRACT

A numerical model called *expansive joint element* was programmed to simulate the mechanical expansion of the oxide and to study the cracking on the surrounding concrete. The expansive joint element works together with finite elements with embedded adaptable cohesive crack to simulate the fracture of concrete according to the cohesive crack model. That model was proved to properly reproduce the crack pattern observed in samples of reinforced concrete with accelerated corrosion. In this work, a parametric study of the expansive joint element is carried out to establish the computational limits of the constitutive parameters of the oxide. A certain expansion is simulated varying the oxide parameters and the crack opening width and the stresses in concrete that are obtained during the process are analyzed. The range of values for which the results of the simulations are nearly identical, with the minimum number of iterations, are determined.

RESUMEN

Un modelo numérico llamado *elemento junta expansiva* fue programado para simular la expansión mecánica del óxido y estudiar la fisuración en el hormigón circundante. El elemento junta expansiva trabaja con elementos finitos con fisura cohesiva embebida adaptable para simular la fractura del hormigón según el modelo de fisura cohesiva. Se ha comprobado que el modelo reproduce correctamente el patrón de fisuración del hormigón que se obtiene en ensayos de corrosión acelerada. En este trabajo, se realiza un estudio paramétrico del elemento junta expansiva para establecer los límites de los parámetros constitutivos del óxido. Se simula una cierta expansión variando los valores de los parámetros del óxido y se estudian la apertura de fisura y las tensiones resultantes en el hormigón. Se determina el rango de valores para los que los resultados de las simulaciones son prácticamente iguales, con el menor número posible de iteraciones.

KEY WORDS: Corrosion, Cohesive crack, Finite Elements simulations

1 INTRODUCTION

One of the effects of corrosion of rebars in reinforced concrete structures is the volumetric expansion of the oxide layer, which produces the cracking of the surrounding concrete [1, 2, 3]. To study and simulate such an effect, a numerical model, already presented in previous conferences, was programmed [4].

In that model, finite elements with embedded adaptable cohesive crack [5] that follow the cohesive crack model proposed by Hillerborg [6] are used to simulate fracture of concrete. To simulate the volumetric expansion and the mechanical behavior of the oxide, a finite element so called *expansive joint element* was programmed within the finite element framework COFE (*Continuum Oriented Finite Element*).

The crack pattern predicted by the simulations was found to properly reproduce the crack pattern observed in real samples with accelerated corrosion [7]. In that study, the geometry of the cross-section in the tests was simulated and the mechanical and fracture properties of concrete were experimentally determined by compression, brazilian and three point bending tests [8, 9, 10, 11, 12]. However, no experimental results are available for the parameters of the oxide; thus, their values had to be estimated so as to keep the calculations stable.

In this work, the numerical limits of the main parameters of the model are established. The constitutive parameters of the oxide are varied to find the range of values for which the curves of crack opening width and compressive stress in concrete overlap, while keeping the calculations stable.

2 BASIS OF THE EXPANSIVE JOINT ELEMENT

The expansive joint element was programmed to reproduce the mechanical expansion of the oxide at the steel surface when the steel bars of a reinforced concrete structure are corroding.

The element consists in a four-node element with zero initial thickness that is defined by its initial length and the normal direction to its faces. The model works assuming elastic behavior, small strain and direct integration at the nodes. It is implemented within the finite element framework COFE (*Continuum Oriented Finite Elements*), which is a particular finite element program with strong discontinuity kinematics, constant strain elements, central force cohesive model and limited crack adaptation as its main features.

Two main parameters of the model are the corrosion depth x, which is the amount of sound steel that is transformed into oxide, and the expansion factor β. The volumetric expansion of the oxide, which is produced due to the greater specific volume of the oxide respect to the steel, has a value equal to βx, as shown in figure 1.

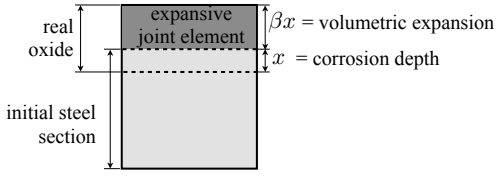


Figure 1: Sketch of the expansive joint element.

In the expansive joint element, only the volumetric expansion is considered as oxide, and the steel section is kept invariable, to avoid re-meshing during the calculations. Thus, mechanical equivalence has to be established between the real and the simulated sections, so that identical displacements are obtained when a certain traction vector is applied to the real and to the simulated oxide. Then, as shown in [4], it turns out that the normal and shear stiffness k_n and k_t of the expansive joint element are inversely proportional to the corrosion depth x:

$$k_n = \frac{K_n}{\beta x} \qquad \text{and} \qquad k_t = \frac{K_t}{\beta x} \tag{1}$$

where the normal and tangential moduli of the expansive joint element K_n and K_t are directly related to the properties of the steel and the real oxide. Since for $x \to 0$, k_n and $k_t \to \infty$ and the system becomes numerically unstable, a cut-off is established. Then, the normal stiffness is calculated as follows:

$$k_n = \begin{cases} k_n^0 & x \le x_0 \\ k_n^0 \dfrac{x_0}{x} & x > x_0 \end{cases} \tag{2}$$

where k_n^0 and x_0 are the cut-offs of the normal stiffness and the corrosion depth, and a similar expression is obtained for the shear stiffness, with a cut-off k_t^0.

Finally, a directionality factor η_t is introduced in the formulation of the element to reduce the normal stiffness in the case of tension stress in the element. Then, the normal stiffness k_n that is shown in equation (2) is multiplied by the directionality factor η_t, which has the following values:

$$\eta_t = \begin{cases} 1 & \text{in the case of compression} \\ \ll 1 & \text{in the case of tension} \end{cases} \tag{3}$$

3 PARAMETRIC STUDY

3.1 Geometry and materials

The samples in the simulations are concrete prisms of 100 mm width and 90 mm height with a 20 mm diameter steel bar that is centered respect to the width and with a cover equal to the diameter of the bar.

The mesh is generated using the pre-post FE mesh processor Gmsh [13] and the elements of steel and concrete are constant strain triangles.

The concrete is modeled with elements with embedded adaptable cohesive crack [5], the steel with linear elastic material and the oxide with expansive joint elements.

The mechanical properties of the steel have been adopted according to standard values of this material. The fracture properties of the concrete have been determined with compression, brazilian and three point bending tests [9, 11] and an inverse analysis has been carried out to obtain the main parameters of the softening curve [8, 10, 12]. In the simulations, the softening curve of concrete has been modeled with a linear softening curve, which contains half of the total fracture energy of the actual softening curve of concrete. The values of all the parameters are shown in table 1.

Table 1: Mechanical properties of steel and concrete, where E is the elasticity modulus, ν is the Poisson coefficient, α' is the adaption factor of the crack, f_t is the tensile strength and G_F is the fracture energy.

	Steel	Concrete
E (GPa)	200	30
ν	0.3	0.2
α'	–	0.2
f_t (MPa)	–	3.0
G_F (N/mm)	–	0.05

For the stiffness of the oxide, no experimental values are available, so they have to be assumed 'a priori'. For the expansion factor β, a value equal to one was found in the literature [1, 2] and it has been adopted in the calculations.

3.2 Parameters of this study and reference values

For the parameters of the expansive joint element, some values were initially estimated according to the following: first, the oxide was assumed to behave as water [2], thus, the bulk modulus K_n of the expansive joint element was calculated in relation to the moduli of steel and water and, from that, the initial normal stiffness k_n^0 of the element was calculated; second, a previous study with the element [4] revealed that very small shear stiffness k_t and strongly reduced stiffness in tension, which is obtained with a very small value of the directionality factor η_t, have to be assumed to get proper localization of the cracks and to relieve concentration of stresses at the steel,

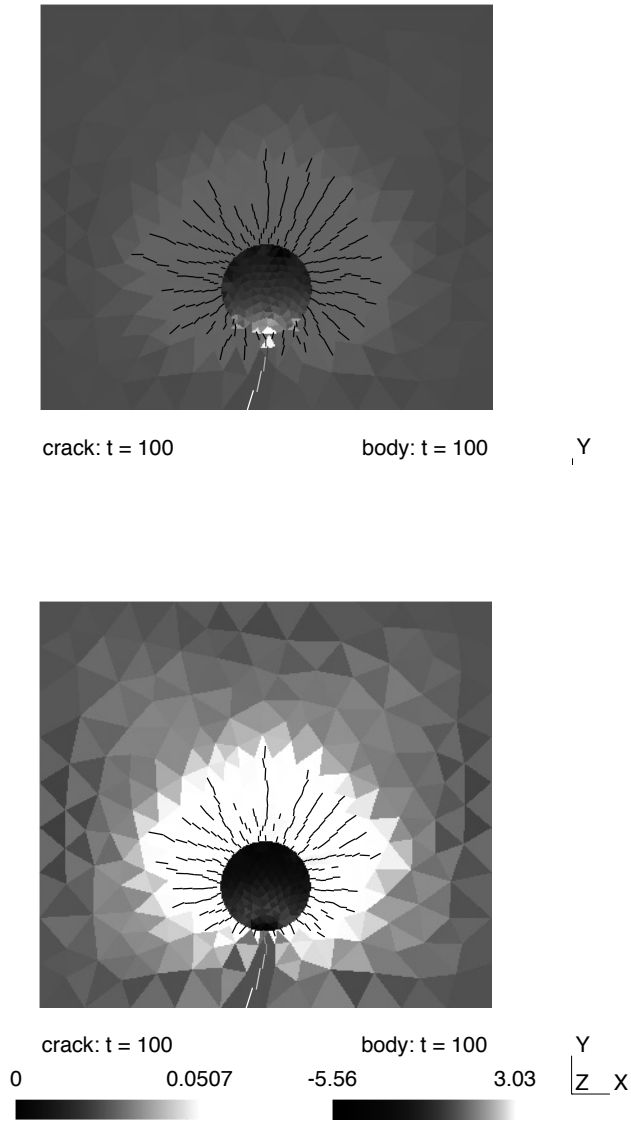


Figure 2: Stress distribution in a concrete section without reducing the normal stiffness of the oxide (up) and with strongly reduced normal stiffness in tension (bottom).

The cut-off corrosion depth x_0, the size of the mesh, given by the number of elements along the circumference of the rebar, the step size in corrosion depth and the tolerance were also arbitrarily chosen.

In the present work, the limits for which there is little or no influence on the results with the best convergence are studied for the constitutive parameters of the oxide. The values that were initially chosen have been adopted as reference in this study, they are kept constant while looking for the limits of each parameter, and are shown in table 2.

Table 2: Reference values for this study, where k_n^0 is the cut-off normal stiffness in compression, k_t^0 is the cut-off shear stiffness, x_0 is the cut-off corrosion depth, η_t is the directionality factor to reduce the normal stiffness in tension and n is the number of elements per quarter of the rebar circumference.

parameter	reference value
k_n^0 (N/mm^3)	$7.0 \cdot 10^6$
k_t^0 (N/mm^3)	$7.0 \cdot 10^{-14}$
x_0 (mm)	$1.0 \cdot 10^{-3}$
η_t	$1.0 \cdot 10^{-11}$
n	8
step (μm)	0.5
tol	$1.0 \cdot 10^{-6}$

The range of validity of each parameter is determined by looking for the values for which the curves of maximum crack opening width and maximum compressive stress overlap, while keeping the number of iterations as low as possible.

4 RESULTS

4.1 Limits of the normal stiffness in compression k_n^0

For corrosion depths greater than the cut-off x_0, the normal stiffness of the expansive joint element k_n depends on the product $K_n = k_n^0 x_0$, as shown in equation (2). In this study, the influence of the cut-off normal stiffness k_n^0 is analyzed keeping constant the parameter x_0, so the curves of stiffness are as shown in figure 3.

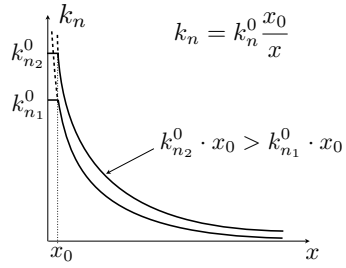


Figure 3: Sketch of the curves of normal stiffness when k_n^0 is varied but x_0 is kept constant.

From the analysis of the curves of maximum crack opening width versus corrosion depth, it is found that the curves are basically identical for values within the range $7 \cdot 10^5 \leq k_n^0 \leq 7 \cdot 10^9$ N/mm^3, as seen in figure 4.

When the curves of maximum compressive stress are compared, however, the range for which the curves overlap is restricted to $7 \cdot 10^6 \leq k_n^0 \leq 7 \cdot 10^8$ N/mm^3, as shown in figure 5.

Finally, it is found that for values of $k_n^0 \geq 7 \cdot 10^6$ N/mm^3, the number of iterations systematically increases with k_n^0, as shown in figure 6. Therefore, k_n^0 should be kept as low as possible within the previously established ranges and, thus, the optimal cut-off normal stiffness (from a strictly numerical point of view) is: $k_n^0 = 7 \cdot 10^6$ N/mm^3.

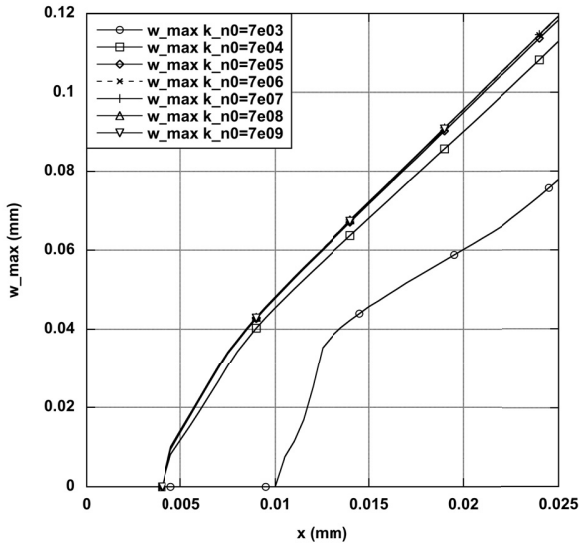


Figure 4: Influence of the normal stiffness k_n^0 on the curves of maximum crack width versus corrosion depth.

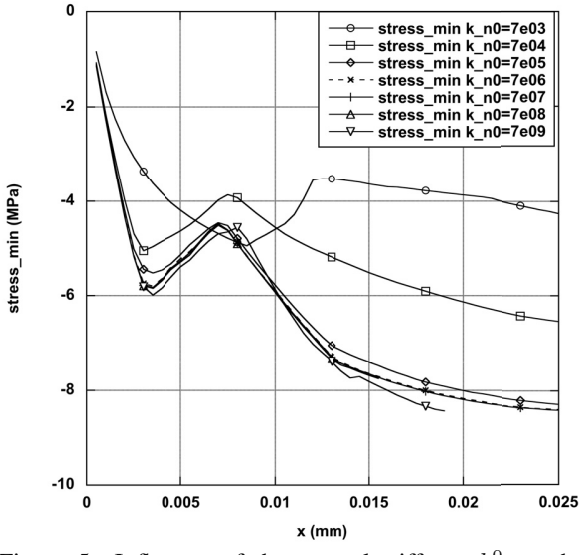


Figure 5: Influence of the normal stiffness k_n^0 on the curves of maximum compressive stress versus corrosion depth.

That optimum value and the fixed cut-off corrosion depth x_0 define an optimum curve k_n for the normal stiffness with constant $K_n = k_n^0 x_0 = 7 \cdot 10^3$ MPa.

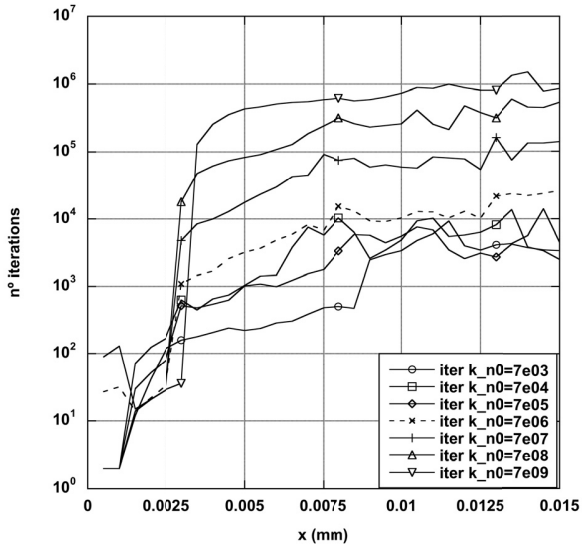


Figure 6: Influence of the normal stiffness k_n^0 on the curves of number of iterations versus corrosion depth.

4.2 Limits of the shear stiffness k_t^0

As in the previous case, the curves of maximum crack width and maximum compressive stress versus corrosion depth are studied to determine the range for the cut-off shear stiffness k_t^0.

First, figure 7 shows that the curves of maximum crack opening versus corrosion depth overlap for $k_t^0 \leq 70$ N/mm^3.

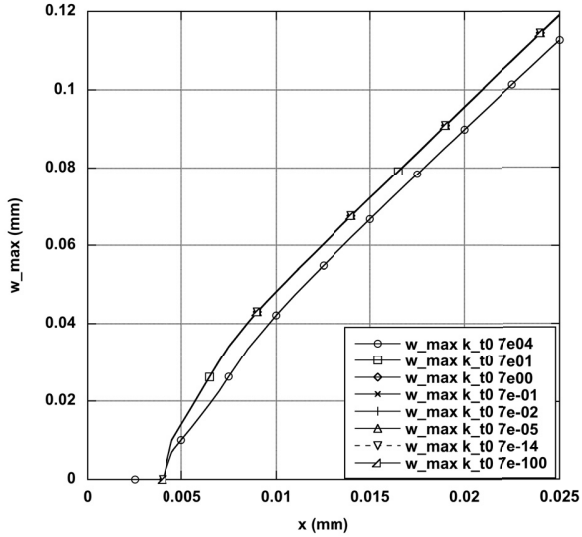


Figure 7: Influence of the shear stiffness k_t^0 on the curves of maximum crack width versus corrosion depth.

Next, the curves of maximum compressive stress narrow the range to $k_t^0 \leq 7$ N/mm^3, as shown in figure 8.

The curves of number of iterations versus corrosion depth are almost identical for $k_t^0 \leq 70$ N/mm^3, as shown in figure 9, so not additional information is provided. Then, the valid range of values for the cut-off shear stiffness k_t^0 is the range determined by the compression curves: $k_t^0 \leq 7$ N/mm^3.

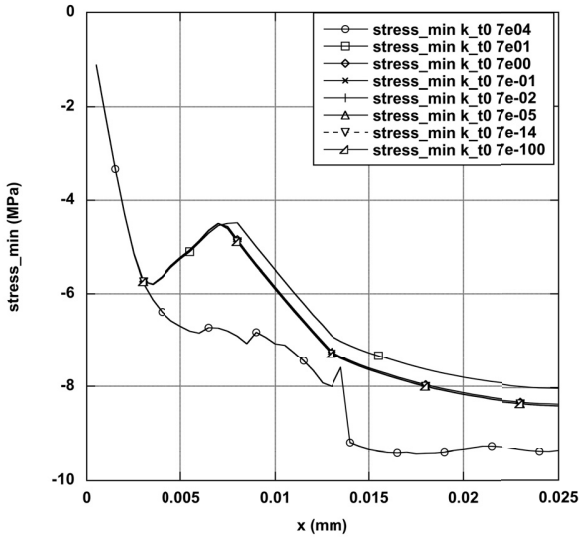


Figure 8: Influence of the shear stiffness k_t^0 on the curves of maximum compressive stress versus corrosion depth.

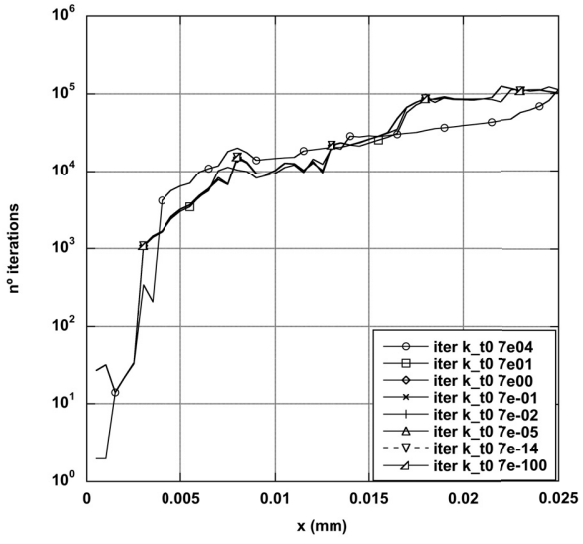


Figure 9: Influence of the shear stiffness k_t^0 on the curves of number of iterations versus corrosion depth.

4.3 Limits of the directionality factor η_t

To determine the limits of the directionality factor η_t, which reduces the normal stiffness in tension, the maximum crack opening, the maximum compressive stress and the number of iterations are studied.

From the curves of maximum crack opening, an initial valid range $\eta_t \leq 1 \cdot 10^{-4}$ is established, as shown in figure 10.

The curves of maximum compressive stress restrict the latter range to $\eta_t \leq 1 \cdot 10^{-5}$, as seen in figure 11.

For $\eta_t \leq 1 \cdot 10^{-5}$, the curves of number of iterations overlap, as shown in figure 12, and, thus, not additional information is obtained from those curves. Then, the valid range of values for the directionality factor η_t is determined by the compression curves and equal to $\eta_t \leq 1 \cdot 10^{-5}$, equivalent to an upper bound for the normal stiffness in tension of 70 N/mm^3.

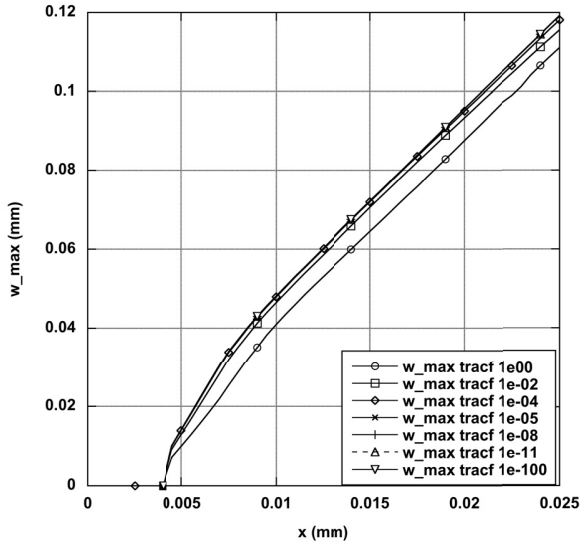


Figure 10: Influence of the directionality factor η_t on the curves of maximum crack width versus corrosion depth.

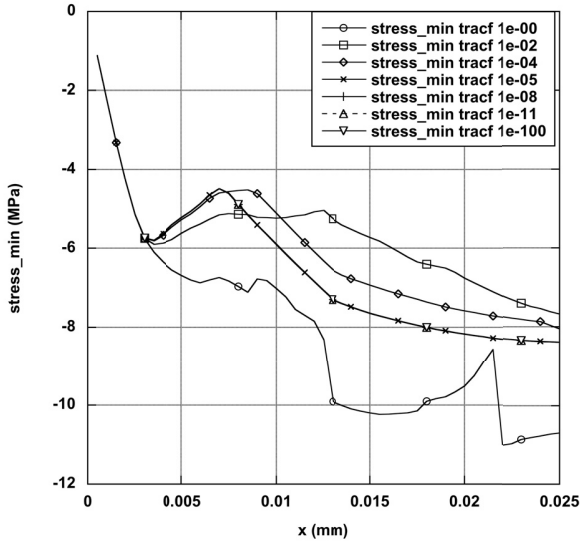


Figure 11: Influence of the directionality factor η_t on the curves of maximum compressive stress versus corrosion depth.

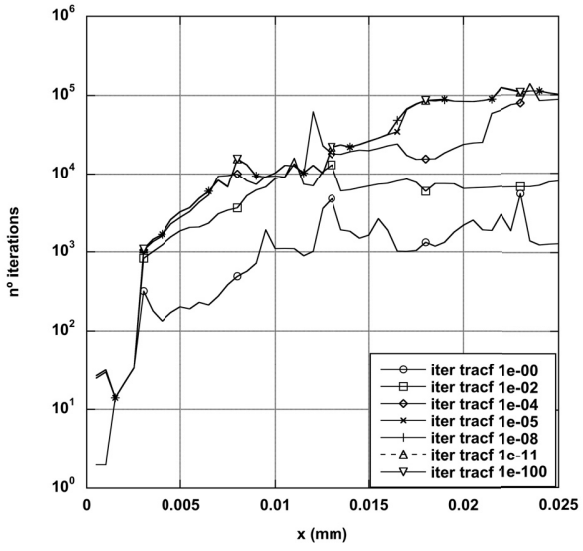


Figure 12: Influence of the directionality factor η_t on the curves of number of iterations versus corrosion depth.

5 CONCLUSIONS

A parametric study of the expansive joint element has been carried out to find the numerical limits of the constitutive parameters of the oxide model.

An optimum value of the cut-off normal stiffness k_n^0 within the range leading to overlapping curves of maximum crack width and maximum compressive stress in concrete has been found as the one giving the lowest number of iterations.

For the shear stiffness k_t^0 and for the directionality factor η_t, which is used to reduce the normal stiffness in tension, there is a range of values for which the results are nearly identical and the convergence is stable.

ACKNOWLEDGEMENTS

The authors gratefully acknowledge the *Ministerio de Ciencia e Innovación, Spain,* for providing financial support for this work under grant BIA2005-09250-C03-01, and for providing, within the Spanish National Research Program CONSOLIDER-INGENIO 2010, funds for the research framework SEDUREC, within which the authors carried out their work.

REFERENCES

[1] C. Andrade, M.C. Alonso, and F.J. Molina. Cover cracking as a function of bar corrosion: Part i - experimental test. *Materials and Structures*, 26:453–464, 1993.

[2] F.J. Molina, M.C. Alonso, and C. Andrade. Cover cracking as a function of bar corrosion: Part ii - numerical model. *Materials and Structures*, 26:532–548, 1993.

[3] M.C. Alonso, C. Andrade, J. Rodriguez, and J.M. Diez. Factors controlling cracking of concrete affected by reinforcement corrosion. *Materials and Structures*, 31:435–441, 1997.

[4] B. Sanz, J. Planas, A. M. Fathy, and J. M. Sancho. Modelización con elementos finitos de la fisuración en el hormigón causada por la corrosión de las armaduras. *Anales de Mecánica de la Fractura*, 25:623–628, 2008.

[5] J. M. Sancho, J. Planas, D. A. Cendon, E. Reyes, and J. C. Galvez. An embedded cohesive crack model for finite element analysis of concrete fracture. *Engineering Fracture Mechanics*, 74:75–86, 2007.

[6] A. Hillerborg, M. Modéer, and P.E. Petersson. Analysis of crack formation and crack growth in concrete by means of fracture mechanics and fracture elements. *Cement and concrete research*, 6:773–782, 1976.

[7] B. Sanz, J. Planas, and J.M. Sancho. Comparison of the crack pattern in accelerated corrosion tests and in finite elements simulations. *Anales de la Mecánica de Fractura*, 2010.

[8] G. V. Guinea, J. Planas, and M. Elices. A general bilinear fitting for the softening curve of concrete. *Materials and Structures*, 27:99–105, 1994.

[9] M. Elices, G. V. Guinea, and J. Planas. On the measurement of concrete fracture energy using three point bend tests. *Materials and Structures*, 30:375–376, 1997.

[10] Z.P. Bazant and J. Planas. *Fracture and size effect in concrete and other quasibrittle materials*. C.R.C. Press, Boca Raton, F.L., 1998.

[11] J. Planas, G. V. Guinea, J. C. Galvez, B. Sanz, and A. M. Fathy. Experimental determination of the stress-crack opening curve for concrete in tension. report 39. chapter 3. indirect tests for stress-crack opening curve. Technical report, RILEM TC 187-SOC Final Report, 2007.

[12] Adel M. Fathy, Beatriz Sanz, J. M. Sancho, and Jaime Planas. Determination of the bilinear stress-crack opening curve for normal- and high-strength concrete. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 31:539–548, 2008.

[13] C. Geuzaine and J.-F. Remacle. Gmsh: a three-dimensional finite element mesh generator with built-in pre- and post-processing facilities. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 79(11):1309–1331, 2009.

FEM SIMULATION OF THE SWAGE TUBE FORMING (STF) IN CYLINDERS SUBJECTED TO INTERNAL PRESSURE

H. Barbáchano[1] ,J.M. Alegre[1], I.I. Cuesta[1]

[1]Grupo de Integridad Estructural, Universidad de Burgos, Escuela Politécnica Superior
C/Villadiego s/n, 09001, Burgos
E-mail: iicuesta@ubu.es

ABSTRACT

One of the techniques currently used to design high-pressure cylinders (>6,000 bar) is Swage Tube Forming (STF). The technique involves passing a swage through the inside of a tube of slightly smaller internal diameter. In this way, initial residual compressive stresses are obtained inside the cylindrical parts that will be in contact with the pressure, thereby increasing its fatigue life. Swaging is usually a cold working process. This work presents the methodology used for simulating the swaging process in cylindrical parts designed to work at high pressure levels. Specifically, the effect of a rigid swage compared to a linear elastic one is analysed, establishing a relationship between both effects. The analyses have been carried out with swages of varying sizes, which enables the results obtained to be applied to many different geometrical shapes. Another phenomenon considered in the simulation is the Bauschinger effect, which enables results to be obtained that are more in keeping with the real behaviour of the material and therefore of the process. Finally, the effect of a double pass of the swage is simulated and analysed, in order to study the influence on the resulting stress distribution, assessing the advantages and drawbacks in using this as opposed to the single pass process.

KEY WORDS: Swaging process, FEM simulation, 15.5PH steel

1. INTRODUCTION

The main cause of failure in cylindrical parts subjected to high cyclic levels of internal pressure is the initiation and growth of longitudinal cracks on their inner surfaces. To prevent this there are several techniques that aim to create initial residual compressive stresses inside the cylinder, such as autofrettage [1-8], shot peening [9-12], and swaging [1, 13].

Autofrettage is a technique that has been used for decades to increase the inner pressure that can be withstood by tubes subject to pressure cycles [5]. This basically involves applying internal hydraulic pressure in the cylinder that is high enough to plastify its inside area. Residual compressive stresses are thereby formed when this pressure is removed, notably improving the conditions to which the cylinder will be subjected during the work cycles.

This can notably be applied in nuclear power stations, steam generation plants, weapon design and recently in high pressure processing equipments [2]. In many cases, one of the biggest drawbacks of this technique is the high hydraulic pressure that has to be created in order to properly plastify the cylinder's inner region, since the maximum working pressure limits are reached for the components that make up the pressure circuit.

To get around this problem there are alternative techniques such as Swage Tube Forming (STF) [14, 15]. This involves forcing a swage through the inside of the cylinder with suitable interference to create plastic strains on the inside of the cylinder similar to those achieved with the above technique. One of the advantages of swaging is that the pressure that must be applied on the swage to force it through the cylinder is much lower than the hydraulic pressure that must be reached in autofrettage, thereby avoiding the use of pressure apparatus.

One of the fundamental aspects of the swaging process is the geometry of the swage, in particular the nominal interference between it and the cylinder's inner diameter. We can find some typical shapes of the swage in research carried out by Clark [16] and Iremonger [1]. In general, it is not usual to make the swage's geometry known, since it is the know-how of the process which is of great importance for manufacturers. The same goes for its material, since depending on the relationship between the moduli of elasticity of the material of the swage and of the cylinder, different residual strains are obtained on the inside of the cylinder for the same initial interference. A priori, greater Young's modulus of the swage material means greater residual strains and thus greater variation in the cylinder's inner diameter and in the residual stresses obtained.

The aim of this work is to compare the initial interference with the residual variations in the cylinder's inner diameter. This is done for different Young's modulus of the material of the swage and of the cylinder. In this way the distribution of the stresses inside the cylinder for different situations of interference and of the Young's modulus of the swage can be correlated.

If the desired interference is too high, the swaging process can be carried out by means of two or more passes with different swage interferences. In this way a similar effect is achieved as with one single pass, but significantly reducing the force applied on the swage [1]. It is not easy to find studies that have made a detailed analysis of the effect of two passes in the state of stress generated. This is one of the aims of this work, which has also studied the effect of carrying out two passes with different swages in the same direction and in opposite directions, enabling a series of recommendations to be established aimed at increasing the number of fatigue cycles of the cylinder.

2. SIMULATION MODEL

In order to carry out this study, a FE simulation model has been created, made up of a cylinder with an outer radius of (R_e), inner radius of (R_i), length of ($L=15\cdot R_i$) and the piece used to deform the inside surface (swage) defined using its relative interference (δ/R_i). The case considered in this work is for a ratio $R_i/R_e=0.25$.

The finite element model developed has been made by using the asymmetry of the problem. In order to obtain more accurate results, the mesh has been concentrated on the cylinder/swage contact region. The finite elements program used for this stress analysis was MSC Marc [17]. A detail of the mesh is shown in figure 1.

The cylinder was modelled on the elastic-plastic material hypothesis, taking into account the Bauschinger effect [18], whereas the swage was modelled on a linear elastic material.

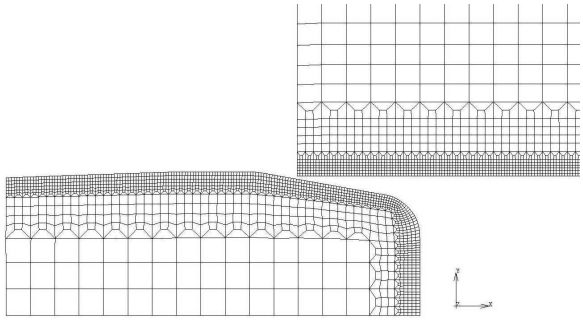


Figura 1. Finite elements model.

3. CHARACTERIZATION OF THE BAUSCHINGER EFFECT

The material used to model the cylindrical part was a martenistic stainless steel 15-5 PH, with a Young's modulus of $E_{cil}=196GPa$, Poisson's ratio of $\upsilon=0.3$, yield strength of $\sigma_{y0.2}=1100MPa$, ultimate tensile strength of $\sigma_u=1250MPa$ and a strain hardening exponent of $n=30$. The Bauschinger effect was considered due to the large influence it has on martenistic steels of great strength [19] and given its importance in the swaging process.

3.1 Cyclic tests (Bauschinger effect)

In certain metals subjected to compressive loads, previously plastified by means of a tensile load, the new yield stress limit begins at lower stresses than those obtained when the tensile load was applied, i.e. the plastic pre-strain produces a reduction in the yield strength in compression and vice-versa. To determine this effect it is necessary to carry out uni-axial tests in which the material is plastified in one direction (tension or compression), in order to later analyse its behaviour in the opposite direction (compression or tension). The level of plastification reached in the tests must be in keeping with the plastic strain reached in the swaging process. To do so, simulations of the swaging process for interferences of $\delta/R_i=0.04$ and $\delta/R_i=0.07$ were performed, considering a material behaviour with an isotropic hardening model. In this way, the level of plastic strain produced in the swaging process is obtained, and as a consequence, the type and number of cyclic tests to be carried out is determined.

The results obtained are shown in figure 2, where the maximum total strain levels vary between 0.15 % and 0.195 % for relative interferences of $\delta/R_i=0.04$ and $\delta/R_i=0.07$ respectively. These levels of strain are mainly concentrated on 10 % of the cylinder's thickness, progressively decreasing on moving away from the inner surface.

In keeping with these results, Bauschinger tests were carried out for plastic strain levels of 0.1 % and 0.2 %. The shape of the test specimen used for the cyclic tests was a cylinder of $\phi=12mm$ and length of $25mm$.

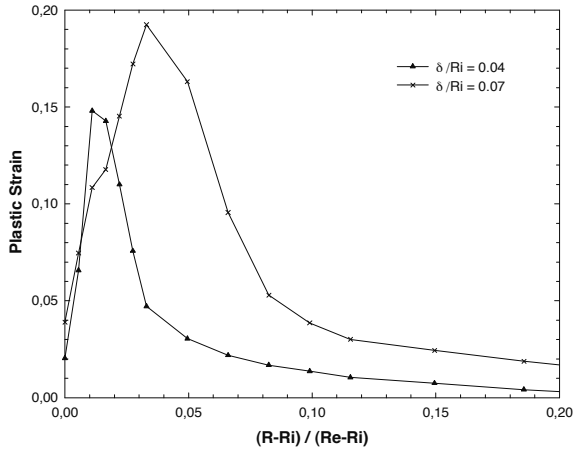


Figura 2. Level of plastic strain in the middle section of the cylinder (material with isotropic hardening).

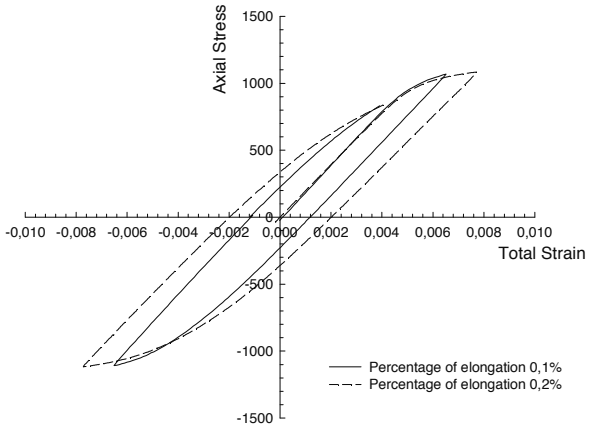


Figura 3. Results of cyclic testing for $\varepsilon_p = 0.1\%$ *y* 0.2% *respectively.*

3.2 Material model

The material was defined using the Chaboche model [18, 20], that combines both an isotropic hardening model (R_0, R_∞ and b) and a kinematic hardening model (C and γ). The contribution of isotropic hardening to the behaviour of the material was calculated with the Voce model [21], according to which:

$$\sigma = k + R_0 \varepsilon^{pl} + R_\infty (1 - \exp(-b\varepsilon^{pl})) \quad (1)$$

where the meaning of the constants are shown in figure 4. The kinematic hardening was adjusted with equation (2), following the procedure proposed by J.Lemaitre and J.L.Chaboche [22],

$$\frac{\Delta\sigma}{2} - k = \frac{C}{\gamma}\tanh\left(\gamma\frac{\Delta\varepsilon_p}{2}\right) \quad (2)$$

The parameter k is determined with the material's elastic domain, and the C/γ represents the asymptotic value of $(\Delta\sigma/2) - k$ versus $\Delta\varepsilon_p$ (Figure 5).

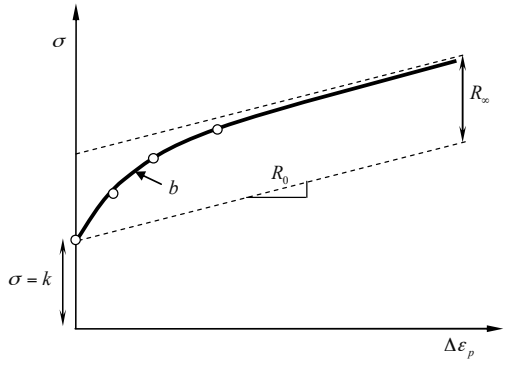


Figura 4. Identification of the isotropic hardening parameters.

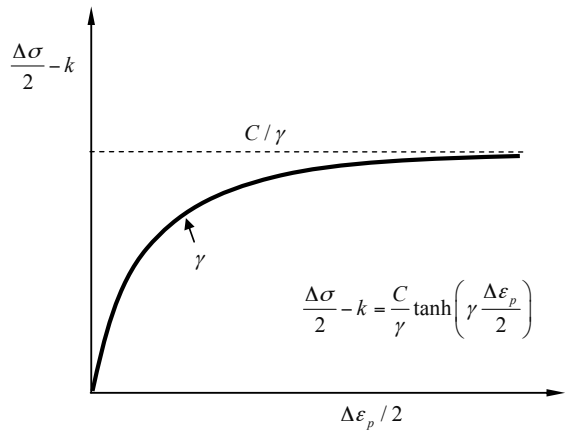


Figura 5. Identification of the kinematic hardening parameters.

The material's hardening parameters obtained were as follows: $k = 750MPa$, $R_0 = 100$, $R_\infty = 500$, $b = 0$, $C = 216.000$ and $\gamma = 600$. The agreement between the model and the experimental results is shown in figures 6 and 7 respectively.

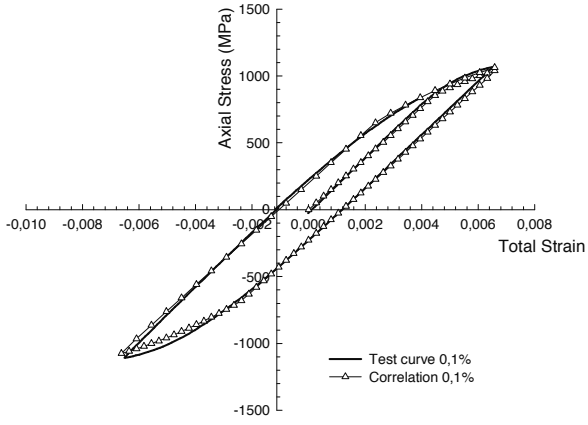


Figura 6. Comparison of the test curve at 0.1 % with the simulated curve.

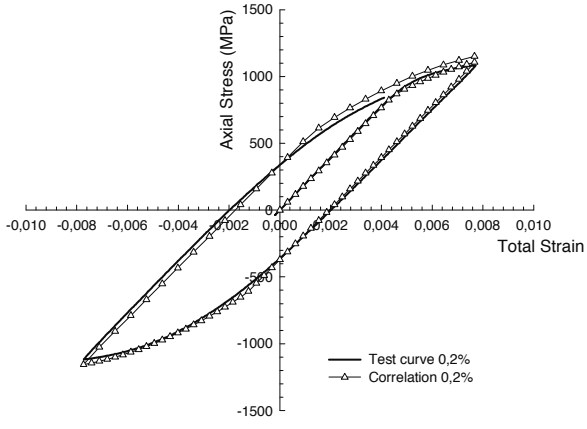


Figura 7. Comparison of the test curve at 0.2 % with the simulated curve.

4. SIMULATION OF THE SWAGE TUBE FORMING (STF)

4.1 Analysis of the Bauschinger effect

In order to analyze the difference between the use of an isotropic hardening material model and the Chaboche model, the initial compressive residual stresses produced on using each of the material models was analysed.

As an example, figure 8 shows the differences between the two hypotheses, focused on around the 20 % of the cylinder's thickness. The Bauschinger effect influences the longitudinal, radial and hoop stresses in a small area near the inner surface. A slight decrease can also be observed in the maximum hoop stresses values located in the cylinder's mid-thickness zone. On the other hand, longitudinal stresses practically vanish on considering the Bauschinger effect. Finally, the radial stresses are practically unchanged when considering the Bauschinger effect.

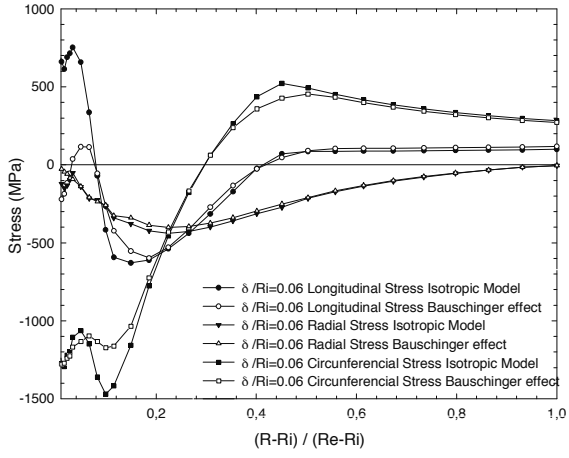


Figura 8. Comparison of the stresses considering the Bauschinger effect and using an isotropic hardening material model.

4.2 Analysis of the swage's material effect

In general the swage is manufactured with very hard materials such as tungsten carbide, whose Young's modulus are far higher than those of common steels. In the following section, the effect of the swage's material on the calculated stresses has been analysed, assuming the swage material is linear elastic with a Young's modulus of E_{pep}. The inner radius' variation $(\Delta R_i / R_i)$ has been calculated as well as the swage's interference ratio $(\delta/\mathrm{R_i})$ for different kinds of swage materials. To do so, various numerical simulations were carried out, varying the interference levels from $\delta/\mathrm{R_i}$ =0.04 to $\delta/\mathrm{R_i}$ =0.07, and for Young's modulus of the swage material (E_{pep}) related to the Young's modulus of the cylinder material (E_{cil}), from $E_{pep} = E_{cil}$ to $E_{pep} = 10 \cdot E_{cil}$. In figure 9, a nearly linear relationship (with values of R^2 close to 1) between $\delta/\mathrm{R_i}$ and $\Delta R_i / R_i$ can be observed, which increases with the variation of E_{pep}. The coefficients of the correlation obtained are collected on figure 10.

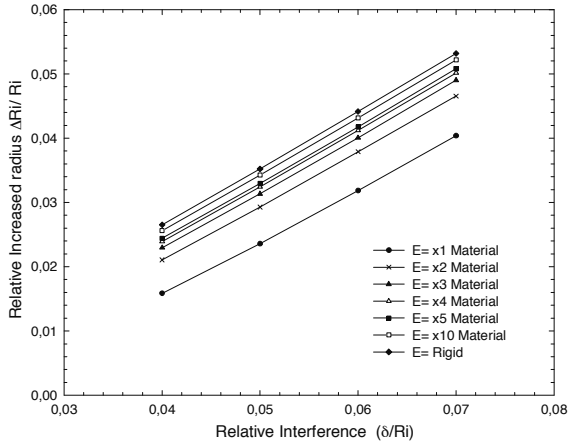


Figura 9. Effect of the material and the initial interference on the internal diameter deformation.

E_{pep} / E_{cil}	$\Delta R_i / R_i = C_1 \cdot (\delta / R_i) - C_2$	R^2
1	$C_1 = 0.8183;\ C_2 = 0.0342$	0.9995
2	$C_1 = 0.8490;\ C_2 = 0.0258$	0.9996
3	$C_1 = 0.8693;\ C_2 = 0.0237$	0.9996
4	$C_1 = 0.8776;\ C_2 = 0.0226$	0.9997
5	$C_1 = 0.8800;\ C_2 = 0.0215$	0.9998
10	$C_1 = 0.8826;\ C_2 = 0.0164$	0.9998
∞	$C_1 = 0.8889;\ C_2 = 0.0091$	0.9999

Figura 10. Equations for interference ratio as a function of the Young's modulus ratio.

To ensure that the results of $\Delta R_i / R_i$ can also be extrapolated to the residual stresses, with equivalent levels of interference, two contrasting calculations were made for values of $E_{pep} / E_{cil} = \infty$ and $E_{pep} / E_{cil} = 3.5$, considering an interference that leads to the same variation of $\Delta R_i / R_i$. For example, considering an interference value of $\delta/\mathrm{R_i}$=0.06, with a material relationship of $E_{pep} / E_{cil} = 3.5$, a radial variation of $\Delta R_i / R_i = 0.0408$ is obtained, identical to the one obtained considering an interference value of $\delta/\mathrm{R_i}$=0.05615 with a material relationship of $E_{pep} / E_{cil} = \infty$.

The error relative to the yield strength $(\Delta\delta / \sigma^y)$ obtained for hoop, radial, longitudinal and Von Mises stresses is lower than 0.5% in the region between 22%

and 100% of the cylinder's thickness. The greatest error appears in the longitudinal stresses, with a value of 19 % in the inner surface. However, this component of stress has no influence on the cylinder's fatigue life.

The error $\Delta\delta / \sigma^y$ obtained for Von Mises and hoop stresses is less than 5% in the region between 2% and 20% of the cylinder's thickness, the average for all the cross-section being 0.07% for the hoop stresses and 0.04% for the Von Mises stresses.

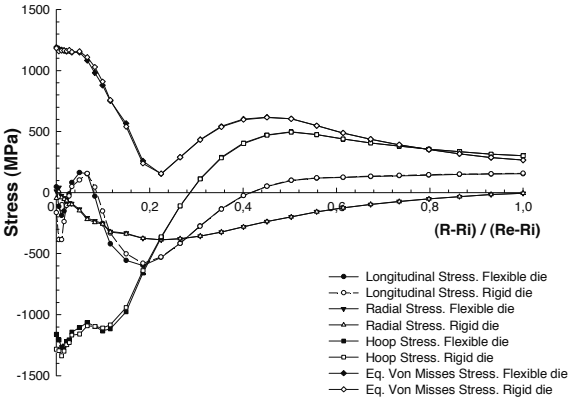


Figura 11. Stress comparison between rigid and flexible swages for the same $\Delta R_i / R_i$ *value.*

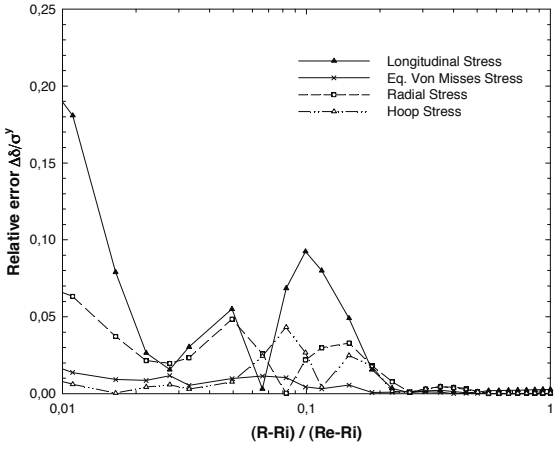


Figura 12. Relative error along the thickness (log scale).

4.3 Analysis of the double-pass process

Finally, the process of swaging using a double-pass process was simulated in order to study the influence on the resulting state of stress, thereby assessing the advantages and drawbacks in using this as opposed to the process of a single swaging pass.

Two hypothetical situations were considered: (1) with the two passes performed in the same direction (D_{11}) and (2) with the two passes in opposite directions: forwards and backwards (D_{12}). The interferences from the first and second pass studied were δ/R_i =0.03 and 0.06 respectively, having been compared with the process of a single pass with δ/R_i =0.06 .

The process D_{12} for the case mentioned was seen to be more effective than D_{11} and than the single pass process as regards achieving greater uniformity in the hoop stresses. The hoop stresses in the inner surface is presented along the entire cylinder's length, because the residual stresses generated on the edge of the cylinder are much lower than on the inside, and they would thus be the most critical points on the cylinder ("edge effect").

The use of two passes creates a more uniform distribution of stresses as well as a slightly higher compressive hoop stress. The process D_{11} generates circumferential stresses with values between those obtained using the single pass process or the D_{12} process. To obtain valuable results on applying this process, it is advisable for the residual compressive stresses near the inner surface to be as high as possible. If these stresses are high enough, the inside of the cylinder can remain under compression even when the internal pressure is applied. The cylinder's fatigue life would thus be considerably increased. Taking these considerations into account, the two-pass process D_{12} would be the preferable option because of improved residual hoop stresses.

In figures 13 and 14, it can be observed that the longitudinal stresses are also affected by the edge effect. The residual longitudinal stress level in the inner surface reach values near the material's yield strength, whereas for the D_{12} process the longitudinal stresses do not exceed 40% of the yield strength. This effect must be taken into account, given that the double-pass process produces less damage in the material, generates greater compressive stresses and reduces the edge effect.

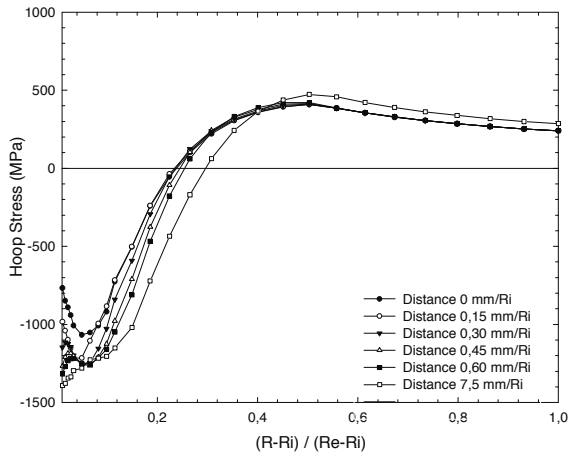


Figura 13. Hoop stress distribution for different cross-sections (D_{12} *process).*

In the single pass process, a decrease in compressive radial stresses can be seen near the edge, becoming tensile stresses between 0 and 5% of the thickness in the edge's cross-section, whereas in the D_{12} process there is less dispersion of the curves visible and therefore greater uniformity. In order to determine the optimum value for interference in the two-pass process, an experiment design technique has been used for the D_{12} process simulation. A variation interval has been considered for the first pass of between 20% and 90% of the final interference, with the second pass varying between δ/R_i =0.01 and δ/R_i =0.08 . The best results were found for a first pass fraction of 78% compared to the second one with a value of δ/R_i =0.045 .

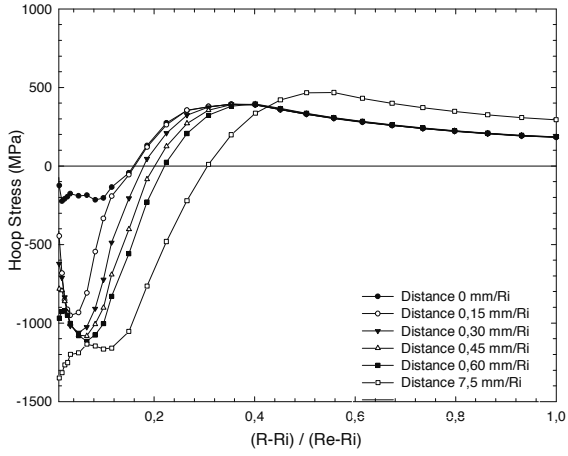


Figura 14. Hoop stress distribution for different cross-sections (single pass process).

5. CONCLUSIONS

Taking into account the Bauschinger effect, more realistic residual stress values can be obtained that are more in keeping with the real behaviour of the process. The reduction in longitudinal, radial, and hoop stresses obtained in the inner regions will therefore accomplish the best fatigue life estimation. By using the results obtained in figure 12, one may conclude that using a rigid swage material with corrected interference instead of an elastic one would enable the radial and hoop stresses to be accurately obtained. The greatest error appears in the longitudinal stresses, with a value of 19 % in the inner surface. However, this stress component has no influence on the cylinder's fatigue life.

Finally, using a double-pass process may be of great interest in processes in which it is necessary to use high relatively interferences. It has been observed that the double-pass process in opposite directions generates greater compressive stresses and reduces the edge effect. This process could be used in cylindrical parts whose characteristics make it impossible to have their ends cut off, as in the case of joints or bends.

ACKNOWLEDGMENTS

The authors are grateful for the funding received from project Caja Burgos W19J0G, "Investigación en nuevos materiales y su aplicación en la industria".

REFERENCES

1. Iremonger, M.J. and G.S. Kalsi, A numerical study of swage autofrettage. J. of Pres. Vessel Tech., 2003. 125: p. 347-351.
2. Alegre, J.M., P. Bravo, and M. Preciado, Fatigue behaviour of an autofrettaged high-pressure vessel for the food industry. Engineering Failure Analysis, 2007. 14(2): p. 396-407.
3. Hojjati, M.H. and A. Hassani, Theoretical and finite-element modeling of autofrettage process in strain-hardening thick-walled cylinders. International Journal of Pressure Vessels and Piping, 2007. 84(5): p. 310-319.
4. Koh, S.K., et al., Fatigue design of an autofrettaged thick-walled pressure vessel using CAE techniques. International Journal of Pressure Vessels and Piping, 1997. 74(1): p. 19-32.
5. Parker, A.P., Stress intensity and fatigue crack growth in multiple-cracked, pressurised, partially autofrettaged thick cylinders. Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct., 1981. 4: p. 321-330.
6. Parker, A.P. and J.R. Farrow, Stress intensity factors for multiple radial cracks emanating from the bore of an autofrettaged or thermally stressed, thick cylinder. Engineering Fracture Mechanics, 1981. 14(1): p. 237-241.
7. Perl, M. and J. Perry, An Experimental-Numerical Determination of the Three-Dimensional Autofrettage Residual Stress Field Incorporating Bauschinger Effects. Journal of Pressure Vessel Technology, 2006. 128(2): p. 173-178.
8. Stacey, A. and G.A. Webster, Determination of residual stress distributions in autofrettaged tubing. International Journal of Pressure Vessels and Piping, 1988. 31(3): p. 205-220.
9. Frija, M., et al., Finite element modelling of shot peening process: Prediction of the compressive residual stresses, the plastic deformations and the surface integrity. Materials Science and Engineering: A, 2006. 426(1-2): p. 173-180.
10. Majzoobi, G.H., R. Azizi, and A. Alavi Nia, A three-dimensional simulation of shot peening process using multiple shot impacts. Journal of Materials Processing Technology, 2005. 164-165: p. 1226-1234.
11. Shivpuri, R., X. Cheng, and Y. Mao, Elasto-plastic pseudo-dynamic numerical model for the design of shot peening process parameters. Materials & Design, 2009. 30(8): p. 3112-3120.
12. Torres, M.A.S. and H.J.C. Voorwald, An evaluation of shot peening, residual stress and stress relaxation on the fatigue life of AISI 4340 steel. International Journal of Fatigue, 2002. 24(8): p. 877-886.
13. Piela, A., Analysis of the metal flow in swaging--numerical modelling and experimental verification. International Journal of Mechanical Sciences, 1997. 39(2): p. 221-231.
14. Bert Verlinden, J.D.I.S.a.R.D.D., Chapter 11 Forming techniques, in Pergamon Materials Series. 2007, Pergamon. p. 233-332.
15. Bihamta, R., M.R. Movahhedy, and A.R. Mashreghi, A numerical study of swage autofrettage of thick-walled tubes. Materials & Design, 2007. 28(3): p. 804-815.
16. Clark, G., Fatigue crack growth through residual stress fields-theoretical and experimental Studies on thick-walled cylinders. Theoretical and Applied Fracture Mechanics, 1984. 2: 111-125.
17. MSC.Marc, Theory and User Information. 2008. Volume A.
18. Chaboche, J.L., A review of some plasticity and viscoplasticity constitutive theories. International Journal of Plasticity, 2008. 24(10): p. 1642-1693.
19. Vicente Alvarez, M.A., M. Bergant, and T. Perez, Relaxation of the Bauschinger effect by thermal treatment on tempered martensitic steels. Materials Science and Engineering: A, 2005. 527(21-22): p. 5939-5946.
20. Chaboche, J.L., Constitutive equations for cyclic plasticity and cyclic viscoplasticity. International Journal of Plasticity, 1989. 5(3): p. 247-302.
21. Ansys, Release 10.0 Documentation for Ansys. 2008.
22. Lemaitre, J. and J.L. Chaboche, Mechanics of Solids Materials. 1990: Cambridge University Press.

ANÁLISIS DE LA VARIACIÓN DE PARÁMETROS DEL MODELO DE DAÑO DE GURSON-TVERGAARD SOBRE PROBETAS MINIATURA PREFISURADAS SPT

I.I. Cuesta[1], J.M. Alegre[1], H. Barbáchano[1]

[1]Grupo de Integridad Estructural, Universidad de Burgos, Escuela Politécnica Superior
C/Villadiego s/n, 09001, Burgos
E-mail: iicuesta@ubu.es

RESUMEN

Actualmente, el ensayo miniatura de punzonado sobre probetas prefisuradas está ganando importancia en la estimación de las propiedades a fractura, en aquellos casos en los que no se dispone de material suficiente para llevar a cabo ensayos normalizados, ya que este tipo de probetas por tener mecanizada una fisura inicial poseen una mayor similitud con las probetas convencionales (Charpy o CT) empleadas para tal fin. En este sentido, un aspecto a tener en cuenta es la correcta simulación del comportamiento de estas probetas hasta su rotura. Para ello es necesario implementar en la simulación numérica un modelo de daño como el modelo de Gurson, modificado por Tvergaard y Needleman, basado en una serie de parámetros de material que deben ser determinados para su correcta aplicación. El objetivo del presente artículo consiste en analizar el efecto que tiene la variación de ciertos parámetros del modelo de daño sobre los resultados obtenidos en la simulación numérica, a partir del ajuste de la curva carga-desplazamiento del SPT sobre probetas con diferentes longitudes de fisura inicial.

ABSTRACT

Nowadays, The Small Punch Test (SPT) on pre-cracked specimens is being used to determine fracture properties, in those cases when not enough material is available for conduct standard tests. These type of specimens have mechanized an initial crack, so are similar to the conventional specimens (Charpy and CT) used for this purpose. In this regard, an aspect to consider is the correct simulation of these specimens up to failure. This requires the implementation of a damage model in the numerical simulation, as the Gurson model, modified by Tvergaard and Needleman. This model is based on several constitutive material parameters that must be calibrated if the model is to be properly applied. The aim of this paper is to analyze the effect of variation of certain parameters of the damage model on the results of numerical simulation, based on the adjustment of the load-displacement curve obtained in the SPT on specimens with different initial crack lengths.

KEY WORDS: Ensayo miniatura de punzonado, Modelo de daño de Gurson-Tvergaard, Tenacidad a fractura.

1. INTRODUCCIÓN

El ensayo miniatura de punzonado o Small Punch Test (SPT) fue desarrollado en el campo nuclear [1-3], en la década de los 80, para solventar el problema que suponía caracterizar material irradiado de componentes en servicio, donde la escasez de material para mecanizar probetas convencionales era un serio inconveniente. Dicho ensayo consiste básicamente en un punzonado sobre una probeta miniatura, habitualmente de dimensiones $10x10x0.5\,mm$, mediante un punzón de gran rigidez, estando la periferia de la probeta empotrada por una matriz.

Actualmente, la utilización de probetas SPT prefisuradas (p-SPT) [4-6] está ganando importancia en la estimación de las propiedades a fractura, ya que por tener mecanizada una fisura inicial poseen una mayor similitud con las probetas convencionales (Charpy o CT) empleadas para tal fin. En este sentido, un aspecto de suma importancia es la correcta simulación del comportamiento de estas probetas p-SPT hasta su rotura. Para ello es necesario implementar en la simulación numérica el modelo de daño de Gurson, modificado por Tvergaard y Needleman (GTN), que tiene en cuenta la nucleación, crecimiento y coalescencia de microhuecos. Debido a la propia formulación del modelo, los parámetros que lo definen comienzan a tener influencia en diferentes instantes a lo largo del ensayo. Este hecho es ventajoso, ya que permite un cierto desacoplamiento a la hora de identificar los parámetros que constituyen el modelo de daño.

El objetivo del presente trabajo es la realización de un profundo análisis sobre los parámetros que gobiernan el modelo de daño de GTN en un acero martensítico, permitiendo conocer que efecto tiene la variación de algunos de ellos sobre los resultados obtenidos.

2. MATERIAL

El material utilizado en el presente trabajo es un acero inoxidable martensítico endurecido por precipitación conocido como acero 15.5 PH (condición 1025). Está también caracterizado por la temperatura del tratamiento térmico al que se somete, en nuestro caso condición 1025 (calentamiento de cuatro horas a una temperatura de 1025ºF ± 15ºF y enfriamiento al aire).

La caracterización del comportamiento del material en tracción se ha efectuado mediante el ensayo de probetas convencionales siguiendo la norma ASTM E 8M [7], ajustándolo a una ecuación tipo Ramberg Osgood [8]. Comúnmente en los aceros se acepta que la deformación plástica comienza a tenerse en cuenta cuando esta alcanza un valor del 0.2%, con lo que el modelo de Ramberg Osgood puede ser simplificado según la expresión (1).

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E} + 0.002 \cdot \left(\frac{\sigma}{\sigma_{0.2}} \right)^n \quad (1)$$

Donde $\sigma_{0.2}$ es el límite elástico para una deformación plástica del 0.2%, y n es un parámetro que suele variar entre 4 y 50 para la mayoría de los aceros [8]. De esta manera queda definido el comportamiento elastoplástico del material a través de los parámetros E, ν, $\sigma_{0.2}$ y n, cuyos valores se recogen en la Tabla 1.

Tabla 1. Parámetros elastoplásticos del acero 15.5 PH.

E (MPa)	ν	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	n
200000	0.3	1100	38.8

3. MÉTODO EXPERIMENTAL

En el desarrollo de la presente investigación se han utilizado probetas SPT prefisuradas, de dimensiones $20x20x1\,mm$, con una fisura inicial de tipo longitudinal no pasante, como se puede ver en la Figura 1. A simple vista se observa que estas probetas están escaladas al doble del tamaño de las probetas SPT convencionales ($10x10x0.5\,mm$). Este escalado se ha efectuado para poder trabajar de manera factible con diferentes longitudes de prefisuración.

La generación de la fisura inicial en las probetas SPT, previa al ensayo, se ha realizado a través de microfisuración por láser. Tras una calibración inicial, el láser, en forma de haz de pulsos de diámetro $30\mu m$, es aplicado longitudinalmente a partir de la cara inferior, desde el centro de un lado de la probeta hacia el centro del lado opuesto.

Para la realización de los SPT prefisurados se pueden utilizar probetas con diferentes profundidades de fisura (a). Dicha profundidad se puede adimensionalizar con respecto al espesor de probeta (t), obteniendo de esta manera diferentes valores de la relación a/t, siendo los más habituales valores teóricos de a/t entre 0.2 y 0.5.
Para la realización del ensayo se ha utilizado un diámetro del punzón $d_p = 5mm$, una matriz inferior de diámetro $D_d = 8mm$ y un radio de acuerdo de la matriz inferior $r = 1mm$. El ensayo se ha realizado a temperatura ambiente. La velocidad de ensayo ha sido $v = 0.2mm/min$.

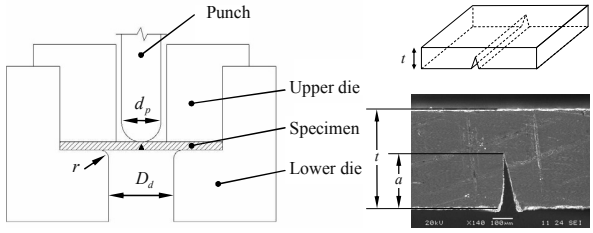


Figura 1. SPT sobre probeta prefisurada.

4. SIMULACIÓN NUMÉRICA DEL SPT

El software utilizado para la simulación ha sido ABAQUS Explicit. Debido a la simetría que presenta el SPT se ha modelizado un cuarto de la geometría utilizando los planos YZ y XY como planos de simetría, como se observa en la Figura 2. El punzón y las matrices superior e inferior se han considerado cuerpos rígidos, ya que sus deformaciones durante el ensayo son prácticamente despreciables en comparación con las que se producen en la probeta. La probeta se ha considerado como un cuerpo deformable elasto-plástico y ha sido modelada con elementos hexaédricos de ocho nodos.

El coeficiente de fricción (μ) entre los diferentes cuerpos en el contacto es un parámetro a tener en cuenta en la simulación [9]. Como el contacto es acero-acero se ha tomado un valor $\mu = 0.18$. Las dimensiones geométricas son las mismas que las del ensayo experimental, siendo el espesor de la probeta de 1mm.

Se han utilizado las propiedades elásticas y plásticas del material (Tabla 1) obtenidas a partir de los datos experimentales de la curva tensión-deformación. Estos parámetros elastoplásticos son insuficientes para reproducir correctamente el SPT debido a que durante el ensayo se genera daño en el material previo a su rotura, con lo cuál es necesario la utilización de un modelo de daño para poder simular este fenómeno. El modelo de daño utilizado ha sido el modelo de GTN.

Como es bien sabido, los resultados de las simulaciones numéricas en las que se implementan modelos de daño dependen fuertemente del tamaño de elemento utilizado [10]. Es por ello, que todas las simulaciones se han realizado con el mismo tamaño de elemento (elementos hexaédricos de $0.05mm$ de lado) en la zona central de la probeta, que es donde se produce el inicio del fallo.

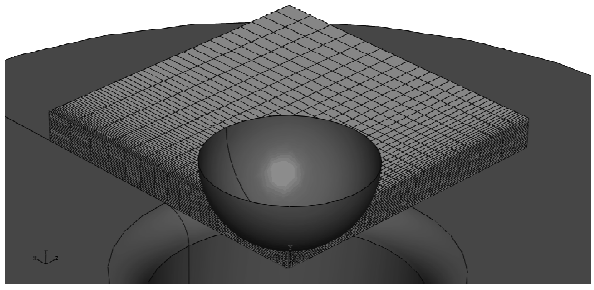


Figura 2. Geometría utilizada en la simulación.

5. MODELO DE DAÑO

El modelo original de Gurson [11,12] está compuesto por diferentes ecuaciones constitutivas que incluyen un parámetro de daño denominado porosidad o fracción volumétrica de microhuecos (f), que varía entre cero (material sin daño) y uno (material completamente dañado).

El mayor inconveniente de este modelo es la incapacidad para predecir el fallo final causado por la coalescencia de microhuecos en la fractura dúctil. Para solventar este problema, Tvergaard y Needleman [13-15] modificaron el modelo original, obteniendo como resultado la expresión (2), que define el modelo de daño de GTN, utilizado en este trabajo.

$$F = \left(\frac{\overline{\sigma}}{\sigma_y}\right)^2 + 2q_1 f^* \cosh\left(\frac{q_2\sigma_{kk}}{2\sigma_y}\right) - \left[1 + \left(q_1 f^*\right)^2\right] = 0 \quad (2)$$

Donde σ_{kk} es el primer invariante del estado tensional, $\overline{\sigma}$ es la tensión equivalente de Von Mises y σ_* es la tensión de fluencia de la matriz. Los coeficientes propuestos por Tvergaard y Needleman para amplificar el efecto de la tensión hidrostática en todos los niveles de deformación fueron q_1 y q_2, para el caso de los metales [16,17] es razonable tomar un valor constante de $q_1 = 1.5$ y $q_2 = 1$. Finalmente, el parámetro f^* (3) es la porosidad modificada y se introduce en el modelo para poder reproducir el decrecimiento de la capacidad de carga si se produce la coalescencia de microhuecos.

$$\begin{aligned} f^* &= f && si \;\; f \le f_c \\ f^* &= f_c + \delta\left(f - f_c\right) && si \;\; f > f_c \end{aligned} \quad (3)$$

Donde f es la porosidad y f_c es la porosidad crítica, este parámetro nos indica el valor para el cuál la coalescencia de microhuecos comienza a tener lugar en el material, con lo que la capacidad resistente desciende notablemente. Por último, δ es la velocidad de coalescencia que viene dada por la expresión (4).

$$\delta = \frac{f_u^* - f_c}{f_F - f_c} \quad (4)$$

En la que $f_u^* = 1/q_1$ y f_F es la fracción volumétrica de microhuecos en el fallo. Una vez que se inicia la coalescencia de microhuecos, la fracción volumétrica de los mismos sigue aumentando hasta alcanzar el valor de f_F, momento en el que se produce la rotura del material. Una vez fijado el valor de f_u^*, los valores de f_c y f_F van a ser los que gobiernen la velocidad de coalescencia (δ).

Las ecuaciones anteriores establecen el comportamiento del material cuando se considera un valor de porosidad específico. Sin embargo, conforme se incrementa el nivel de deformación en el material, la porosidad también se incrementa, debido a dos fenómenos. Por un lado, los microhuecos existentes van creciendo gradualmente, y por el otro, nuevos microhuecos se generan en el material como resultado del aumento de la deformación. En consecuencia, si se controla la nucleación y crecimiento en función de la deformación, el incremento de la porosidad viene establecido por la expresión (5).

$$\begin{aligned} \dot{f} &= \dot{f}_{crecimiento} + \dot{f}_{nucleacion} \\ \dot{f}_{crecimiento} &= \left(1 - f\right)\dot{\varepsilon}_{kk}^p \\ \dot{f}_{nucleacion} &= \frac{f_N}{S\sqrt{2\pi}} \exp\left[-\frac{1}{2}\left(\frac{\varepsilon_m^p - \varepsilon_n}{S}\right)^2\right]\dot{\varepsilon}_m^p \end{aligned} \quad (5)$$

En la expresión anterior, el crecimiento de los microhuecos existentes está controlado por la traza del tensor de deformación plástica $\dot{\varepsilon}_{kk}^p$. En el instante inicial, previo a la realización del ensayo, la porosidad del material queda definida por la fracción volumétrica de microhuecos inicial, f_0. Existen varias técnicas para poder estimar este parámetro, una de ellas es el análisis SEM del material sin daño, lo cuál puede resultar ciertamente complejo en algunas ocasiones. Una alternativa posible es la utilización de la fórmula propuesta por Franklin [18], definida a partir de la composición química del material analizado (6), en concreto, del porcentaje de inclusiones de Mn y S. Estas inclusiones pueden ser consideradas como microhuecos iniciales ya que concentran el temprano crecimiento de los primeros microhuecos.

$$f_0 \approx 0.054\left(S(\%) - \frac{0.001}{Mn(\%)}\right) \quad (6)$$

Introduciendo los valores de Mn y S del acero 15-5 PH, se obtiene en este caso un valor de $f_0 \approx 0$, ya que los términos del interior del paréntesis de la expresión (6) se anulan entre sí. Este hecho es indicativo de que el acero 15.5 PH puede ser considerado como un acero denso, es

decir, que los microhuecos que producirán el fallo se generarán por nucleación a lo largo del proceso de deformación de la probeta. Dicha nucleación de microhuecos depende de los siguientes parámetros:

- ε_n es la deformación media para la nucleación. En las zonas de material en las que se alcanza este valor de deformación comienza la nucleación de microhuecos y su posterior crecimiento si la deformación aumenta. A pesar de ser uno de los parámetros que definen el comportamiento microscópico del material, es posible establecer una cierta similitud con el comportamiento macroscópico en el ensayo de tracción. De esta forma se estima el valor de ε_n, haciéndolo coincidir con el valor de la deformación de la probeta de tracción previo al punto de carga máxima, ya que a partir de este punto el daño en la probeta comienza a ser considerable, desencadenando el fenómeno de estricción y la rotura final de la misma. En el caso del acero 15.5 PH se ha observado que un valor de $\varepsilon_n = 0.1$ está en concordancia con este criterio.

- S es la desviación estándar del parámetro ε_n, ya que este sigue una distribución normal en el modelo de daño. El valor de S será pequeño si el material se considera homogéneo, mientras que tomará un valor elevado si el tamaño de las partículas de la segunda fase del material varia mucho [19]. Tal y como se ha puesto de manifiesto anteriormente a la hora de estimar el valor de f_0, el acero 15.5 PH puede ser considerado como un material denso y homogéneo. De acuerdo con varios estudios realizados sobre este tipo de materiales [19] se asume un valor típico de $S = 0.01$.

- f_N es la fracción volumétrica de la nucleación de microhuecos, con este parámetro se controla la fracción volumétrica de microhuecos que se forman cuando se alcanza el valor de ε_n, es decir, cuando comienza la nucleación.

6. INFLUENCIA DE LOS PARÁMETROS DE MATERIAL EN EL SPT

En el apartado anterior, se ha podido comprobar como la propia formulación del modelo de daño de GTN implica que los parámetros que lo definen comienzan a tener importancia en diferentes instantes a lo largo del proceso de deformación de la probeta. Este hecho, estudiado en trabajos anteriores [20-21], es ventajoso, ya que permite un cierto desacoplamiento a la hora de identificar los parámetros del modelo de daño a través del estudio de las diferentes regiones de la curva carga-desplazamiento obtenida en el SPT.

La Figura 3 presenta las curvas típicas carga-desplazamiento obtenidas en el SPT con probetas prefisuradas, en función de si la relación a/t es mayor o menor de 0.5, para el material considerado en el presente trabajo. Analizando la forma de la curvas, es posible discernir diferentes regiones en cada una de ellas e identificar la influencia que cada uno de los parámetros de material (E, ν, $\sigma_{0.2}$, n, q_1, q_2, f_0, ε_n, S, f_N, f_c, f_F) tiene sobre dichas regiones [21].

Para una mayor comprensión de estas curvas, también se han representado las obtenidas en un ensayo SPT sin fisura y la simulación de una fisura completamente pasante, es decir, como si estuviese formada por dos mitades unidas sólo por las fuerzas de contacto (probeta rota en dos mitades).

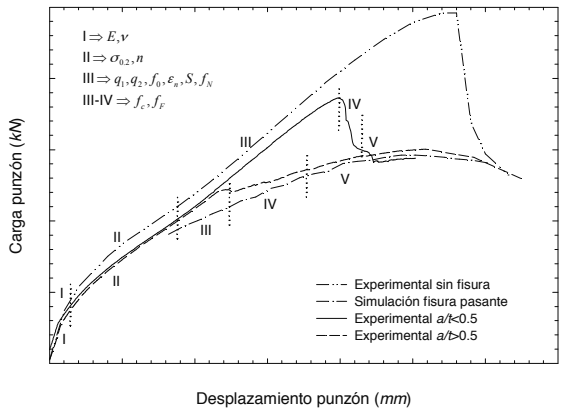


Figura 3. Curvas carga-desplazamiento del SPT.

7. ANÁLISIS DE LA VARIACIÓN DE PARÁMETROS

Teniendo en cuenta el apartado anterior, la determinación de los parámetros de material a partir de la curva carga-desplazamiento es posible debido a que estos empiezan a tener influencia en diferentes regiones de la curva.

Los parámetros E, ν, $\sigma_{0.2}$, n, q_1, q_2, f_0, ε_n y S han sido determinados sin necesidad de recurrir a la curva carga-desplazamiento debido a que se poseen datos suficientes para su identificación (curva tensión-deformación, bibliografía). Establecidos los parámetros anteriores, únicamente quedarían por determinar f_N, f_c y f_F, todos ellos parámetros del modelo de daño de GTN y que podrían variar en un rango de valores determinados por el tipo de material analizado.

6.1. Variación de f_N

El parámetro f_N es el que va a gobernar la forma de la curva en una parte de la región III (tramo comprendido entre el final de la región II y el instante de inicio de propagación, entorno al 85% de la carga máxima) [21], ya que los demás parámetros de los que depende este tramo permanecen fijos. La variación del valor de f_N se ha estudiado en el rango [0.001,0.015], el cuál se encuentra dentro del rango típico de los aceros [16,17].

6.2. Variación de f_F

El inicio de propagación de fisura en la probeta durante el ensayo está ligado a la coalescencia de microhuecos a nivel macroscópico, es decir, que la fracción volumétrica de microhuecos ha alcanzado el valor de f_F. En el ensayo experimental es posible establecer el inicio de propagación a partir de diferentes técnicas [22], en el caso de las probetas ensayadas con relación $a/t = 0.25$ se ha obtenido que el inicio de propagación se produce para un valor de desplazamiento del punzón entorno a $1.75mm$.

Por otro lado, se ha observado que el inicio de propagación de fisura se produce en la zona central de la probeta entorno a la punta de fisura [22], la Figura 4 muestra el valor de la fracción volumétrica de microhuecos en esta zona, donde comenzará el fallo de la probeta, para cada uno de los valores de f_N analizados.

La identificación del valor de f_F correspondiente a cada valor de f_N, se puede realizar mediante la Figura 4 en la que entrando en el eje de abscisas con el dato del valor de desplazamiento del punzón en el inicio de propagación de fisura ($1.75mm$) obtenemos el valor de la fracción volumétrica de microhuecos en ese instante. Se observa que a cada f_N le corresponde un valor de f_F distinto, la Tabla 2 recoge estas parejas de valores, las cuales se han referenciado con una letra de la "A" a la "E".

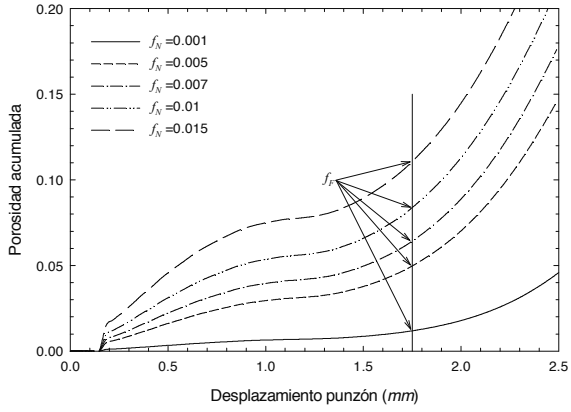


Figura 4 Porosidad acumulada en la zona central con diferentes valores de f_N.

Tabla 2. Valores de f_F en función de f_N.

f_N	f_F	Referencia
0.001	0.012	A
0.005	0.05	B
0.007	0.065	C
0.01	0.083	D
0.015	0.111	E

6.3. Variación de f_c

Una vez establecidas las parejas de valores de f_N y f_F, el valor de f_c viene determinado por la expresión (4), en función de la velocidad de coalescencia de microhuecos δ, que se ha hecho variar en el rango típico [7.5,100]. La Tabla 3 recoge las diferentes combinaciones de los parámetros f_N, f_F y f_c que se han analizado y simulado numéricamente.

Tabla 3. Combinaciones de los parámetros f_N, f_F y f_c estudiados.

f_c	f_N y f_F				
δ	A	B	C	D	E
7.5	-	-	-	-	0.026
10	-	-	-	0.018	**0.049**
12.5	-	-	0.013	**0.032**	0.063
15	-	0.006	**0.022**	0.041	0.071
17.5	-	0.013	0.029	0.048	0.077
20	-	**0.018**	0.033	0.052	0.082
22.5	-	0.021	0.037	0.056	0.085
25	-	0.024	0.040	0.059	0.088
50	-	0.037	0.053	0.071	0.100
75	**0.003**	0.042	0.057	0.075	0.103
100	0.005	0.044	0.059	0.077	0.105

Para cada pareja f_N-f_F se ha identificado el valor óptimo de f_c que mejor reproduce los resultados experimentales de la probeta p-SPT con relación $a/t = 0.25$, estos valores han sido marcados en negrita en la Tabla 3. El buen ajuste obtenido se puede observar en la Figura 5, en la que la mayor dispersión se produce a partir de la zona de carga máxima, hecho totalmente normal en el ensayo SPT. Se ha comprobado que estos parámetros también reproducen correctamente el comportamiento exhibido por otras probetas p-SPT con distinta relación a/t, ya que la triaxialidad en todas ellas es similar.

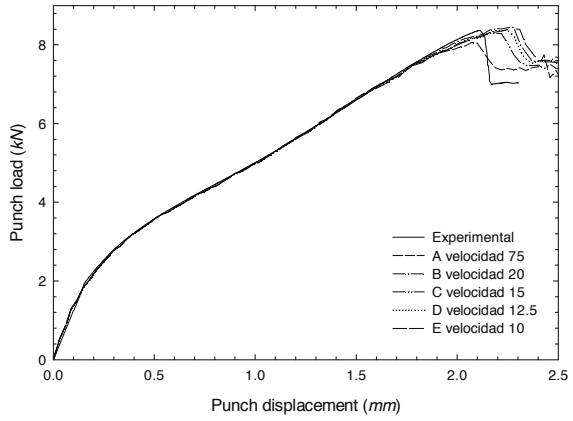


Figura 5 Comparación ensayo experimental-simulación con f_N, f_c y f_F (Probeta p-SPT con $a/t = 0.25$).

Con los resultados anteriores es posible representar una serie de curvas que proporcionen el valor de f_N, f_c y f_F adecuado para simular el comportamiento de las probetas p-SPT en función de la velocidad de coalescencia (Figura 6), lo que implica la existencia de más de un conjunto de valores de f_N, f_c y f_F capaces de reproducir numéricamente la curva carga-desplazamiento experimental de las probetas p-SPT.

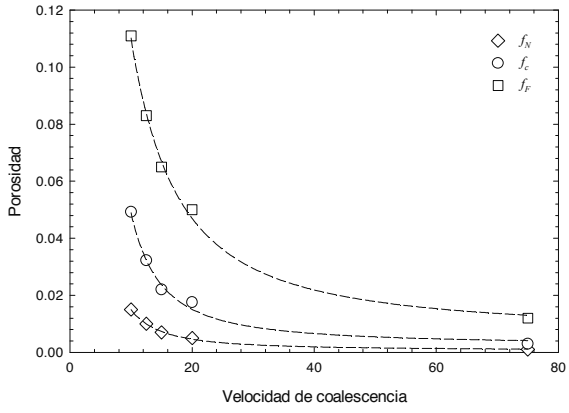


Figura 6 Curvas de porosidad en función de la velocidad de coalescencia.

8. CONCLUSIONES

En el presente trabajo, en base a investigaciones anteriores, se ha analizado el efecto que tiene la variación de ciertos parámetros del modelo de daño (f_N, f_c y f_F) sobre los resultados obtenidos en la simulación numérica, permitiendo de esta manera identificar diferentes conjuntos de valores de los parámetros f_N, f_c y f_F que reproducen correctamente los ensayos experimentales sobre probetas p-SPT. Numéricamente sería posible utilizar cualquiera de ellos pero físicamente sólo uno de ellos es el correcto, para discernir cuál es, como trabajo futuro, se va a llevar a cabo un profundo análisis SEM de las probetas p-SPT ensayadas.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer la financiación recibida del proyecto MCI Ref: MAT2008-06879-C03-03/MAT.

REFERENCIAS

[1] X. Mao and H. Takahashi, *Development of a further-miniaturized specimen of 3 mm diameter for tem disk small punch tests*, Journal of Nuclear Materials 150 (1987) 42-52.

[2] X. Mao, H. Takahashi and T. Kodaira, *Supersmall punch test to estimate fracture toughness Jic and its application to radiation embrittlement of 2.25Cr-1Mo steel*, Materials Science and Engineering, AI50 (1992), 231-236.

[3] J.-M. Baik, J. Kameda, and O. Back, *Small Punch Test evaluation of intergranular embrittlement of an alloy steel, Scripta Metallurgica et Materialia*, Vol. 17 (1983), 1443-1447.

[4] J.-B. Ju, J. Jang, D. Kwon, *Evaluation of fracture toughness by small-punch testing techniques using sharp notched specimens*, International Journal of Pressure Vessels and Piping 80 (2003), 221–228.

[5] I. I. Cuesta, J. M. Alegre, R. Lacalle, J. A. Álvarez, F. Gutiérrez-Solana, *Cálculo de la integral J en probetas SPT para la estimación de la tenacidad a fractura*, Anales de Mecánica de la Fractura 25 (2008), 486-491.

[6] I. I. Cuesta, J. M. Alegre, P.M. Bravo, *Evaluación de la tenacidad a fractura mediante la combinación del diagrama FAD y de ensayos SPT sobre probetas fisuradas*, Anales de Mecánica de la Fractura 26 (2009), 382-387.

[7] ASTM E 8M: *Standard Test Methods of Tension Testing of Metallic Materials [Metric]*. Annual Book, American Society for Testing and Materials, Vol. 3.01.

[8] Ramberg W. y Osgood W. R., *Description of stress-strain curves by three parameters*, Technical Note No. 902, National Advisory Committee for Aeronautics (1943).

[9] Autillo J. et al., *Utilización del ensayo miniatura de punzonamiento (Small Punch Test) en la caracterización mecánica de aceros*, Anales de Mecánica de Fractura 23 (2006) 77-83.

[10] J. Besson, L. Devillers-Guerville, A. Pineau, *Modeling of scatter and size effect in ductile fracture: Application to thermal embrittlement of duplex stainless steels*, Eng. Fract. Mech., 67 (2000) 169-190.

[11] Gurson A.L., *Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth: Part I – Yield criteria and flow rules for porous ductile materials*, Journal of Engineering Materials and Technology 99 (1977) 2-15.

[12] A.L. Gurson, Proc. Int Conf. Fracture, Pergamon Press. Oxford, 2 (1977) 357.

[13] V. Tvergaard, *Material Failure by Void Growth to Coalescence*, Academic Press, Inc., Denmark (1990).

[14] V. Tvergaard, A. Needleman, *An Analysis of Ductile Rupture in Notched Bars*, Acta Metallurgica, 32 (1985) 157-169.

[15] A. Needleman, V Tvergaard, *An analysis of dynamic, ductile crack growth in a double edge cracked specimen*, International Journal of fracture, 49 (1991) 41-67.

[16] M. Abendroth and M. Kuna, *Determination of deformation and failure properties of ductile materials by means of the Small Punch test and neural networks*, Computational Materials Science 28 (2003) 633-644.

[17] N. Benseddiq, A. Imad, *A ductile fracture analysis using a local damage model*, International Journal of Pressure Vessels and Piping, 85 (2008) 219–227.

[18] A.G. Franklin, *Comparison between a quantitative microscope and chemical methods for assessment of non metallic inclusions*, J. Iron Steel Inst., (1969) 181-186.

[19] MSC.Marc, *Volume A Theory and User Information*, Chapter 7, 152-154.

[20] I.I. Cuesta, J.M. Alegre, R. Lacalle, *Determination of the Gurson-Tvergaard damage model parameters for simulating small punch tests*, Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct, (2010) doi: 10.1111/j.1460-2695.2010.01481.x.

[21] I.I. Cuesta, J.M. Alegre, H. Barbáchano, *Utilización del modelo de daño de Gurson-Tvergaard para la simulación del ensayo small punch sobre probetas prefisuradas*, XII Congreso Nacional de Propiedades Mecánicas de Sólidos (2010) 146-155.

[22] I.I. Cuesta, *Evaluación de la tenacidad a fractura en aceros mediante el uso de probetas miniatura prefisuradas*, Tesis Doctoral, Universidad de Burgos, (2010).

EVOLUCIÓN DE LA FORMA DE LA FISURA POR FATIGA EN CILINDROS SOMETIDOS A PRESIÓN INTERNA

J. M. Alegre[1], I. I. Cuesta[1]

[1] Departamento de Ingeniería Civil, Escuela Politécnica Superior. C/ Villadiego s/n, 09001, Burgos, España.
E-mail: jalegre@ubu.es

RESUMEN

Este trabajo analiza de forma numérica la evolución de la forma de la fisura, durante su propagación por fatiga, para el caso de fisuras internas longitudinales en cilindros sometidos a presión interna. La simulación de la propagación se ha efectuado mediante elementos finitos, aplicando una técnica paso a paso, que calcula el factor de intensidad de tensiones en una serie de puntos del frente de grieta, para posteriormente mediante una ley de propagación tipo Paris, establecer el avance de la fisura en todos los puntos del frente. De esta forma se simula la propagación de la fisura sin asumir ninguna forma predeterminada durante su crecimiento por fatiga. Se ha investigado la evolución para un amplio rango de fisuras iniciales, variando la forma y el tamaño inicial, y para diferentes ratios de la relación espesor-radio interior del cilindro (desde cilindros de pequeño espesor hasta cilindros de pared gruesa). La evolución simulada se ha validado de forma experimental mediante su comparación con tubos sometidos a ciclos de presión interna, que han roto por fatiga. Para todos los casos analizados, se ha determinado la tendencia natural de propagación, y se proporcionan útiles recomendaciones para la predicción de vida de este tipo de componentes.

ABSTRACT

This paper presents a study of the fatigue crack shape evolution for internal longitudinal cracks in cylinders subjected to internal pressure. The fatigue crack growth is simulated by a step-by-step finite element technique, which calculates the local growth increments at a set of points defining the crack front by using a Paris type fatigue propagation law. This allows the growth to be automatically simulated on a step-by-step analysis. In this way, the shape evolution of propagating cracks can be directly predicted, with out assuming any predefined shape during crack propagation. The fatigue shape evolution is investigated assuming a wide range of the initial crack sizes, the initial crack aspects and the thickness to inner diameter ratios. The crack evolution has been compared with experimental results from pressurized tubes that have broken by fatigue after a number of cycles. For all the cases, the natural trend for the propagation shape is obtained and useful recommendations for fatigue life predictions in these components are provided.

PALABRAS CLAVE: Crecimiento de fisuras por fatiga; Cilindros sometidos a presión interna.

1. INTRODUCCIÓN

Las fisuras internas longitudinales constituyen el principal modo de fallo de tubos y vasijas sometidos a ciclos de presión interna. Tradicionalmente, la vida en fatiga de este tipo de geometría cilíndrica sometida a presión interna se venía obteniendo partiendo de una fisura inicial, con una relación de aspecto 1/3, que se mantenía invariable durante todo el proceso de fatiga (Figura 1-a). Es decir, que la forma de fisura no se actualizaba durante su crecimiento. Esta manera de analizar el problema simplifica las expresiones necesarias de los factores de intensidad de tensiones, facilitando la integración numérica de la ley de propagación, pero resta precisión a la predicción del número de ciclos efectuada.

La segunda aproximación al problema evalúa el crecimiento de la fisura en el centro de la misma y en los extremos, asumiendo también una forma semi-elíptica, pero cuya forma es actualizada a lo largo del crecimiento de la misma (Figura 1-b). En consecuencia, la forma de la fisura inicial debe ser recalculada durante su desarrollo, variando la relación de aspecto de la misma, lo cual introduce una complejidad añadida por el hecho de tener que calcular el factor de intensidad de tensiones (FIT) en el centro y en los extremos de la fisura, para actualizar dicha forma durante el crecimiento de la misma. Para ello se debe disponer (a) de unas expresiones de cálculo del factor de intensidad de tensiones, que sean fácilmente integrables durante la fase de desarrollo [1,3] o bien (b) proceder a su simulación numérica consiguiendo una mayor precisión.

La tercera aproximación, está basada en procedimientos completamente numéricos, y no se asume ninguna forma preestablecida para la fisura, sino que es el cálculo del FIT en una serie de puntos del frente de grieta el que determina el desarrollo de la misma y su forma durante el crecimiento por fatiga (Figura 1-c). Esta metodología es obviamente la más exacta, pero la dificultad para el diseñador y el coste computacional deben ser evaluados para justificar su aplicación, en comparación con la estimación de la vida en fatiga obtenida con la segunda aproximación (b). Los principales códigos de diseño para el cálculo de este tipo de componentes (ej. ASME 2010 [1]) van considerando la necesidad de que el cálculo de la vida en fatiga de la vasija sea efectuado con mayores niveles de precisión, lo cual requiere avanzar en procesos más realistas.

En el presente trabajo se presenta una descripción del procedimiento para el cálculo de la evolución de la fisura durante el crecimiento por fatiga, siguiendo la tercera aproximación al problema, y se analiza posteriormente el efecto del tamaño inicial y de la relación de especto inicial de la fisura en el desarrollo de la grieta y la vida en fatiga calculada. Este aspecto, resulta especialmente interesante, dado que la mayoría de los estudios disponibles en la literatura asumen una relación de aspecto inicial de la fisura, generalmente 1/3, y son pocos los que analizan el efecto de esta relación en la vida en fatiga estimada. Además se ha comprobado que la rapidez con la que se alcanza la forma estabilizada para el frente de fisura depende del tamaño inicial de la misma, por lo que ambos aspectos deben ser considerados conjuntamente.

Finalmente, se presenta una serie de ecuaciones del factor de intensidad de tensiones que llevan implícita la forma adoptada por la fisura durante su crecimiento. Dichas expresiones son función de la relación radio/espesor del cilindro, y están basadas en la tendencia natural de propagación de la fisura.

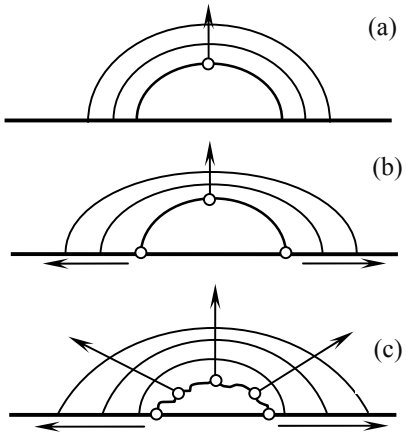


Figura 1. Diferentes aproximaciones para la simulación del proceso de fatiga.

2. GEOMETRIA DE REFERENCIA

La geometría de referencia utilizada en la presente investigación ha sido la tubería cilíndrica de radio interior R_i y radio exterior R_e sometida a una presión interna de valor P. La fisura inicial se considera de forma semi-elíptica, y viene representada por su relación de aspecto ($a/2c$) y su profundidad inicial (a/t). Un esquema de la geometría analizada y de la forma de la fisura se presenta en la Figura 2.

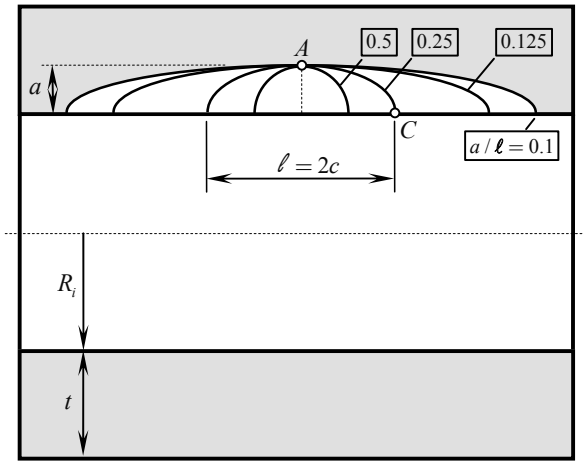


Figura 2. Geometría de referencia y forma de las fisuras iniciales consideradas.

En la Tabla 1 se presenta el conjunto de geometrías de referencia analizadas en el presente trabajo. Las dimensiones consideradas abarcan sobradamente el rango entre cilindros de pared gruesa y cilindros de pequeño espesor.

El tamaño de fisura inicial considerada varía desde pequeños defectos iniciales (a_0/t = 0.001) hasta grandes fisuras iniciales (a_0/t = 0.1). Finalmente, la forma inicial de la fisura abarca desde fisuras semicirculares ($a_0/2c_0$ = 0.5) hasta fisuras muy alargadas en la dirección longitudinal ($a_0/2c_0$ = 0.1). Se ha incluido la fisura con una relación de aspecto inicial $a_0/2c_0$ = 0.33 dado su amplio interés práctico.

Tabla 1. Rango de parámetros considerados.

t / R_i	0.05, 0.1, 0.25, 0.5, 1.0,
a_0 / t	0.001, 0.005, 0.01, 0.05, 0.1
$a_0 / 2c_0$	0.5, 0,33, 0.25, 0.125, 0.1

3. PROCEDIMIENTO PARA EL CÁLCULO DE LA FORMA DE LA FISURA

En todos los casos, los extremos del cilindro han sido considerados libres, con una longitud suficientemente larga como para que el estado tensional de la fisura no se vea afectado por la presencia de los extremos del

cilindro. El cilindro está sometido a una presión interior, P_i, que actúa también en los labios de la fisura.

El procedimiento utilizado para la simulación de la propagación de la fisura está basado en un análisis por elementos finitos de la geometría tridimensional, mediante la cual se determina el factor de intensidad de tensiones en varios puntos del frente de grieta. Posteriormente, los avances locales de cada punto, después de un determinado número de ciclos, se han determinado considerando una ley de propagación tipo Paris. Recreando el modelo de elementos finitos con el nuevo frente de grieta y repitiendo el cálculo de crecimiento de la grieta se simula La propagación durante el proceso de fatiga. Una descripción más detallada del proceso seguido se presenta en los siguientes párrafos.

El primer paso del procedimiento para la simulación del crecimiento de fisura consiste en fijar un valor inicial para la forma y tamaño de la fisura ($a_0/2c_0$ y a_0/t). En dicho modelo se calcula, bajo condiciones de presión interior en el cilindro, el factor de intensidad de tensiones en una serie de puntos del frente de grieta de tal forma que queda determinado el rango del factor de intensidad de tensiones ΔK_I en dichos puntos. El siguiente paso consiste en calcular el tamaño y forma que presentará la fisura en el siguiente paso. En general, el valor de ΔK_I será diferente en cada punto. Un punto de control debe fijarse en esta etapa, por ejemplo el punto central de la fisura (a), al que se le somete a un avance determinado (p. ej, $\Delta a = 0.05 \cdot a$) De esta forma se puede determinar el número de ciclos necesario para ese avance Δa, a partir de la ley de Paris,

$$\Delta N_i = \frac{\Delta a}{C \cdot [\Delta K_I(a_0)]^m} = \frac{\Delta c}{C \cdot [\Delta K_I(c_0)]^m} \quad (1)$$

El avance del resto de puntos para ese número de ciclos quedará definido a partir de la ecuación (2), en la que se puede observar como el avance un punto c es función del avance de control Δa, de la relación entre los rangos del FIT y del exponente de la ley de Paris m:

$$\Delta c = \Delta a \cdot \left[\frac{\Delta K_I(c_0)}{\Delta K_I(a_0)} \right]^m \quad (2)$$

El procedimiento se repite hasta que se alcanza el avance de grieta deseado.

Para la realización de las simulaciones del presente trabajo se ha desarrollado una macro utilizando el código de elementos finitos ANSYS 11.0 [16]. El mallado del frente de fisura se ha construido con elementos singulares de 10 nodos, que tienen un nodo a un cuarto de la punta de grieta, para simular la singularidad de tensiones [4]. Se ha aplicado la técnica de correlación de los desplazamientos para el cálculo de los factores de intensidad de tensiones [5]. El valor óptimo del número de elementos a lo largo del frente de fisura se ha calibrado mediante su comparación con soluciones analíticas de fisuras semielípticas en cilindros sometidos a presión interna [1]. La Figura 3 muestra un mallado típico para el frente fisura. En este trabajo se han utilizado 24 elementos para simular el frente de grieta. La transición de mallado también ha sido un parámetro considerado, evitando el uso de elementos muy distorsionados en los elementos posteriores al frente de grieta. Un ratio de transición de 1.5 ha sido utilizado en este último caso.

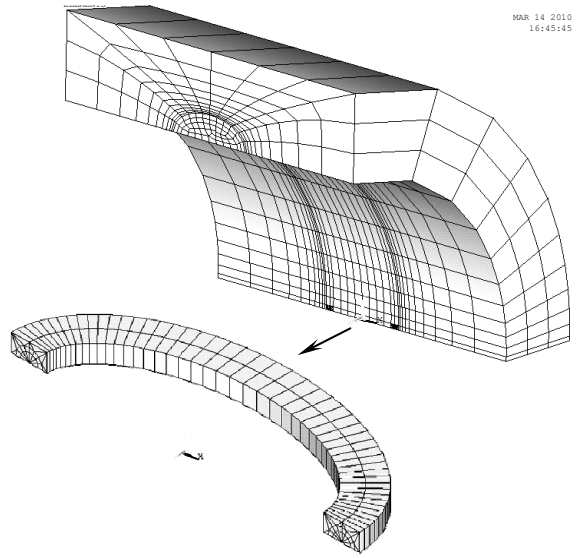


Figura 3. Mallado típico para la simulación de la propagación de una fisura por fatiga.

Para simular el avance de la fisura se ha utilizado un avance máximo del frente de grieta de valor $\Delta a_i = a_0/20$ en los primeros pasos de análisis. Posteriormente, el avance puede incrementarse proporcionalmente al tamaño de la fisura, para reducir el coste computacional. La Figura 4 presenta, a modo de ejemplo, la evolución de la fisura en una de las simulaciones efectuadas con una forma inicial de fisura de $a_0 / 2c_0 = 0.33$.

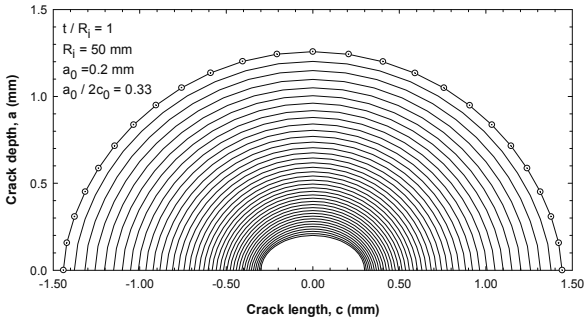


Figura 4. Ejemplo de simulación de la propagación de una fisura por (nodos señalados en el último paso).

4. EVOLUCIÓN DE LA RELACIÓN DE ASPECTO DE LA FISURA

4.1. Efecto de la profundidad inicial (a_0/t) y de la relación de aspecto inicial ($a_0/2c_0$).

En las Figuras 5 y 6 se presentan los resultados de dos conjuntos de simulaciones, con el objetivo de analizar el efecto del tamaño de la fisura inicial (a_0/t) y el efecto de la relación de aspecto inicial ($a_0/2c_0$) en la forma de desarrollo de la fisura durante su crecimiento. El ejemplo considerado es para un cilindro con una relación $t/R_i = 0.1$.

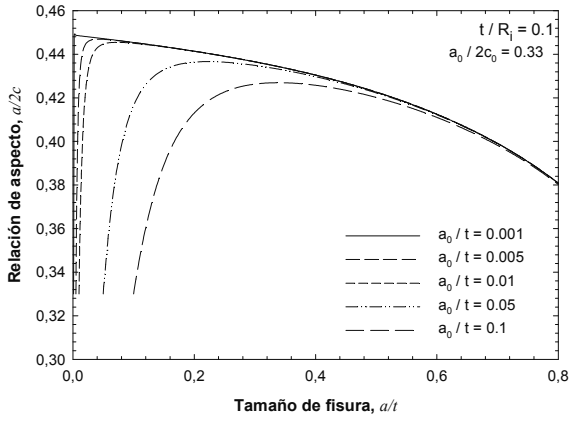


Figura 5. Evolución de la forma de la fisura para distintos tamaños de fisura inicial.

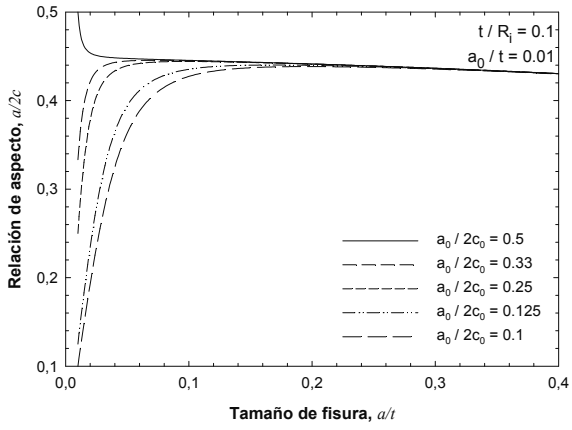


Figura 6. Evolución de la forma de la fisura para distintos valores de la relación de aspecto inicial.

La Figura 5 se presenta la evolución de la forma de la fisura durante su crecimiento, hasta $a/t = 0.8$, para distintos valores del tamaño de defecto inicial (a_0/t), y manteniendo constante el valor de la forma inicial de la fisura ($a_0/2c_0 = 0.33$). Se puede observar como, independientemente del tamaño de defecto inicial considerado en el análisis (a_0/t), aparece una tendencia hacia los mismos valores de la relación de aspecto, a medida que la fisura va propagando. Se puede apreciar como valores altos de a_0/t (p. ej. $a_0/t = 0.1$) no permiten que se llegue a alcanzar el valor de estabilización hasta bien avanzada la fisura. Sin embargo estas situaciones son, en general, irreales dado que el tamaño de defecto iniciador de la propagación de la fisura suele obedecer a relaciones a_0/t muy bajas. Para estos valores de a_0/t pequeños la tendencia a alcanzar el perfil natural de propagación es muy rápida, y se produce en las primeras fases de la propagación. Es decir, la tendencia a la forma natural se alcanza más rápidamente en las fisuras pequeñas.

La misma tendencia hacia la estabilización de la relación de aspecto del frente de grieta puede observarse para distintos valores de la relación de aspecto inicial de la fisura $a_0/2c_0$. En este caso, la Figura 6 presenta la forma de crecimiento de la fisura, para distintos valores de la relación de aspecto inicial de la fisura ($a_0/2c_0$) y manteniendo constante el valor de fisura inicial ($a_0/t = 0.01$). Obsérvese que se ha representado únicamente el tramo de crecimiento de fisura hasta $a/t = 0.4$ para mayor claridad. De nuevo, aparece una tendencia a la estabilización de una forma de propagación característica de la geometría, idéntica a la observada en el caso anterior.

Por lo tanto, la tendencia natural de la forma de propagación viene marcada por la envolvente superior de las curvas presentadas en la Figura 5. Ese valor de tendencia natural de evolución de la fisura puede ser utilizado como apoyo para la estimación del valor medio de la vida en fatiga del cilindro.

4.2. Tendencia natural de propagación para distintas relaciones t/R_i

El fenómeno observado en el apartado anterior no es exclusivo de cilindros con una relación de aspecto $t/R_i = 0.1$, sino que se repite sistemáticamente en el resto de geometrías. La Figura 6 presenta dicha evolución para los valores de la relación t/R_i recogidos en la Tabla 1.

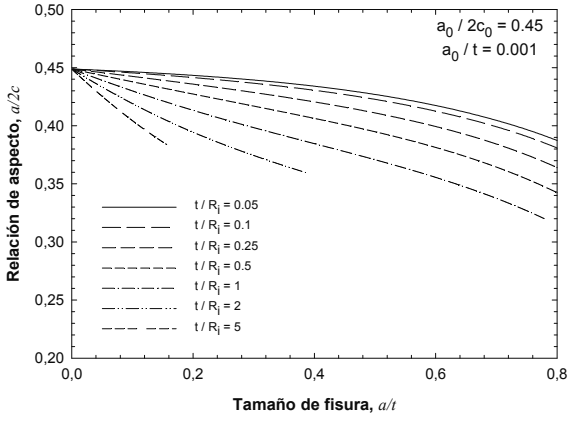


Figura 7. Tendencia natural de propagación para distintas geometrías de referencia.

Como era de suponer, la tendencia natural de propagación depende de la relación t/R_i, dado que el estado tensional es función de dicha relación t/R_i. Para cilindros de gran espesor ($t/R_i > 0.25$) la relación de aspecto cae rápidamente asemejándose más a una relación $a/2c = 0.3$. Sin embargo, para cilindros de pequeño espesor ($t/R_i < 0.25$) la tendencia con valores superiores a $a/2c = 0.4$ se mantiene prácticamente hasta que la fisura ha atravesado todo el espesor de la pared del cilindro. Incluso se puede observar que la relación $a/2c = 0.45$ permanece hasta que la fisura alcanza el 30% del espesor del cilindro. Este fenómeno concuerda con el hecho de que el estado tensional en un cilindro de pared delgada es prácticamente uniforme en todo el espesor, y sin embargo en un cilindro de pared gruesa las tensiones más elevadas aparecen en el interior del mismo, dando lugar a un mayor crecimiento en la dirección longitudinal del interior, y en consecuencia generando fisuras más alargadas en esta dirección ($a/2c$ más pequeño).

En todos los casos, cuando la fisura se ha desarrollado por encima de valores $a/t > 0.8$, y se aproxima al borde exterior del cilindro, los resultados obtenidos con un análisis elástico lineal deben tomarse con cierta cautela. Los efectos de plasticidad en la punta de grieta, y en particular en el ligamento residual, pueden influir en la forma de la fisura durante la propagación de esta última etapa. Sin embargo, para tranquilidad del diseñador, conviene tener en cuenta que la mayor parte del número de ciclos consumido por el componente se concentra en las etapas iniciales de propagación.

En las Figuras 8 y 9 se presentan dos situaciones diferentes encontradas en cilindros sometidos a presión interna. En el primero, el crecimiento de la fisura tiene lugar a partir de un único punto de inicio, y se puede observar el buen grado de ajuste obtenido con la simulación numérica. En el segundo, la iniciación de la fisura tiene lugar en varios puntos del interior en contacto con la presión.

Si se pretende diseñar el componente buscando obtener un valor medio de la previsión del número de ciclos, considerando un único punto de iniciación, la consideración de una relación $a_0/2c_0 = 0.45$ sería la más adecuada. En cualquier caso la inherente variación que se puede producir en el defecto iniciador de la fisura (tamaño y forma) podría ser analizado considerando diferentes intervalos de variación del tamaño inicial y de su relación de aspecto inicial, dando como resultado un intervalo de predicción de la vida en fatiga, que justifica en parte la dispersión propia de la vida en fatiga de un componente.

En el caso de múltiples puntos de iniciación (Figura 9), las diferentes fisuras crecen inicialmente siguiendo el patrón establecido en los párrafos anteriores, hasta que se produce su interacción para formar una fisura mucho más alargada que la establecida para fisuras con único punto de inicio.

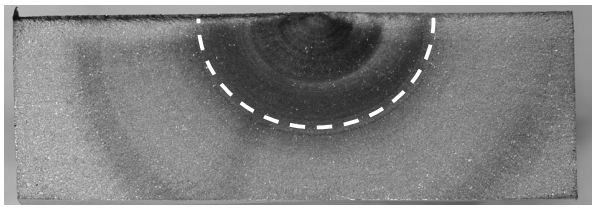


Figura 8. Fatiga en un cilindro sometido a presión interna (único punto de inicio).

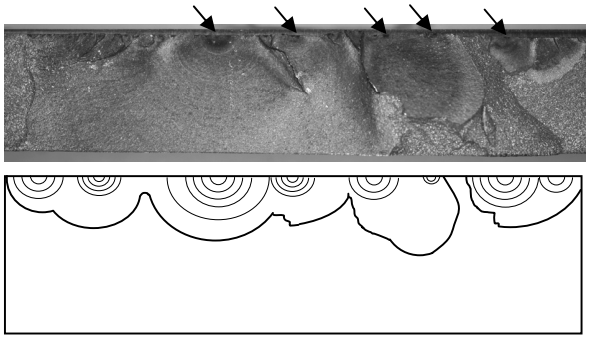


Figura 9. Múltiples puntos de inicio en un cilindro sometido a presión interna.

En este caso, si se prevé una fisura muy alargada en la dirección longitudinal, como consecuencia de múltiples puntos de iniciación, un análisis de la geometría bidimensional, considerando una fisura longitudinal dirigida a lo largo de toda la longitud de la vasija, puede resultar adecuado. Una aproximación a dicha situación se contempla en el presente análisis como una fisura de gran longitud, utilizando los resultados proporcionados por la relación de aspecto $a_0/2c_0 = 0.1$.

El estudio de múltiples puntos de inicio mediante una fisura equivalente de mayor relación de aspecto es adecuado para la simulación de los ciclos de propagación a partir de la interacción de las múltiples fisuras, sin embargo, el número de ciclos hasta alcanzar esa interacción no estaría contemplado en el análisis, dado que su comportamiento es como el de fisuras aisladas. En consecuencia, un análisis de la interacción entre fisuras procedentes de distintos puntos de iniciación constituiría la aproximación más acertada al problema.

4.3. Efecto de la forma inicial de la fisura en el número de ciclos calculado.

En la Figura 10 se presenta el valor del número de ciclos estimado para varias fisuras iniciales con distinta relación de aspecto. Se ha incluido además la relación $a_0/2c_0 = 0.33$ por su interés práctico al ser la primera la relación inicial sugerida por los códigos de diseño, y la relación $a_0/2c_0 = 0.45$ por ser la tendencia natural de este tipo de fisura.

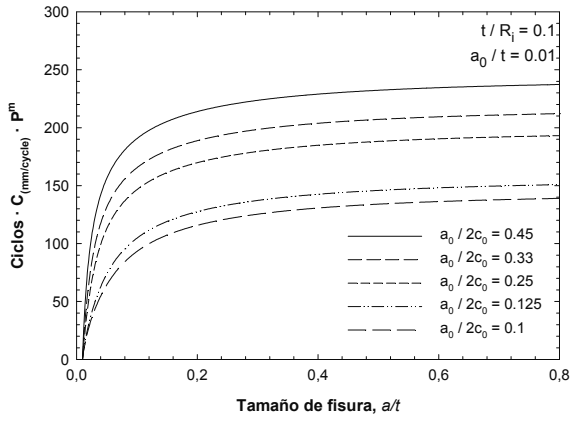


Figura 10. Número de ciclos para distintos valores de la relación de aspecto inicial de la fisura.

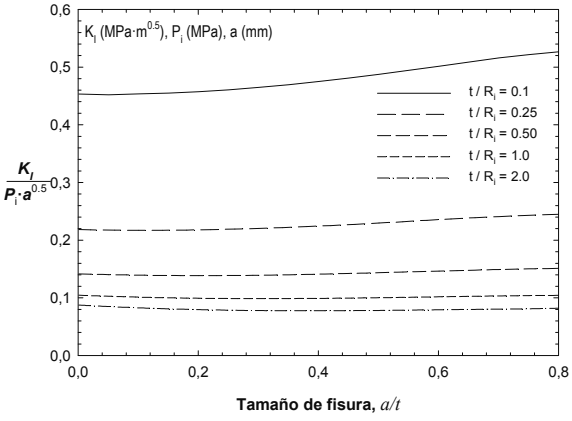


Figura 11. Solución del factor de intensidad de tensiones para la forma natural de propagación.

La primera conclusión que se extrae del análisis de dicha figura es que el número de ciclos estimado crece a medida que considera una fisura más cercana a una forma semicircular. La segunda conclusión interesante que merece mencionarse es que el número de ciclos estimado para una fisura inicial con una relación de aspecto $a_0/2c_0 = 0.45$ es un 10% superior al obtenido considerando un valor inicial $a_0/2c_0 = 0.33$.

Se puede también observar como la iniciación de fisuras largas, como consecuencia de múltiples puntos de iniciación, lleva asociada una drástica reducción en la vida a fatiga de la pieza, que puede alcanzar niveles del 55-60% respecto de la vida en fatiga para una fisura inicial semicircular.

5. FACTOR DE INTENSIDAD DE TENSIONES PARA LA TENDENCIA NATURAL DE PROPAGACIÓN

Finalmente, y como colofón al estudio desarrollado se presenta la evolución del factor de intensidad de tensiones, calculado en el centro de la fisura, a lo largo del crecimiento de la fisura. Es necesario mencionar, que dicha evolución lleva asociada la forma natural que presenta la fisura durante su crecimiento por fatiga, es decir se corresponde para la evolución de la forma natural de crecimiento. En la Figura 11 se presenta dicha evolución para distintos valores de la relación t/R_i del cilindro, mediante un coeficiente normalizado frente al valor de la presión interior y a la profundidad de la grieta en el centro de la misma.

La solución del FIT presentado en la Figura 11 permite estimar la vida media en fatiga de cilindros sometidos a presión interna, considerando su tendencia natural de propagación, bajo la consideración de una relación de aspecto inicial de la fisura de valor $a_0/2c_0 = 0.45$.

6. CONCLUSIONES

Como conclusiones más destacables del presente trabajo señalar que, tal y como ha quedado evidenciado en el presente estudio, para la geometría cilíndrica la relación de aspecto inicial de la fisura más cercana a su desarrollo natural sería de $a_0/2c_0 = 0.45$, en lugar del valor típicamente considerado de $a_0/2c_0 = 0.33$. Esta tendencia natural de propagación depende de la relación t/R_i, observándose una preferencia hacia fisuras más alargadas en la dirección longitudinal, a medida que la relación t/R_i va incrementándose.

Por otro lado, el uso de soluciones de los factores de intensidad de tensiones que lleven implícita la relación de aspecto de la fisura durante su desarrollo puede resultar de gran aplicación práctica para la estimación del valor medio del número de ciclos durante el proceso de fatiga en este tipo de componentes.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer a la empresa NC-HYPERBARIC por la financiación recibida para la realización de este trabajo.

REFERENCIAS

[1] ASME (2009), *Alternative Rules for Construction of High Pressure Vessels* in *Boiler and Pressure Vessel Code, Section VIII, Division 3*. American Society of Mechanical Engineers.

[2] Newman J.C. and I.S. Raju, (1982) *Stress intensity factor for internal and external surface cracks in cylindrical vessels*. J Press Vess Technol. **104**: p. 293-298.

[3] ANSYS 11 (2009). Finite elements code. User Manual.

[4] Barsoum R.S. (1976) On the use of isoparametric finite elements in linear fracture mechanics, *Int. J. for Numerical Methods in Engineering* **10**, 25–37.

[5] Bouchard P.O., Bay F., Chastel Y. (2003) Numerical modeling of crack propagation: automatic remeshing and comparison of different criteria. *Comput. Methods Appl. Mech. Engrg.* **192**, 3887-3908.

MÉTODOS DE CONVERSIÓN TIEMPO-FRECUENCIA PARA LA APLICACIÓN DEL PRINCIPIO DE CORRESPONDENCIA EN MATERIALES VISCOELÁSTICO-LINEALES

F. Pelayo[1], M.J. Lamela-Rey[1], A. Fernández-Canteli[1], J. García-Barruetabeña[2], F. Cortés[2] y J.M. Abete[2]

[1] Departamento de Construcción e Ingeniería de Fabricación. Universidad de Oviedo.
Campus de Viesques. 33203 Gijón.
E-mail: fernandezpelayo@uniovi.es

[2] Departamento de Ingeniería Mecánica, Universidad de Mondragón,
Loramendi 4, 20500, Mondragón.

RESUMEN

La característica más destacada de los materiales viscoelásticos es la dependencia de sus propiedades mecánicas con el tiempo. Esta dependencia implica que las relaciones o conversiones entre los distintos módulos o propiedades del material deben deducirse a través de integrales de convolución cuya resolución, en general, resulta compleja de abordar. En materiales viscoelástico-lineales, se puede aplicar el principio de correspondencia, que permite facilitar la conversión a través de expresiones ya conocidas para materiales elástico-lineales. Los módulos o propiedades del material se sustituyen por su correspondiente función viscoelástica convertida al dominio de la frecuencia, de manera que las integrales de convolución en el dominio del tiempo se convierten en productos simples en el dominio de la frecuencia. En este trabajo se analizan distintos métodos para establecer relaciones entre funciones viscoelásticas mediante su transformación del dominio del tiempo a dominio de la frecuencia y se aplican a un material viscoelástico lineal, como es el PVB, como paso hacia una predicción de rotura, previa propuesta de un criterio de fallo.

ABSTRACT

The main characteristic in the behaviour of viscoelastic materials is the time dependency of its mechanical properties. This dependency implies that the relations or conversions among the different moduli of the material must be carried out using convolution integrals, the solution of which is, generally, difficult to derive. In the case of viscoelastic materials, an easy way of operating with time-dependent moduli functions consists of resorting to the correspondence principle. This principle establishes that the simple well-known relations among material constants for linear-elastic materials can be applied to linear-viscoelastic materials using, on its turn, the corresponding viscoelastic modulus function transformed to the frequency domain. In this way, convolution integrals in time-domain become simple products in frequency domain. In this work, different procedures for conversion among viscoelastic functions are analyzed, implying their transformation from the time domain to frequency domain, and applied to a linear-viscoelastic material, such as PVB. This is understood as a contribution towards fracture prediction provided a failure criterion is formulated.

PALABRAS CLAVE: Técnicas experimentales, Polímeros, Viscoelasticidad.

1. INTRODUCCIÓN

Los materiales viscoelásticos se caracterizan por la dependencia de sus propiedades mecánicas con el tiempo [1]. Este hecho conlleva que la completa caracterización de todas sus propiedades resulta un proceso complejo y, en consecuencia, difícil de afrontar [2, 3]. En general, el proceso de caracterización de estos materiales se suele abordar en un proceso que implica la obtención de alguno de sus módulos experimentalmente, por ejemplo el módulo de relajación (dirección axial y deformación constante), y a partir de aquél, la deducción del resto de módulos del material a través de conversiones bajo distintas suposiciones o simplificaciones [4]. Las conversiones que permiten obtener todos los módulos de un material viscoelástico se pueden dividir en tres categorías según [5]:

1) Si se aplica una deformación o una tensión constante al material, ensayo de relajación o fluencia, respectivamente.

2) Si la carga aplicada es de carácter estático (dominio del tiempo) o de carácter oscilatorio (dominio de la frecuencia).

3) Si el ensayo es de tipo uniaxial, de cortadura o volumétrico.

Uno de los casos de conversiones más interesantes son las formadas por el grupo tres (según el tipo de solicitación), donde, generalmente, en los casos de solicitación bajo cortadura o volumétrica se requiere la aplicación de un equipamiento de ensayos especial. Desde el punto de vista de los materiales elástico-lineales estas conversiones están bien definidas [6] y se reducen a relaciones sencillas entre las propiedades del material, constantes en el tiempo. Sin embargo, para los materiales viscoelásticos estas relaciones se complican, dado que las propiedades de los mismos son función del tiempo apareciendo en su deducción integrales de convolución, cuya resolución es más costosa.

Dentro del grupo de los materiales viscoelásticos, aquellos definidos como viscoelástico-lineales permiten tratar las distintas conversiones a través de métodos relativamente sencillos [7, 8]. Así, el principio de correspondencia resulta de gran utilidad, ya que establece que para un material viscoelástico-lineal se pueden aplicar aquellas relaciones conocidas para un material elástico-lineal sustituyendo los valores constantes del material por su correspondiente función viscoelástica compleja (dependiente de la frecuencia) [9, 10]. De este modo, las integrales de convolución que aparecen en las relaciones, se convierten en productos simples al trabajar en el dominio de la frecuencia.

La potencialidad del principio de correspondencia se ve reflejada cuando se tiene en cuenta que no sólo se puede aplicar para relacionar y obtener los módulos del material, sino que también se puede aplicar a cualquier ecuación utilizada en materiales elástico-lineales donde las propiedades del material aparezcan como variables.

Aunque la aplicación del principio de correspondencia es sencilla, ésta requiere de la correspondiente propiedad viscoelástica compleja del material. De este modo, si el material viscoelástico no puede ser ensayado directamente bajo solicitaciones cíclicas, habrá que aplicar una conversión del grupo dos (tiempo-frecuencia) previamente.

En este trabajo se analizan distintos métodos para convertir los módulos de comportamiento de un material viscoelástico en función del tiempo en su correspondiente módulo complejo (dependiente de la frecuencia) con el fin de disponer de los mismos para una posterior aplicación del principio de correspondencia. Para realizar el estudio se utilizó un material viscoelástico-lineal como es el PVB.

2. PRINCIPIO DE CORRESPONDENCIA

El principio de correspondencia establece que, si la solución para un problema elástico-lineal es conocida, entonces la solución para el problema viscoelástico-lineal se puede obtener sustituyendo la magnitud correspondiente viscoelástica por su transformada de Fourier [11, 12]. Aunque el principio de correspondencia también se puede obtener de manera más general mediante la transformada z de Laplace [13], resulta más práctico recurrir a la transformada de Fourier, dado que las funciones dinámicas del material, en función de la frecuencia, ω, se puede medir directamente a través de ensayos experimentales. En ambos casos, el principio de correspondencia no es aplicable a aquellas situaciones en las que las condiciones de contorno del problema en estudio, ya sea bajo cargas o desplazamientos impuestos, sean dependientes del tiempo (aunque las cargas y desplazamientos pueden ser función del tiempo) [14].

Si, por ejemplo, se aplica el principio de correspondencia a la ecuación tensión-deformación en el caso elástico-lineal, es decir:

$$\sigma = E\,\epsilon\ , \tag{1}$$

resulta la siguiente transformada de Fourier:

$$\sigma(\omega) = \int_{-\infty}^{\infty} \sigma(t)\, e^{-i\omega t} dt\ . \tag{2}$$

Introduciendo, a continuación, la ecuación constitutiva para un material viscoelástico lineal [1] en la ec. (2) se obtiene la expresión:

$$\sigma(\omega) = \int_{-\infty}^{\infty} \int_{-\infty}^{t} E(t-\tau) \frac{d\epsilon(\tau)}{d\tau} d\tau e^{i\omega t} dt \tag{3}$$

de la que si se aplican las propiedades de las transformada de Fourier de desplazamiento, convolución y derivación se obtiene la ecuación constitutiva, en frecuencia, para un material viscoelástico-lineal:

$$\sigma(\omega) = E^*(\omega)\epsilon(\omega) \tag{4}$$

siendo $E^*(\omega)$ el módulo complejo axial del material viscoelástico-lineal. De la misma manera, se puede aplicar el principio de correspondencia a otras ecuaciones conocidas de la elasticidad lineal y obtener así su correspondiente solución para el caso viscoelástico-lineal. Aunque el principio de correspondencia permite de una manera sencilla obtener las relaciones entre los módulos de un material viscoelástico-lineal u otras ecuaciones de interés, obtenidas de la correspondiente ecuación de la elasticidad lineal, resulta necesario determinar las propiedades mecánicas complejas del material viscoelástico, ya sea a través de ensayos experimentales o bien a través de una conversión tiempo-frecuencia. En el siguiente apartado se detallan algunos de los métodos

que se pueden utilizar para llevar a cabo este tipo de conversiones.

3. CONVERSIONES TIEMPO-FRECUENCIA

3.1. Método de los coeficientes de Prony

Este método se basa en el hecho de que los coeficientes de la seria de Prony [15], obtenidos a través del ajuste experimental de un modelo de Maxwell o Kelvin generalizado (curvas del tipo relajación o fluencia, respectivamente) del módulo o propiedad viscoelástica del material, se pueden utilizar para generar el correspondiente módulo o propiedad compleja del material [4]. Así para el caso del módulo de relajación, $E(t)$, el modelo generalizado de Maxwell viene dado por:

$$E(t) = E_\infty + \sum_{i=1}^{m} e_i \; exp\left(-\frac{t}{\rho_i}\right) \tag{5}$$

donde, e_i y ρ_i son los coeficientes de la serie de Prony y m el número de términos. A partir de estos coeficientes se pueden determinar ambas componentes del módulo complejo $E^*(\omega)$, es decir, módulo de almacenamiento, $E'(\omega)$ y módulo de pérdidas, $E''(\omega)$:

$$E'(\omega) = E_\infty + \sum_{i=1}^{m} \frac{\rho_i^2\omega^2 e_i}{\rho_i^2\omega^2 + 1} \tag{6}$$

$$E''(\omega) = \sum_{i=1}^{m} \frac{\rho_i^2\omega^2 e_i}{\rho_i^2\omega^2 + 1} \tag{7}$$

Una vez conocidas las dos componentes: $E'(\omega)$ (parte real) y $E''(\omega)$ (parte imaginaria) se puede deducir el módulo complejo del material, $E^*(\omega)$, de manera directa.

El método de los coeficientes de Prony puede aplicarse a cualquier módulo o propiedad viscoelástica cuya función se pueda ajustar mediante un modelo de Maxwell o un módelo de Kelvin generalizados.

3.2. Método de Schwartz

El método de Schwartz [16, 17] es un método aproximado de conversión tiempo-frecuencia de aplicación e implementación sencillas. Así, a partir por ejemplo, del módulo de relajación del material viscoelástico, $E(t)$, el módulo complejo, $E^*(\omega)$, puede obtenerse a través de sus componentes real e imaginaria, $E'(\omega)$ y $E''(\omega)$, obtenidas directamente a partir de las siguientes relaciones:

$$\begin{aligned} E'(\omega) \simeq\ & 0.142E(8t) - 0.86E(4t) + 0.674E(2t) \\ & + 0.942E(t) + 0.001E(t/2) + 0.101E(t/4) \\ & - 0.00855E(t/8) + 0.00855E(t/16)|_{t=1/\omega} \end{aligned} \tag{8}$$

$$\begin{aligned} E''(\omega) \simeq\ & 0.470E(4t) - 2.144E(2t) + 1.476E(t) \\ & - 0.422E(t/2) + 0.608E(t/4) - 0.160E(t/8) \\ & + 0.172E(t/16)|_{t=1/\omega} \end{aligned} \tag{9}$$

En el caso de la aplicación del método para casos de curvas del tipo fluencia, se pueden definir relaciones similares a las del tipo relajación [8].

3.3. Método directo de conversión mediante la transformada rápida de Fourier (FFT)

La conversión de una función viscoelástica en su función compleja correspondiente en el dominio de la frecuencia, también se puede abordar directamente mediante la transformada rápida de Fourier (FFT) [18]. Así para el caso, por ejemplo, de relajación, la ecuación constitutiva de comportamiento se puede expresar como

$$\begin{aligned} \sigma(t) &= E_0\epsilon_0 H(t) + \int_0^t E_d(t-\tau)\epsilon_0\delta(\tau)d\tau \\ &= [E_0 + E_d(t)]\epsilon_0 \end{aligned} \tag{10}$$

donde ϵ_0 es la magnitud de la deformación, $H(t)$ es la función de Heaviside y $\delta(\tau)$ es la función delta de Dyrac. Expresando la ec. (10) en términos del módulo de relajación, se obtiene que

$$E(t) = \frac{\sigma(t)}{\epsilon_0} = E_0 + E_d(t)\ , \tag{11}$$

en la que E_0 representa la componente elástica y la función de relajación, $E_d(t)$, la componente disipativa. Si, por una lado, se aplica la transformada de Fourier a la ec. (11):

$$\tilde{E}(\omega) = \frac{E_0}{i\omega} + \tilde{E}_d(\omega) \tag{12}$$

donde $\tilde{(\ )}$ representa la transformada de Fourier e $i = \sqrt{-1}$ y, por otro lado, se aplica la transformada de Fourier a la ec. (10):

$$\tilde{\sigma}(\omega) = E_0\ \tilde{\epsilon}(\omega) + i\omega\tilde{E}_d(\omega)\tilde{\epsilon}(\omega)\ , \tag{13}$$

se puede deducir finalmente el módulo complejo $E^*(\omega)$ como:

$$E^*(\omega) = \frac{\tilde{\sigma}(\omega)}{\tilde{\epsilon}(\omega)} = E_0 + i\ \omega\ \tilde{E}_d(\omega)\ . \tag{14}$$

Por lo tanto, sustituyendo la transformada de Fourier de la función de relajación, $\tilde{E}_d(\omega)$ en la ec. (12), se obtiene una relación entre el módulo complejo, $E^*(\omega)$, y la transformada de Fourier de la función de relajación, $\tilde{E}(\omega)$:

$$E^*(\omega) = i\omega\ \tilde{E}(\omega) \tag{15}$$

Mediante esta metodología se puede, por lo tanto, calcular la función viscoelástica compleja de un material a partir de la transformada de Fourier de su función temporal correspondiente. Hay que destacar que esta metodología trabaja directamente sobre los datos experimentales, prescindiendo así de un ajuste previo de la curva a un modelo de comportamiento viscoelástico. Siguiendo un procedimiento análogo al del módulo de relajación, se deducen expresiones similares a la ec. (15) para el resto de funciones viscoelásticas del material.

4. PROGRAMA EXPERIMENTAL

En la comprobación de los métodos de conversión se utilizó el PVB como ejemplo de material viscoelástico-lineal. Mediante experimentación se obtuvo, por una parte, el módulo de relajación (función del tiempo) y, por otra, su correspondiente módulo complejo (función de la frecuencia).

4.1. Descripción del equipo y ensayos realizados

En la determinación de los módulos del material se utilizó un viscoelasticímetro (DMA RSA3) de TA Instruments (ver figura 1). El equipo dispone de una cámara de temperatura controlada que permite ensayar el material en condiciones isotérmicas. Los ensayos se realizaron con ayuda de un útil específico para ensayos axiales. Las probetas empleadas tenían unas dimensiones aproximadas de 20 x 6 mm y un espesor de 0,38 mm. Para obtener el módulo o curva maestra de relajación se llevaron a cabo ocho ensayos isotérmicos de unos 10 minutos cada uno en un rango de temperaturas desde -25 a 40 ˚C. En el caso del módulo complejo se realizaron 10 ensayos isotérmicos de barrido en frecuencia (0-80 Hz) en un rango de temperaturas de 8 a 40˚C.

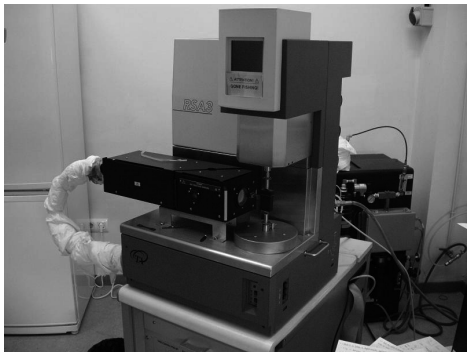


Figura 1. Equipo DMA RSA (TA Instruments) utilizado en la caracterización del material.

4.2. Construcción de las curvas maestras

Una vez obtenidas las curvas del material a diferentes temperaturas se procedió a la construcción de la curva maestra del material para cada uno de los módulos. El principio de superposición tiempo-temperatura (TTS) permite establecer una relación entre las dos variables, de forma que a partir de una temperatura de referencia, su curva queda fija en la escala de tiempos mientras el resto de curvas se desplazan respecto a ésta. Uno de los modelos más utilizados para relacionar tiempo y temperatura es el modelo TTS de William-Landel-Ferry (WLF) [19]:

$$log\ a_T = -\frac{C_1(T-T_0)}{C_2+T-T_0} \tag{16}$$

donde a_T es el factor temporal de desplazamiento horizontal, T_0 es la temperatura de referencia y C_1 y C_2 son constantes características del material a determinar en el ajuste del modelo TTS-WLF. Tras ajustar el modelo a las curvas experimentales, utilizando como temperatura de referencia 20 ˚C, se obtuvieron $C_1 = 12.6027$ y $C_2 = 74.46$ para el caso del módulo de relajación y $C_1 = 10.8126$ y $C_2 = 81.06$ para el caso del módulo complejo. En las figuras 2 y 3 se muestran el módulo de relajación, $E(t)$, y el módulo complejo, $E^*(\omega)$, respectivamente.

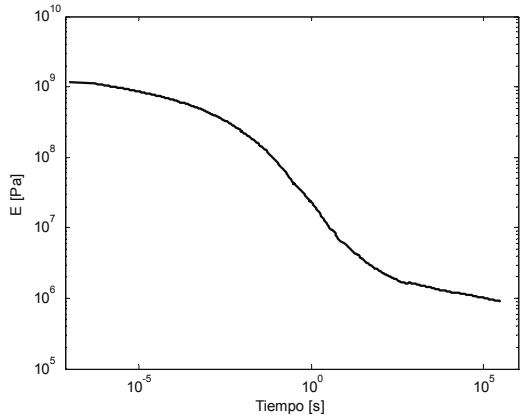


Figura 2. Curva de relajación del PVB para una temperatura de 20˚C.

5. RESULTADOS EXPERIMENTALES

Una vez obtenidos los módulos experimentales del material se realizaron las conversiones del módulo de relajación (función del tiempo) al correspondiente módulo complejo (función de la frecuencia) con los tres métodos descritos.

5.1. Método de los coeficientes de Prony.

El ajuste del módulo de relajación del PVB se realizó con una serie de Prony de 13 términos siguiendo la ecuación (5). Los tiempos de retardo, ρ_i, de la serie se elegiron en este caso equi-espaciados en una escala de tiempos logarítmica. Una vez ajustado el modelo ($r^2 = 0.9996$) se obtuvieron las componentes real e imaginaria del módulo complejo mediante las ecs. (6) y

(7), respectivamente, y se construyó el módulo complejo del material, $E^*(\omega)$.

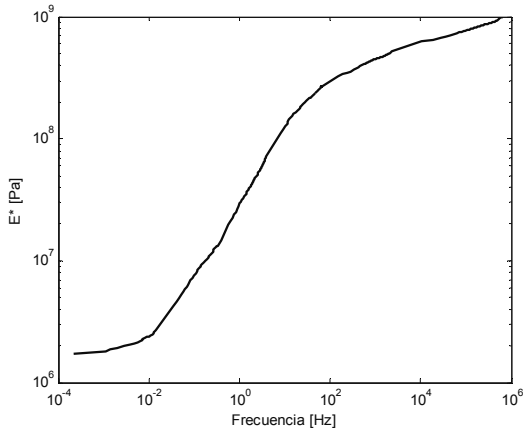


Figura 3. Curva del módulo complejo del PVB para una temperatura de 20˚C.

En la figura 4 se presenta la comparación entre el módulo experimental y el obtenido mediante la conversión mediante coeficientes de Prony.

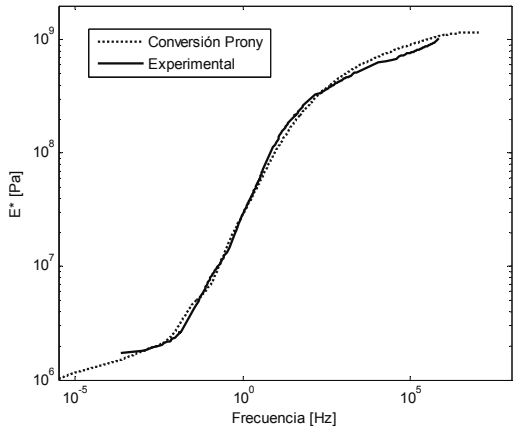


Figura 4. Comparación entre el módulo complejo del PVB obtenido experimentalmente y por conversión mediante el método de los coeficientes de Prony.

5.2. Método de Schwartz.

A partir del módulo experimental de relajación del material, las componentes real e imaginaria del módulo complejo se pueden obtener a través de las ecuaciones (8) y (9), respectivamente. Debido a la definición discreta del módulo de relajación, se utilizó una interpolación cúbica para obtener los puntos necesarios para aplicar el método de Schwartz. En la figura 5 se muestran el módulo complejo experimental y el obtenido mediante conversión aplicando las ecuaciones de Schwartz.

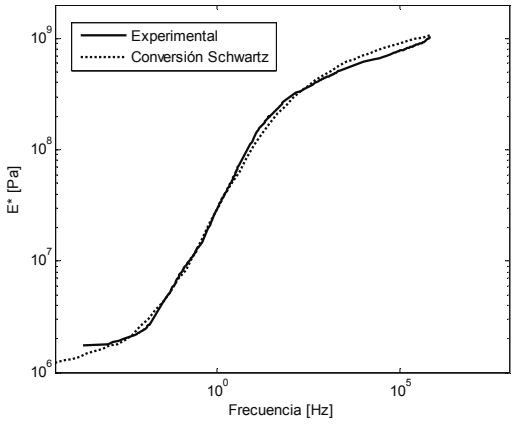


Figura 5. Comparación entre el módulo complejo del PVB obtenido experimentalmente y por conversión mediante el método Schwartz.

5.3. Método de conversión mediante la aplicación de la transformada rápida de Fourier.

La conversión mediante la transformada rápida de Fourier, requiere la descomposición del módulo de relajación, $E(t)$, según la ec. (11). Así, se obtiene la transformada de Fourier de, $E_d(t)$, y mediante la ec. (14) se obtiene el módulo complejo del material. En la figura 6 se puede observar la comparación entre el módulo experimental complejo y el obtenido a través de la conversión mediante la transformación por Fourier. En la conversión se empleó un $\Delta t = 10^{-6}$ s con un rango de tiempos de origen de $10^{-6} < t < 10^{1}$ segundos. En consecuencia los resultados obtenidos están en el rango de frecuencia de $10^{-1} < t < 10^{6}$ Hz con un $\Delta f = 10^{-1}$ Hz. En la figura 6 se puede apreciar cómo la curva transformada presenta menos precisión en la zona de baja frecuencia. Para una mejora de la misma sería necesario ampliar o cambiar el rango temporal de datos de origen en esa zona.

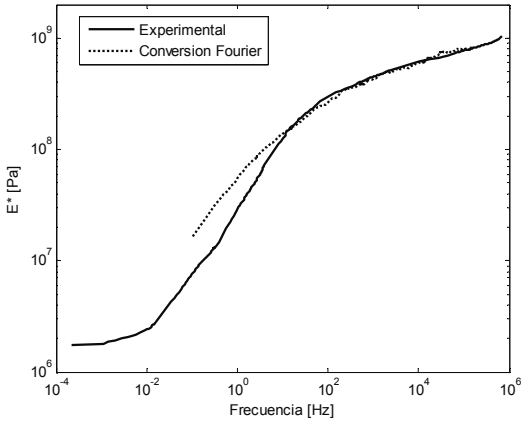


Figura 5. Comparación entre el módulo complejo del PVB obtenido experimentalmente y por conversión mediante el método FFT.

6. CONCLUSIONES

Las conversiones representan una herramienta indispensable para una completa caracterización de un material viscoelástico cuando la deducción directa de los módulos complejos sea difícil de abordar mediante experimentación.

Las funciones complejas viscoelásticas permiten aplicar las relaciones conocidas de la elasticidad lineal en materiales con comportamiento viscoelástico-lineal de manera sencilla a través del principio de correspondencia.

El método de Schwartz resulta recomendable dada la sencillez de implementación, así como la buena correlación de los resultados obtenidos en una primera aproximación del correspondiente módulo complejo.

El método de los coeficientes de Prony proporciona buenos resultados cuando el ajuste de la serie a la función viscoelástica función del tiempo resulta adecuado.

El método FFT presenta muy buena correlación cuando los rangos de origen temporales cubren adecuadamente la zona temporal de conversión. Para cubrir adecuadamente todas las zonas se pueden utilizar conversiones por trozos de la curva de origen.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen el apoyo económico del Plan Regional de Investigación del Principado de Asturias a través de los proyectos de investigación EQPT04-21 e IB09-136, y del Ayuntamiento de Gijón, a través de una beca de investigación concedida por el IUTA.

REFERENCIAS

[1] Ferry, J.D., (1980), Viscoelastic Properties of Polymers. John Wiley & Sons. 3ª Edición, New York.

[2] Lakes, R., (2009), Viscoelastic Solids. CRC Press, New York.

[3] Christenses, R.M., (2003), Theory of Viscoelasticity (2nd edition). Dover Publications, INC. Mineola, New York.

[4] Park, S.W. and Schapery, R.A., Methods of interconversion between linear viscoelastic material functions. Part I - A numerical method based on Prony series. Int. Journal of Solids and Structures. 1999, Vol. 36 (11). pp. 1653-1675.

[5] Fernández, P., Rodríguez, D., Lamela, M.J. and Fernández-Canteli, A., Study of the interconversión between viscoelastic behaviour functions of PMMA. Mechanics of Time-Dependent Materials, d.o.i. 10.1007/s11043-010-9128-3, 2010.

[6] París, F. Teoría de Elasticidad. Grupo de Elasticidad y Resistencia de Materiales, Universidad de Sevilla, 2000. ISBN: 84-88783-33-7.

[7] Tschoegl, N.W. The Phenomenological Theory of Linear Viscoelastic Behavior. Springer-Verlag, Berlin, 1989.

[8] Emri I., B.S. Von Bernstorff, R. Cvelbar, A. Nikonov. Re-examination of the approximate methods for interconversion between frequency- and time-dependent material functions. Journal of Non. Newtonian Fluid Mechanics, vol.129 (2), 75-84. 2005.

[9] Lakes, R. S. and Wineman, A. On Poisson's Ratio Linearly Viscoelastics Solids. Journal of Elasticity (2006). 85:45-63. DOI 10.1007/s10659-006-9070-4.

[10] Tschoegl N.W.; Knauss W.G.; Emri I. Poisson's Ratio in Linear Viscoelasticity – A critical review. Mechanics of Time-Dependent Materials, Volume 6, Number 1, 2002 , pp. 3-51(49).

[11] Read, W.T., Stress Analysis for Compresible Viscoelastic Materials, Journal of Applied Physic, 21, 671-674, 1950.

[12] Lee, E.H., Stress Analysis in Viscoelastic Bodies, Quart Appl Math, 13, pp. 183-190, 1955.

[13] Alfrey, T., Non-Homogeneus Stresses in Viscoelastic Media, Quart Appl Math, II(2), pp. 113-119, 1944.

[14] Lakes, R., Viscoelastic Materials, (2009), Cambridge University Press, New York.

[15] Tzikang Chen. Determining a Prony Series for a Viscoelastic Material from Time Varyng Strain Data. NASA /TM-2000-210123, ARL-TR-2206.

[16] Schwarzt, F.R., The numerical calculation of storage and loss compliance from creep for linear viscoelastic materials, Rheol. Acta 8 (1969) 6.

[17] Schwartz, F.R., On the interconversion between viscoelastic material functions, Pure Appl. Chem. 23, 1970, 219-234.

[18] Garcia-Barruetabeña, J., Cortés, F., Abete, J.M., Fernández, P., Lamela, M.J. and Fernández-Canteli, A. Relaxation modulus – complex modulus interconversión for linear viscoelastic materials. Mechanics of Time-Dependent Materials, Artículo en revisión.

[19] Williams, M.L., Landel, R.F. and Ferry, J., The Temperature Dependence of Relaxation Mechanisms in Amorphous Polymers and Other Glass-Forming Liquids. J. Am. Chem. Soc., 77, 8701, 1955.

ESTUDIO NUMÉRICO Y EXPERIMENTAL DE GRIETAS EN MODO MIXTO EN CONCENTRADORES DE TENSIONES

D. Camas[1a], I. Hiraldo[1b], J. García-Manrique[1c], P. Lopez-Crespo[1d], A. Gonzalez-Herrera[1e]

[1]Departamento de Ingeniería Civil, de Materiales y Fabricación, E.T.S. de Ingenieros Industriales, Universidad de Málaga, C/Doctor Ortiz Ramos s/n, Campus de Teatinos, 29071, Málaga, España.
E-mail: [1a]dcp@uma.es; [1b]irenehiraldo@gmail.com; [1c]josegmo@uma.es; [1d]plopezcrespo@uma.es; [1e]agh@uma.es

RESUMEN

Los modelos numéricos desarrollados mediante el método de los elementos finitos presentan como principal ventaja frente a las pruebas experimentales, que proporcionan información detallada sobre lo que ocurre en el interior de la probeta. En este trabajo se presentan los resultados obtenidos para una probeta con taladro centrado preagrietada de aluminio Al-7010-T7651, bajo condiciones de carga en modo mixto (modo I+II). Se han estudiado siete estados diferentes de carga, manteniendo la misma carga nominal y variando el ángulo de aplicación de la misma desde los 23.5º (condiciones de modo mixto) hasta el estado de carga en modo I, 90º. Para la validación experimental, se presenta una metodología que emplea la técnica de correlación de imágenes. Para ello se comparan los campos de desplazamientos obtenidos numérica y experimentalmente en la superficie de la probeta.

ABSTRACT

On of the main benefits of finite element models is that they are able to provide a great deal of information from the bulk of the material which could not be easily accessible by experimental means. In the present work, the obtained results for a pre-cracked hole-in-a-plate sample under mixed-mode condictions are presented. The specimen was made of Al-7010-T7651 alloy. Seven mixed-mode cases were achieved by applying a constant load and varying the loading angle. This angle ranged between 23.5º (mixed-mode condition) and 90º (pure mode I condition). A methodolgy based on digital image correlating technique was used to validate the numerical models. For this, the numerical and the experimental displacements field in the surface of the specimens are compared .

PALABRAS CLAVE: Correlación de imágenes, elementos finitos, modo mixto (I+II)

1. INTRODUCCIÓN

La Mecánica de la Fractura Elástica Lineal aborda el estudio del comportamiento de grietas bidimensionales ignorando cualquier efecto tridimensional que pueda afectar a la propagación del frente de la grieta.

La zona plastificada en el entorno del frente de la grieta es un factor de gran importancia a considerar tanto en la fractura como en la fatiga de materiales. Con objeto de simplificar el problema, tradicionalmente sólo se han considerado dos casos extremos: tensión o deformación plana.

En trabajos recientes en los que se ha analizado la zona plastificada en el entorno del frente de la grieta en probetas tridimensionales sometidas a cargas en modo I [1], se ha observado grandes diferencias con los resultados teóricos esperados y una gran influencia de factores tales como la carga aplicada, el espesor de la probeta y la curvatura del frente de la grieta. Todos estos factores o se suponían independientes, o no habían sido considerados en profundidad hasta la fecha.

Por otro lado, la mayoría de los componentes empleados en la práctica, están sometidos a estados de cargas complejos. Por ello, en el presente trabajo, se presenta un estudio numérico de probetas tridimensionales sometidas a estados de carga en modo mixto.

Se pretende analizar la influencia del ángulo de aplicación de la carga en la zona plastificada en el entorno de la grieta. Estos resultados se compararán con los obtenidos en dos dimensiones, tanto en tensión como en deformación plana.

Para validar los modelos de elementos finitos, los estudios de convergencia numérica ayudan a evaluar la calidad de los resultados obtenidos. Sin embargo, lo más apropiado es comparar resultados numéricos con resultados experimentales, aunque en muchas situaciones esta comparación no es factible.

En este trabajo se propone el empleo de la técnica de correlación de imágenes para validar los resultados numéricos obtenidos. Para ello se compararán los campos de desplazamiento experimental y numérico en la superficie de la probeta.

2. DESCRIPCIÓN DEL MODELO

Se ha modelado por elementos finitos una probeta con taladro centrado preagrietada de aluminio Al-7010-T7651, en dos y en tres dimensiones, con comportamiento plástico del material.

Las dimensiones de la probeta son de 160 mm de ancho por 240 mm de largo. El diámetro del taladro es de 50 mm, mientras que el espesor de la probeta es de 5 mm. Se ha considerado una longitud de grieta de 5mm.

La zona más crítica corresponde al vértice de la grieta donde se produce la mayor concentración de tensiones y los mayores gradientes en tensiones y deformaciones. Por tanto, es necesario disponer de un elevado número de elementos para captar con suficiente precisión estas variaciones. Pero al mismo tiempo, para no penalizar en exceso el coste computacional, es preciso realizar una transición violenta desde estas zonas hasta las más alejadas.

Para ello se ha dividido el mallado de la probeta en dos zonas, una en el entorno del frente de la grieta, que ha sido mallada de forma ordenada con elementos hexaédricos, y una segunda zona, en la que se han empleado elementos tetraédricos, los cuales permiten transiciones más bruscas.

Existen en la bibliografía recomendaciones sobre cómo seleccionar el número preciso de elementos para captar con suficiente precisión la zona plastificada en el entorno del frente de la grieta en problemas de carga monoaxiales [2]. En ellos se considera el radio plástico de Dugdale como parámetro de referencia para establecer el orden de magnitud de la zona plastificada.

En este trabajo se ha considerado el mismo parámetro como referencia inicial para determinar el tamaño de la zona plastificada de forma homogénea y el tamaño mínimo de elemento. Sin embargo, como consecuencia del estado de cargas en modo mixto, la zona plastificada se deforma en función del ángulo de aplicación de la carga, quedando en algunos casos fuera de la zona de mallado regular. Por lo que finalmente, se ha optado por un proceso iterativo para definir el tamaño de la zona de mallado regular, asegurando que la zona plastificada queda totalmente contenida en la misma.

En cuanto al espesor en los modelos tridimensionales, con objeto de obtener una precisión suficiente a la hora de identificar la transición entre el interior y el exterior de la probeta y una relación admisible en el tamaño de los elementos, se ha dividido el mismo en 80 elementos de tamaño constante.

Cabe destacar que en este problema, debido a la falta de simetría provocada por el estado de cargas en modo mixto, sólo se puede aplicar simetría en la dirección del espesor de la probeta, por lo que se ha considerado la mitad de la misma con objeto de reducir el coste computacional.

Las propiedades que determinan el comportamiento elástico del material son el módulo de elasticidad E y el módulo de Poisson ν, suponiendo que el comportamiento del material es isótropo. Para el caso en estudio, los valores considerados han sido de 73.5 GPa y de 0.35, respectivamente.

El modelo de plastificación que se emplea es del tipo elasto-plástico con endurecimiento por deformación, el cual se asemeja bastante al comportamiento de muchos metales entre los que se encuentra el aluminio.

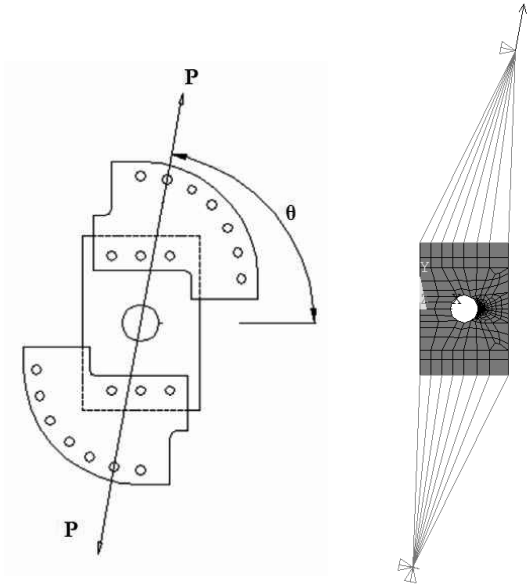


Figura 1. Esquema del problema considerado y modelo numérico

Se ha estudiado siete estados diferentes de carga. Todos ellos presentan el mismo valor nominal de carga (24.72 kN) y se ha modificado el ángulo de aplicación de la misma, variando desde los 23.5º hasta alcanzar el valor propio del estado de carga en modo I, 90º.

3. RESULTADOS OBTENIDOS

El crecimiento de las grietas, tanto en fractura como en fatiga, se ve muy influenciado por el efecto de una pequeña zona deformada plásticamente en el entorno del frente de la grieta. Por lo tanto, es necesario conocer en profundidad la forma de esta zona plastificada y la influencia de determinados parámetros, como en este caso, el ángulo de aplicación de la carga.

La forma de tener una visión precisa de la zona plástica es por medio de la representación de las plastificaciones alcanzadas en los elementos.

A continuación se van a presentar los resultados obtenidos para una serie de parámetros analizados en el presente estudio: las áreas plastificadas, los volúmenes plastificados y el campo de desplazamientos verticales.

3.1 Áreas plastificadas

Se han analizado las áreas plastificadas en las condiciones de deformación y tensión plana en los modelos bi y tri-dimensionales, así como su evolución en función del ángulo de aplicación de la carga.

En la figura 3(a) se muestra una comparación de la forma del área plastificada en las condiciones de deformación y tensión plana para los dos modelos considerados para un estado de carga en modo I, $\theta=90^o$. En la figura 3(b) se muestra cómo evoluciona la zona plastificada en el exterior de la probeta tridimensional al disminuir el ángulo de aplicación de la carga.

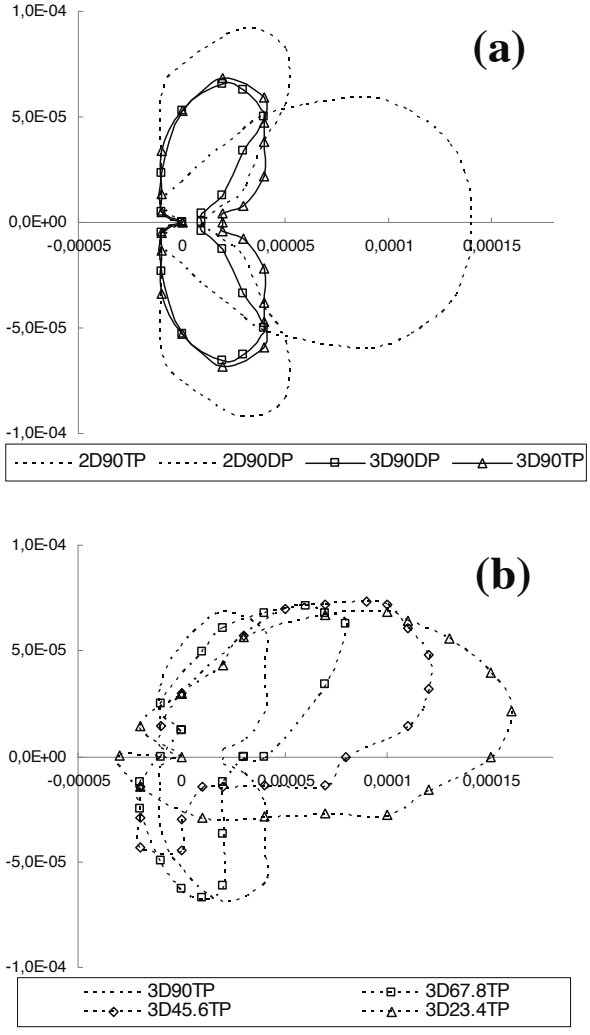


Figura 3. Forma de las áreas plastificadas en deformación y tensión plana para los modelos bi y tridimensionales, θ=90º (a); Evolución de la forma del área plastificada en el exterior de la probeta 3D (b).

En la figura 4 se presentan los valores de las áreas plastificadas en tensión y en deformación plana para los modelos bi y tridimensional y su evolución con el ángulo de aplicación de la carga en el rango considerado.

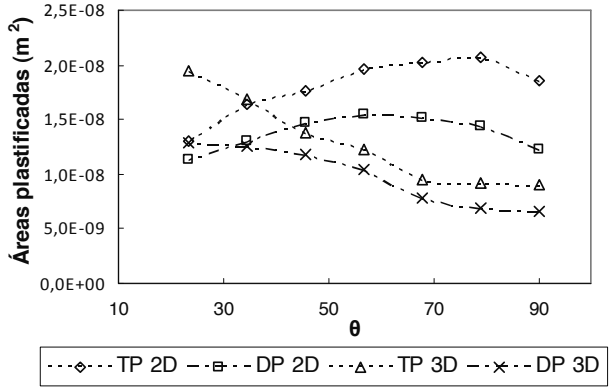


Figura 4. Áreas plastificadas en función del ángulo de aplicación de la carga θ.

Los resultados en dos y en tres dimensiones no coinciden. Además, el área plastificada bajo las condiciones de tensión plana es prácticamente igual a la plastificada bajo condiciones de deformación plana en el modelo tridimensional. Teóricamente, bajo condiciones de carga en modo I, el área plastificada en tensión plana debería ser tres veces mayor que el área plastificada en deformación plana, pero se observa que no se cumple. Esto es consistente con las conclusiones alcanzadas en trabajos anteriores en los que se analizaba la zona plástica en probetas CT bajo cargas en modo I [3].

Por otro lado, se cumple que para un ángulo de aplicación de cargas próximo al modo I, el área plastificada en los modelos tridimensionales es menor que la plastificada en los modelos bidimensionales. No obstante, este comportamiento se invierte al disminuir el ángulo de aplicación de la carga, es decir, al ser las condiciones de carga próximas al modo II.

3.2 Volúmenes plastificados

En el modelo en tres dimensiones se ha determinado el volumen plastificado para los distintos ángulos de aplicación de la carga. En la figura 5 se muestran los resultados obtenidos.

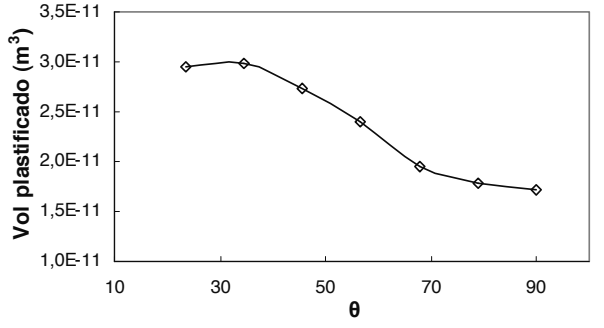


Figura 5. Volumen plastificado en función del ángulo de aplicación de la carga θ.

De la anterior figura, cabe destacar el hecho de que para un mismo valor nominal de carga aplicada, el ángulo de

aplicación de la misma influye en el volumen de material plastificado. De esta forma, se puede comprobar, que el volumen plastificado para un ángulo de aplicación de la carga de 23.5º es prácticamente el doble que el que se obtiene para un estado de carga en modo I.

Con objeto de caracterizar la evolución del volumen plastificado con el ángulo de la carga aplicada, se ha analizado la evolución del centro de gravedad del volumen plastificado y el tamaño de la zona plastificada en la dirección del centro de gravedad.

En la figura 6, se muestran las coordenadas *x* e *y* correspondiente al centro de gravedad del volumen plastificado, adimensionalizado por el radio plástico de Dugdale, determinado a partir de las expresiones propuestas por Murakami [4].

Se puede observar que para un ángulo de aplicación de carga de 90º, el centro de gravedad presenta simetría respecto al eje y tal y como era de esperar. Al disminuir el ángulo de aplicación de la carga, se produce un aumento de las coordenadas *x* e *y* del centro de gravedad del volumen plastificado. Con respecto a las coordenadas *z* del centro de gravedad, se indica que estas permanecen constantes e igual a la mitad del espesor de la probeta para todo el rango de cargas aplicado.

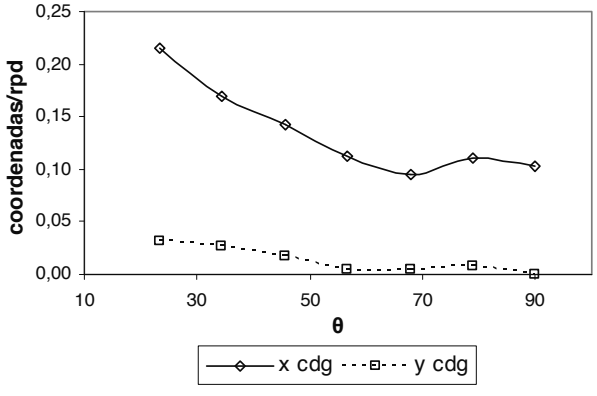


Figura 6. Evolución de la posición del centro de gravedad del volumen plastificado con θ.

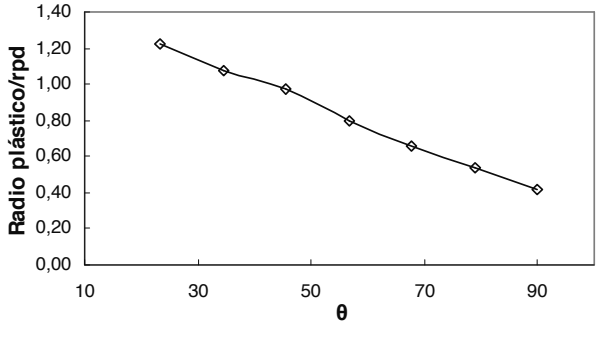


Figura 7. Evolución del tamaño de la zona plastificada en la dirección definida por el centro de gravedad del volumen plastificado con θ.

En la figura 7 se muestra la evolución del tamaño de la zona plastificada en la dirección definida por el frente de la grieta y el centro de gravedad del volumen plastificado.

Al disminuir el ángulo de aplicación de la carga, se produce un aumento del tamaño de la zona plastificada en la dirección del centro de gravedad. Todo lo anterior se traduce en que una disminución del ángulo de aplicación de la carga hace que la zona plastificada se comience a ovalar y el eje principal de este óvalo gira en dirección contraria al del giro de aplicación de la carga.

3.3 Desplazamientos

Además de las zonas plastificadas, se ha determinado los desplazamientos verticales tanto en los modelos bidimensionales como en los tridimensionales. Se han comparado los desplazamientos verticales de los puntos pertenecientes a cuatro senderos o caminos equidistantes dos a dos y paralelos al plano del ligamento de la grieta. Estos senderos están situados a 1.6mm y 0.55mm respectivamente, del plano de ligamento.

Los valores positivos del eje *x* hacen referencia a los puntos situados por delante del frente de la grieta, mientras que los valores negativos se refieren a los puntos por los que ya ha avanzado la misma. En los modelos tridimensionales sólo se han considerado los desplazamientos en el estado de tensión plana, ya que estos serán analizados para la validación experimental.

Para poder hacer una comparación adecuada entre los resultados obtenidos, es necesario realizar unas correcciones previas debido al movimiento de la probeta como sólido rígido. En el proceso de carga, la probeta sufre una traslación y una rotación que afecta a la posición del vértice de la grieta y a la orientación del plano que contiene a la misma.

En la figura 8 se muestran los resultados numéricos en dos y en tres dimensiones para un sendero situado a 0.55mm y un ángulo de aplicación de carga de 78.9º.

Se observa que los desplazamientos obtenidos en dos dimensiones, tanto en tensión plana como en deformación plana, son mayores que los desplazamientos del modelo tridimensional. Estos resultados son consistentes para todos los casos estudiados y están de acuerdo a los obtenidos en las zonas plastificadas. De nuevo se observa que existe discordancia entre los resultados obtenidos empleando uno u otro modelo.

4. VALIDACIÓN EXPERIMENTAL

Para validar un modelo numérico se suele hacer un análisis de convergencia según el cual, el resultado es considerado como aceptable cuando es estable frente a variables como el número y el tamaño de los elementos de los modelos.

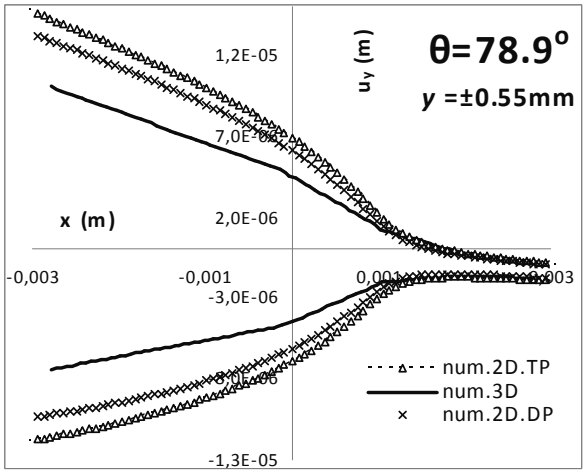


Figura 8. Resultados numéricos desplazamientos verticales en 2D y en 3D, θ=78.9º y=±0.55mm.

En el presente estudio este análisis de convergencia se ha llevado a cabo para validar ambos modelos. Sin embargo, los resultados obtenidos en uno y en otro caso son diferentes. Luego se puede plantear la duda de cuál de los dos representa con mayor fidelidad la realidad. Para solventar este problema se ha realizado una validación experimental en la que se ha comparado los campos de desplazamientos que se obtienen numéricamente con los obtenidos experimentalmente [5].

Para determinar el campo de desplazamientos experimental, se ha empleado la técnica de correlación de imágenes, técnica que ha tenido un gran desarrollo en los últimos años hasta convertirse en un método estable y fiable para la medida de campos de desplazamientos y que ha comenzado a ser utilizada recientemente en el ámbito de la mecánica de la fractura.

La técnica de correlación de imágenes compara dos imágenes tomadas en dos estados diferentes, una antes y otra después de que se produzca la deformación y establece un ajuste entre ellas. A partir de las correlaciones existentes entre ambas imágenes, se obtiene un campo de desplazamientos de la superficie analizada.

Las cualidades necesarias para el proceso de ajuste se obtienen a partir de variaciones en la intensidad de la luz reflejada en una superficie. Cuando la superficie no tiene heterogeneidad ninguna, el contraste necesario se consigue mediante una pintura aleatoriamente distribuida.

En el presente trabajo, el tratamiento que se le ha dado a la superficie de la probeta para conseguir el contraste suficiente ha sido el rallado de la misma mediante papel de lija de SiC de tamaño de grano 120. En la figura 9 se observa cómo queda la superficie una vez tratada.

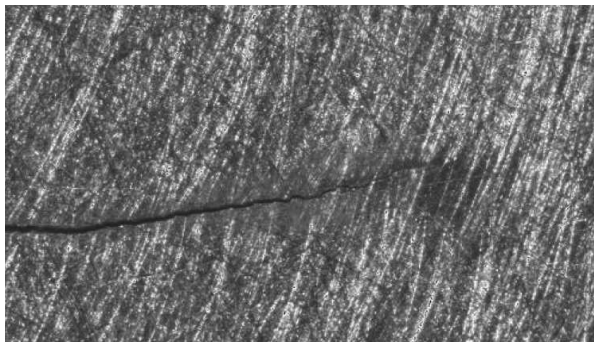


Figura 9. Tratamiento de la superficie de la probeta.

El equipo empleado para cargar las probetas ha sido un sistema hidráulico, MAND 100, calibrado según la norma BS EN ISO 7500-1:2004. El sistema se controla con un display visual modelo K7500 Servocontroller fabricado por Kesley Instruments Ltd.

Para el desarrollo experimental se ha empleado una cámara con un sensor CCD (Charge Coupled Device) de 14 bits y una resolución de 1600x1200 píxeles. Con objeto de obtener un campo de desplazamientos más denso, se ha empleado una superposición del 50% durante el proceso de correlación, por lo que finalmente, para una ventana de 32x32 píxeles, se obtiene un campo de desplazamientos de 100x75 vectores.

El crecimiento de la grieta, se ha realizado sometiendo a las probetas a un ΔK=10 MPa·m$^{1/2}$ y una relación de cargas R=0.1 a una frecuencia de 10 Hz. Una vez alcanzada la longitud de grieta deseada, la probeta se somete a un estado de cargas en modo mixto.

Con objeto de validar los resultados numéricos se ha comparado los desplazamientos verticales obtenidos en los mismos puntos que se han considerado en los modelos numéricos. Se ha obtenido resultados experimentales para los 7 casos distintos de aplicación de carga considerados en el presente trabajo.

La grieta y la posición del vértice de la misma se obtienen mediante un algoritmo de búsqueda que localiza la discontinuidad de la grieta en función del gradiente existente entre los desplazamientos de puntos consecutivos.

En la figura 10 se muestran dos comparaciones de los resultados experimentales con los obtenidos numéricamente con el modelo tridimensional. Los senderos y los ángulos de aplicación de carga son y=±1.6mm, θ=90º (a) e y=±0.55mm, θ=56.7º (b).

Se observa que los resultados numéricos se ajustan perfectamente a los obtenidos experimentalmente. Estos resultados son consistentes para todos los casos de carga considerados. Por lo tanto, los modelos numéricos en tres dimensiones quedan validados y se ajustan mejor a los resultados experimentales que los obtenidos en dos dimensiones.

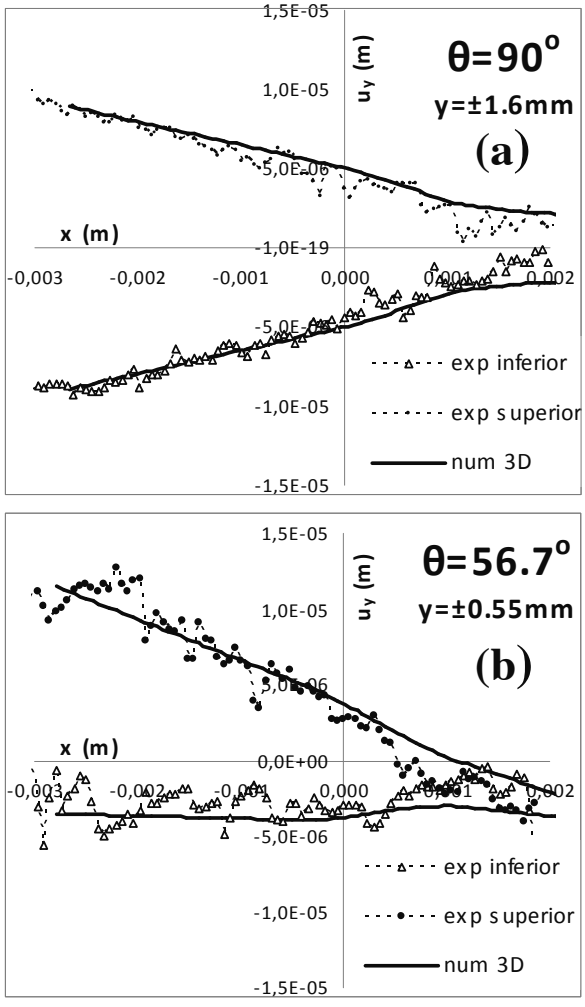


Figura 10. Validación experimental del modelo tridimensional: y=±1.6mm, θ=90º (a), y=±0.55mm, θ=56.7º(b).

5. CONCLUSIONES

Tal y como era de esperar, se ha observado diferencias entre los resultados obtenidos en dos y en tres dimensiones, tanto en los resultados obtenidos en plastificación, como en los de desplazamiento.

En cuanto a la zona plastificada, mientras en dos dimensiones la forma de las zonas plastificadas en el estado de tensión plana y en el de deformación plana son diferentes, en el modelo tridimensional, tanto la forma como el área plastificada en el plano medio de la probeta y en el exterior de la misma son del mismo orden y con una geometría muy similar. Debido a esto, no se puede observar transición entre el estado de deformación plana y el de tensión plana, para el rango de cargas aplicadas, a lo largo del espesor de la probeta.

Con respecto al volumen plastificado, una disminución del ángulo de aplicación de la carga, o lo que es lo mismo, un aumento del modo II, provoca un aumento del volumen plastificado. De la misma forma, la zona plastificada se hace más ovalada y el eje principal gira en sentido contrario al del giro de aplicación de la carga.

Con respecto al tamaño de la zona plastificada en la dirección definida por el centro de gravedad del volumen plastificado, la disminución del ángulo de aplicación de la carga se traduce en un aumento del mismo.

En relación a los desplazamientos, nuevamente se observan diferencias entre los resultados numéricos obtenidos empleando los modelos en dos y en tres dimensiones. Los desplazamientos verticales del modelo tridimensional son menores que los obtenidos en el modelo bidimensional, tanto en deformación como en tensión plana.

Se ha validado experimentalmente los resultados obtenidos numéricamente, mediante el empleo de la técnica de correlación de imágenes. Está técnica permite obtener el campo de desplazamientos en toda la superficie de una probeta por comparación de dos imágenes tomadas en instantes diferentes.

Por comparación de los resultados numéricos y experimentales, se concluye que los resultados numéricos obtenidos empleando el modelo tridimensional, se ajustan perfectamente a los obtenidos experimentalmente. Por lo que los resultados de los modelos tridimensionales quedan validados.

REFERENCIAS

[1] D. Camas, P. Lopez-Crespo and A. Gonzalez-Herrera, *Numerical study of the influence of the crack front curvature in the evolution of the plastic zone along the CT specimen thickness*, Key Engineering Materials 465 (2011), pp. 119-122.

[2] A. Gonzalez-Herrera, J. Zapatero, *Tri-dimensional numerical modelling of plasticity induced crack closure*, Engineering Fracture Mechanics 75 (2008), pp. 4513-4528.

[3] D. Camas-Peña, J. García-Manrique, P. Lopez-Crespo, A. Gonzalez-Herrera, *Estudio numérico de la evolución del estado tensional a lo largo del espesor en probetas CT*, Anales de la Mecánica de la Fractura 26 (2009), pp. 259-264.

[4] Y. Murakami, Stress Intensity Factors Handbook, Pergamon Press, Oxford (1987).

[5] P. Lopez-Crespo, R.L. Burguete, E.A. Patterson, A. Shterenlikht, P.J. Withers, J.R. Yates, *Study of a crack at a fastener hole by digital image correlation*, Experimental Mechanics 49 (2009), pp. 551-559.

APLICACIÓN DEL MODELO DE ENERGÍA DE FRACTURA LOCAL AL ESTUDIO DEL COMPORTAMIENTO EN FRACTURA DE SECCIONES EN T

H. Cifuentes[1], M. Alcalde[1], F. Medina[1]

[1] Grupo de Estructuras, Escuela Técnica Superior de Ingeniería, Universidad de Sevilla. Camino de los Descubrimientos s/n, 41092, Sevilla, España.
E-mail: bulte@us.es

RESUMEN

En este trabajo se realiza un estudio experimental y analítico del comportamiento en fractura de probetas entalladas de sección transversal en T invertida, mediante la aplicación del modelo de energía de fractura local. Para ello, se dispone de los valores de la energía de fractura RILEM de probetas prismáticas con distintas secciones transversales, observándose una variación de los valores obtenidos según el tipo de sección considerado. Primeramente, se analiza el efecto de borde y se obtiene un modelo de distribución de energía de fractura local en probetas entalladas con variación gradual del ancho en la zona de ligamento. Posteriormente, en función de los resultados anteriores y de los valores de la energía de fractura RILEM obtenidos, se obtiene un modelo de distribución de energía de fractura local de aplicación a secciones en T invertida. Este modelo permite obtener una energía de fractura real, así como realizar un análisis del efecto de borde en estas secciones.

ABSTRACT

This paper takes an experimental and analytical study of the fracture behavior of notched beams with inverted T cross section by applying the local fracture energy model. To do this, we obtain the values of the RILEM fracture energy of notched specimens with different cross sections. Results show dependence with the shape of the cross section. So, we analyze the edge effect and a model of local fracture energy distribution, in sections with gradual change of width, is obtained. Subsequently, based on previous results and the values of the RILEM fracture energy obtained, we propose a model of local fracture energy distribution applied to inverted T-sections. This model allows obtaining real fracture energy, as well as an analysis of the edge effect in these kinds of sections.

PALABRAS CLAVE: Secciones en T, Energía de fractura local, Efecto de borde.

1. INTRODUCCIÓN

El efecto tamaño que se produce en las estructuras de hormigón se evidencia experimentalmente a través de diversos sucesos. El fenómeno más evidente es la obtención de cargas de fallo disimilares en estructuras que conservan una similitud geométrica. Así, la ley de efecto tamaño más universalmente extendida para el estudio de las estructuras de hormigón, como es la ley de efecto tamaño determinista de Bazant [1], relaciona la tensión nominal de fallo con el tamaño del elemento.

Otra evidencia experimental del efecto tamaño en el hormigón, analizada profundamente en la bibliografía internacional, es la dependencia del valor de la energía de fractura (G_f) obtenida por el procedimiento RILEM [2] con el tamaño del elemento [3]. Además, se observó que una disminución de la profundidad relativa de entalla, a igualdad de tamaño, producía también un aumento de la energía de fractura RILEM. Por tanto, se establece que un aumento de la zona de ligamento produce un aumento de la energía de fractura RILEM [4].

Diversos investigadores han analizado la dependencia del valor de la energía de fractura RILEM con el tamaño de la zona de ligamento [4, 5, 6, 7], poniendo de manifiesto el efecto de borde en las estructuras de hormigón. Este efecto de borde considera la influencia de los bordes (laterales y superior) de la zona de ligamento sobre la capacidad de desarrollo de la zona de proceso de fractura (ZPF) del material. Así, Hu et al [8] desarrollaron un procedimiento de análisis del efecto de borde a través del modelo de energía de fractura local (MFEL).

Teniendo en cuenta lo comentado anteriormente y considerando la existencia de un efecto de borde, es lógico pensar que exista una dependencia de la energía de fractura RILEM del hormigón con la forma de la sección transversal de la probeta empleada para su obtención. Este efecto de la forma de la sección ha sido evidenciado experimentalmente por los autores [9] considerando probetas con secciones distintas y de ancho variable.

En este trabajo se aplica el modelo de energía de fractura local a los resultados experimentales obtenidos

sobre probetas de distinta sección transversal, incluyendo secciones en T con variación brusca del ancho de la zona de ligamento. Así, se obtiene la energía de fractura real del material y el modelo de distribución de energía de fractura local que mejor se adapta a los resultados experimentales RILEM obtenidos y que permite el estudio del efecto de borde en dichas secciones. Posteriormente, se extiende el estudio al caso de probetas con sección transversal en T invertida, determinándose un modelo de distribución de la energía de fractura local de aplicación a este tipo de secciones y analizando el efecto de borde en secciones con variación brusca del ancho dentro de la zona de ligamento.

2. ENERGÍA DE FRACTURA LOCAL Y EFECTO DE BORDE

El modelo de energía de fractura de local ha sido desarrollado por Hu et al. [8] y considera el efecto del borde superior del espécimen en la ZPF. En la figura 1 se observa la distribución de energía de fractura local g_f que depende de la distancia al borde superior del espécimen, x. La función $g_f(x)$ considera un valor de la energía de fractura local constante e igual al valor de la energía de fractura real (G_F) independiente del tamaño y de la profundidad relativa de entalla, hasta un determinado punto a partir del cual disminuye linealmente hasta anularse en el límite del borde superior. Esta zona de disminución viene determinada por el valor a_l, considerada como la longitud de transición.

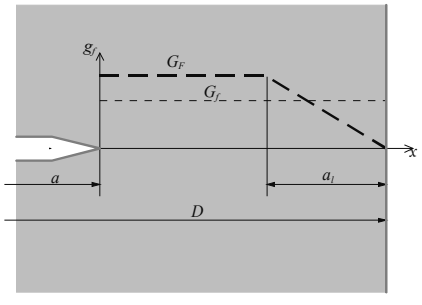


Figura 1. Distribución longitudinal de la energía de fractura local.

Para un espécimen con un tamaño del área de ligamento *(D-a)*, siendo D el canto del elemento y a la profundidad inicial de la entalla, mayor que la zona de transición a_l, la energía de fractura local viene determinada por la siguiente expresión:

$$g_f(x) = \begin{cases} G_F & x < D - a - a_l \\ G_F\left[1 - \dfrac{x - (D - a - a_l)}{a_l}\right] & x \geq D - a - a_l \end{cases} \quad (1)$$

El valor de la energía de fractura obtenido mediante el procedimiento RILEM [2], G_f, está relacionado con la energía de fractura local a través de la siguiente expresión:

$$G_f(a/D) = \frac{\int_0^{D-a} g_f(x)\,dx}{D-a} \quad (2)$$

A través de las expresiones (2) y (3), y en función de los datos experimentales obtenidos de G_f para probetas de distintos tamaños y profundidades relativas de entalla (a/D), se pueden obtener los valores de G_F y a_l [10].

Posteriormente, estos mismos autores, ampliaron el modelo de energía de fractura local para el análisis de la influencia de los bordes libres laterales, planteando una función de distribución de energía de fractura local con variación respecto al ancho [11]. De forma análoga a lo considerado en el caso del efecto del borde superior, se considera un valor de G_F constante en dirección transversal, hasta una determinada distancia del borde lateral a_2, considerada como el ancho de transición. En la figura 2 se observa la distribución de g_f con respecto al ancho de la sección del espécimen.

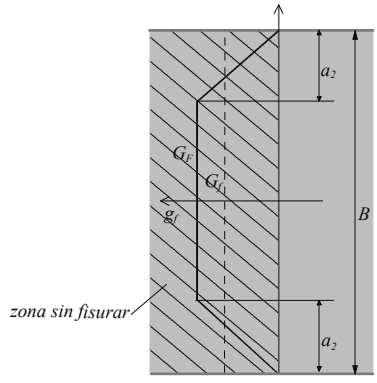


Figura 2. Distribución transversal de la energía de fractura local.

De esta forma se puede establecer una función de energía de fractura local $g_f(x,y)$, que se encuentra relacionada con la energía de fractura G_f, a través de la siguiente expresión:

$$G_f(a/D, B) = \frac{2}{B(D-a)} \int_0^{B/2} \int_0^{D-a} g_f(x,y)\,dx\,dy \quad (3)$$

Como se observa en la ecuación (3), la energía de fractura obtenida por el procedimiento RILEM es el valor medio de la energía de fractura local en la zona de ligamento [4].

3. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

3.1. Tipos de probetas analizadas

Se dispone de los resultados de energía de fractura RILEM de probetas entalladas sometidas a ensayos a

flexión en tres puntos, con las secciones transversales indicadas en la figura 3.

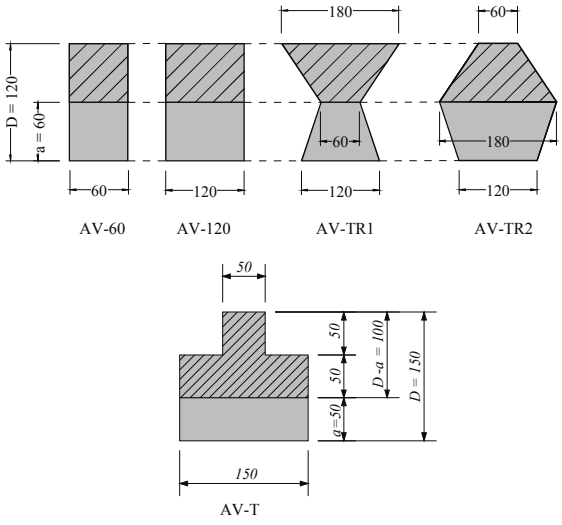


Figura 3. Sección transversal de las probetas analizadas.

Donde *a* es la profundidad inicial de entalla. La longitud de las probetas es en todos los casos $L = 4.5\ D$ y la separación entre apoyos $S = 4\ D$.

Como se observa en la figura 3, las secciones AV-60 y AV-120 son rectangulares de ancho constante. Mediante estas secciones se analiza el efecto del aumento del ancho en secciones rectangulares, ya que el ancho de la sección AV-120 es doble que el de la sección AV-60.

La sección AV-TR1 presenta una sección trapezoidal en el área de ligamento, con aumento lineal del ancho en dirección hacia el borde libre superior de la sección. Análogamente, la sección AV-TR2 presenta una disminución lineal del ancho en la zona de ligamento. Con estas probetas, se analiza el efecto de una variación gradual del ancho dentro de la zona de ligamento del material.

La sección AV-T es una sección en T invertida, con una variación brusca del ancho del ala inferior respecto al alma. Así, se analiza el efecto de un cambio repentino del ancho en la zona de ligamento.

3.2. Materiales

Todas las probetas se han fabricado con la misma amasada de hormigón. El hormigón ha sido fabricado con un cemento Portland CEM-I/52.2, áridos siliceos de tamaño máximo 6mm, ajustados según la parábola de Fuller, y una dosificación (AR/C/A) de 4.6/1/0.5, con contenido en cemento de 400 kg/m^3.

La resistencia del hormigón ha sido determinada mediante probetas cilíndricas de 15x30 cm para la resistencia a compresión y a tracción indirecta (ensayo brasileño), y probetas prismáticas de 15x15x60 cm para la resistencia a flexotracción. En la tabla 1 se muestran las propiedades mecánicas del hormigón.

Tabla 1. Propiedades mecánicas del hormigón

Resistencia a compresión simple, f_c	*56.5 MPa*
Resistencia a tracción indirecta, f_{cti}	4.7 MPa
Resistencia a flexotracción, f_{ctf}	6.5 MPa
Módulo de def. longitudinal, E_c	34.1 GPa

3.3. Ensayos

Los ensayos de flexión en tres puntos se han realizado en una máquina dinámica servohidráulica de ±25 kN de capacidad. El control se ha realizado a través de la apertura de la boca de la grieta, *CMOD,* y se ha registrado el desplazamiento vertical, δ, de la sección central de la probeta.

Se han ensayado cuatro muestras para cada tipo de probeta considerado. En la figura 4 se muestra una fotografía del ensayo de uno de las muestras de las probetas AV-T.

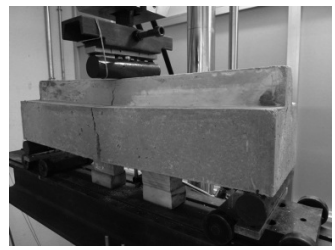


Figura 4. Ensayo a flexión en tres puntos de una de las probetas AV-T.

3.4. Energía de fractura RILEM

Los valores de la energía de fractura RILEM obtenidos para cada tipo de probeta son los indicados en la tabla 2. Estos valores se han obtenido por el método de trabajo de fractura para ensayos a flexión en tres puntos [2]. Además, se muestran los valores de la longitud característica, $l_{ch} = E_c G_f / f_{cti}^2$, correspondientes a la energía de fractura RILEM obtenida para cada tipo de sección.

Tabla 2. Energía de fractura RILEM y longitud característica

Probeta	G_f (N/m)	l_{ch} (mm)
AV-60	101.4 ±4%	148.7 ±4%
AV-120	110.3 ±15%	161.8 ±15%
AV-TR1	149.0 ±20%	218.5 ±20%
AV-TR2	97.8 ±19%	143.4 ±19%
AV-T	169.6 ±6%	248.7 ±6%

Como se observa en los resultados mostrados en la tabla 2, se produce una dependencia de los valores con la

forma de la sección. Las secciones AV-TR1 y AV-T presentan los mayores valores y un comportamiento más dúctil que el resto de secciones. Por tanto, es evidente que existe un efecto de borde sobre los resultados obtenidos para las distintas secciones analizadas. Este efecto de borde debe estudiarse convenientemente.

4. ANÁLISIS DE LA DISTRIBUCIÓN DE ENERGIA DE FRACTURA LOCAL

Para estudiar el efecto de borde observado en los resultados RILEM mostrados en la tabla 2, se obtendrá una distribución de energía de fractura local acorde con el tipo de sección considerado. Así, en primer lugar se obtendrá una distribución de energía de fractura local que se corresponda con los valores RILEM obtenidos para las probetas AV-60, AV-120, AV-TR1 y AV-TR2. La sección trasversal de estas probetas no muestra variación brusca del ancho en la zona de ligamento.

Una distribución lógica, si se desprecia el efecto del ancho entre las probetas de sección rectángular (suposición aceptada por la mayoría de los investigadores), sería la indicada en la figura 5. Como se observa, se considera una longitud de transición, a_l, idéntica para todas las probetas. Esta suposición puede considerarse correcta, ya que el material de las probetas es el mismo para todas, al igual que el canto de la zona de ligamento ($D\text{-}a = 60mm$).

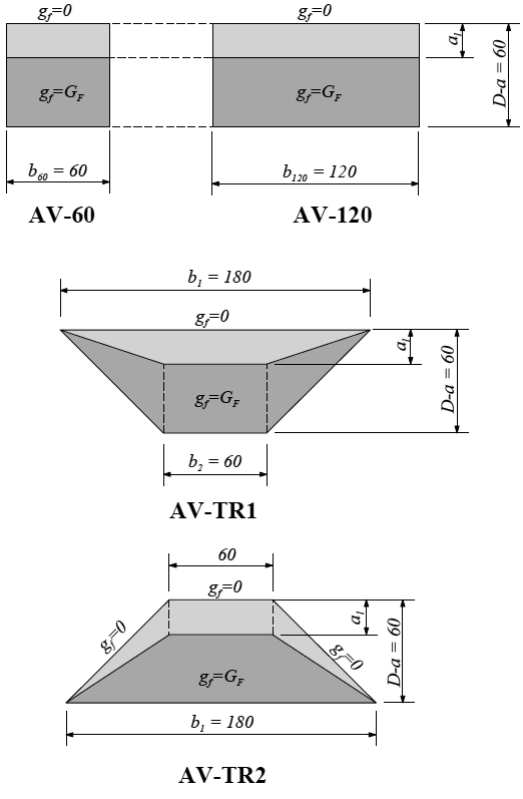


Figura 5. Modelo de distribución de energía de fractura local supuesto inicialmente.

Sin embargo, al realizar la integración de la energía de fractura local según la distribución supuesta se obtienen las ecuaciones siguientes:

$$\begin{aligned} G_{f,AV-60} &= G_F\left[1 - a_l/\left(2\left(D-a\right)\right)\right] \quad si \quad a_l \le D-a \\ G_{f,AV-120} &= G_F\left[1 - a_l/\left(2\left(D-a\right)\right)\right] \quad si \quad a_l \le D-a \\ G_{f,AV-TR1} &= G_F\left[1 - a_l/\left(2\left(D-a\right)\right)\right] \quad si \quad a_l \le D-a \\ G_{f,AV-TR2} &= G_F\left[1 - a_l/\left(2\left(D-a\right)\right)\right] \quad si \quad a_l \le D-a \end{aligned} \tag{4}$$

Como se observa en las ecuaciones (4), son idénticas para todas las probetas consideradas. Esto significa que la energía de fractura RILEM debería tener el mismo valor para todas las probetas, lo que experimentalmente se ha demostrado que no ocurre.

Por este motivo, debe suponerse una nueva distribución de energía de fractura local que corrija este problema. En la figura 6 se muestra la nueva distribución de energía de fractura local supuesta. En este caso, las longitudes de transición consideradas dentro de la zona central de las secciones AV-TR1 y AV-TR2 son diferentes, aunque relacionadas con la longitud de transición considerada para las probetas AV-60 y AV-120, como se aprecia en la figura 6.

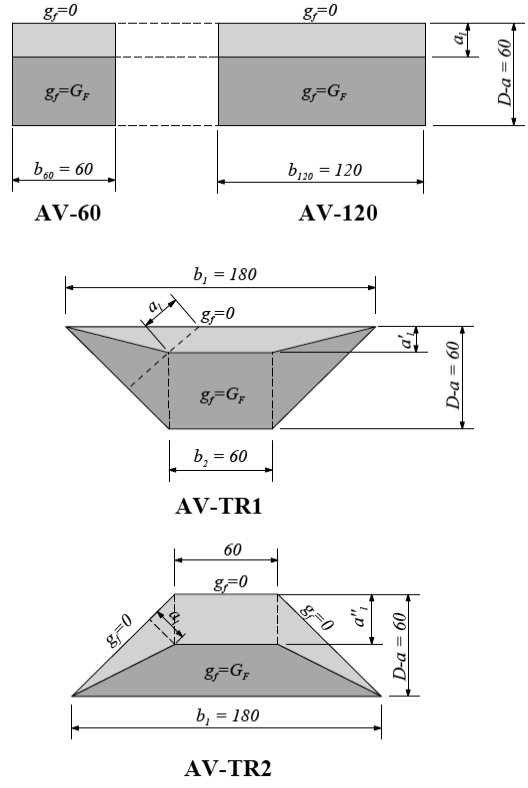


Figura 6. Modelo de distribución de energía de fractura local aceptado.

Con este nuevo modelo de distribución de la energía de fractura local, que considera el efecto de borde para las secciones analizadas, las ecuaciones que se obtienen por

integración sobre el área de ligamento son las siguientes:

$$G_{f,AV-60} = G_F\left[1 - a_l / \left(2\left(D-a\right)\right)\right] \quad si \quad a_l \le D-a$$
$$G_{f,AV-120} = G_F\left[1 - a_l / \left(2\left(D-a\right)\right)\right] \quad si \quad a_l \le D-a$$
$$G_{f,AV-TR1} = G_F\left[1 - a'_l / \left(2\left(D-a\right)\right)\right] \quad si \quad a'_l \le D-a$$
$$G_{f,AV-TR2} = G_F\left[1 - a''_l / \left(2\left(D-a\right)\right)\right] \quad si \quad a''_l \le D-a \tag{5}$$

Considerando las ecuaciones (5) y las relaciones geométricas existentes entre a_l, a'_l y a''_l se obtiene un sistema de ecuaciones que se resuelve por minimización del error cuadrático medio. Así, se obtienen los valores siguientes:

$$\begin{aligned} G_F &= 189.6 N/m \\ a_l &= 53mm \\ a'_l &= 26mm \\ a''_l &= 58mm \end{aligned} \tag{6}$$

El modelo de distribución de la energía de fractura local obtenido, permite realizar un análisis del efecto de borde sobre estas secciones. Como se observa en los resultados mostrados en (6), en las probetas con sección AV-TR1, donde el ancho aumenta gradualmente hacia el borde libre superior, se reduce notablemente el efecto de borde. Por el contrario, en las probetas AV-TR2 de ancho decreciente, se presenta el mayor efecto de borde con una longitud de transición superior.

Con este valor de la energía de fractura independiente de la forma de la sección, se puede obtener la longitud característica asociada. Este valor de la longitud de característica así determinado, será también independiente de la forma de la sección y puede ser considerado como una propiedad del material. El valor obtenido es:

$$l_{CH} = 278.0mm \tag{7}$$

5. APLICACIÓN A SECCIONES EN T

Mediante los valores obtenidos anteriormente, se realiza el análisis del efecto de borde en las secciones AV-T. El valor de la energía de fractura real del hormigón con el que se ha fabricado las probetas es G_F = 189.6 N/m. Con este valor y el valor de la energía de fractura RILEM obtenida del ensayo a flexión en tres puntos G_f = 169.6 N/m, el estudio del efecto de borde consiste en la obtención de un modelo de distribución de la energía de fractura local que considere el efecto de borde de la sección en T analizada. Este tipo de secciones no se ha considerado en el apartado anterior, conjuntamente con todas las demás, por dos motivos fundamentales. El primero de ellos consiste en que la geometría de la probeta introduce una peculiaridad única debido a la variación brusca del ancho de la sección dentro de la zona de ligamento. El segundo motivo es que la altura total de la zona de ligamento es en este caso D - a = 100 mm, por lo que la longitud de transición será distinta [4, 8].

El modelo de distribución de energía de fractura local supuesto para las secciones AV-T es el indicado en la figura 7.

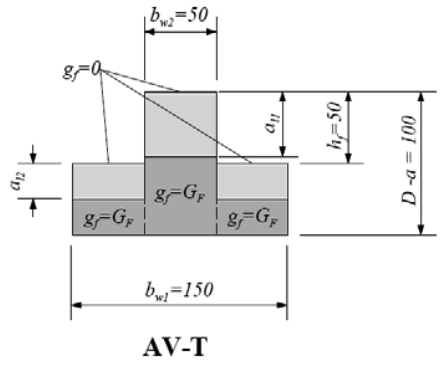


Figura 7. Modelo de distribución de energía de fractura local supuesto para las secciones AV-T.

Como se observa en la figura 7, se consideran dos longitudes de transición distintas para cada una de las zonas rectangulares en las que se considera dividida la sección AV-T. Con esta distribución de energía de fractura local y realizando su integración para toda el área de ligamento, se obtiene una relación entre la energía de fractura real, la energía de fractura RILEM y las longitudes de transición de cada tramo a_{l1} y a_{l2}, como se indica en la siguiente expresión:

$$G_{f,AV-T} = \iint_{\Omega_{AV-T}} g_f(x,y)dxdy = f\left(G_F, a_{l1}, a_{l2}\right) \tag{8}$$

En la ecuación (8) todos los datos son conocidos excepto las longitudes de transición a_{l1} y a_{l2}, por lo que se necesita una ecuación adicional que permita la determinación de estas longitudes.

Considerando una variación parabólica de la longitud de transición con el tamaño de la zona de ligamento en la dirección del canto [4], se establece la siguiente relación entre las longitudes de transición:

$$\frac{a_{l1}}{a_{l2}} = \left(\frac{D-a}{D-a-h_f}\right)^2 \tag{9}$$

En la ecuación (9) el valor de h_f viene indicado en la figura 7.

Resolviendo el sistema de ecuaciones formado por las ecuaciones (8) y (9) se obtienen los siguientes valores de las longitudes de transición:

$$a_{l1} = 28mm$$
$$a_{l2} = 7mm \quad (10)$$

Como se observa en los valores mostrados en (9), la influencia del borde libre superior del alma de la sección en T es mucho más notable, por lo que aquellas secciones de igual ancho total y área de ligamento donde el ancho del alma sea menor, deberán presentar mayores valores de la energía de fractura RILEM.

6. CONCLUSIONES

En este trabajo se han obtenido unos modelos de distribución de energía de fractura local de aplicación a secciones de ancho variable gradual y a secciones en T con cambio brusco del ancho. Con estos modelos de distribución obtenidos, se ha realizado el efecto de borde para todas las secciones consideradas, obteniendo las conclusiones siguientes:

- Se obtiene una dependencia del valor de la energía de fractura RILEM con la forma de la sección de la probeta empleada en su obtención.
- Se ha podido obtener un valor de la energía de fractura (G_F) independiente de la forma de la sección, según el modelo de distribución supuesto.
- El efecto de borde se reduce notablemente en las secciones que presentan un aumento del ancho en la dirección del borde libre superior, obteniéndose una menor longitud de transición. Estas secciones presentan un valor elevado de la energía de fractura RILEM y de la longitud característica asociada.
- Las secciones en T analizadas presentan el mayor valor de la energía de fractura RILEM y el comportamiento más dúctil. El efecto de borde se reduce notablemente en el alma de la sección, obteniéndose el valor más bajo de la longitud de transición.
- Según el modelo de distribución obtenido, es de esperar que aquellas secciones en T de igual ancho total y área de ligamento donde el ancho del alma sea menor, deberán presentar mayores valores de la energía de fractura RILEM.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al Ministerio de Educación y Ciencia la financiación para la realización del presente trabajo, a través del proyecto BIA2010-21399-C02-02.

REFERENCIAS

[1] Bazant, Z.P. *Scaling of Structural Strength*. Elsevier. Great Britain, 2002.

[2] RILEM TC-50 FMC, "Determination of the Fracture Energy of Mortar and Concrete by Means of Three-Point Bend Tests on Notched Beams", *Materials and Structures*, Vol.18, 1995, pp.285-290.

[3] Bazant Z.P. and Kazemi M.T., "Size dependence of concrete fracture energy determined by RILEM work-of-fracture method", *International Journal of Fracture,* Vol. 51, pp. 121-138, 1991.

[4] Abdalla H.M. y Karihaloo B.L., "Determination of size-independent specific fracture energy of concrete from three-point bend and wedge splitting tests", *Magazine of Concrete Research*, V. 55, pp. 133-141, 2003.

[5] Hu, X. y Duan, K., "Size effect: Influence of proximity of fracture process zone to specimen boundary", *Engineering Fracture Mechanics*, V. 74, pag. 1093-1100, 2007.

[6] Karihaloo, B.L. *Fracture Mechanics and Structural Concrete*. Longman Scientific & Technical. 1995.

[7] Zhao, Z.; Kwon, S.H. y Shah, S.P., "Effect of specimen size on fracture energy and softening curve of concrete. Part I. Experiments and fracture energy", *Cement and Concrete Research*, V. 38, pp. 1049-1060, 2008.

[8] Hu X. and Wittmann F., "Size effect on toughness induced by crack close to free surface", *Engineering Fracture Mechanics,* Vol. 65, pp. 209-221, 2000.

[9] Cifuentes H. y Medina F., "Energía de fractura local en hormigón. Aplicación a elementos con secciones de ancho variable", *Anales de Mecánica de la Fractura, 25,* Vol. 1, Siguenza, España, pag. 119-124, 2008.

[10] Cifuentes H. y Medina F., "Comparación del valor de la energía de fractura real del hormigón obtenido por distintos procedimientos", *Anales de Mecánica de la Fractura, 26,* Vol. 1, Siguenza, España, pag. 51-56, 2009.

[11] Duan K., Hu X. y Wittmann F., "Thickness effect on fracture energy of cementitious materials", *Cement and Concrete Research*, V. 33, pag. 499-507, 2003.

IMPORTANCIA DEL ABLANDAMIENTO TÉRMICO EN SIMULACIONES DE IMPACTOS EN PLACAS DE ACERO A ALTAS TEMPERATURAS

B. Erice, F. Gálvez, M. J. Pérez, D. A. Cendón y V. Sánchez-Gálvez

Departamento de Ciencia de Materiales, CISDEM, Universidad Politécnica de Madrid,
Profesor Aranguren s/n, 28040, Madrid
E-mail: borjaerice@mater.upm.es

RESUMEN

En el presente trabajo se presenta un estudio experimental y numérico de impactos balísticos sobre placas de acero inoxidable martensítico a altas temperaturas (400ºC y 700ºC), que pone de manifiesto la importancia del ablandamiento térmico en simulaciones de impactos a altas temperaturas. Mediante un estudio metalográfico de la zona de impacto, se ha observado la aparición de bandas adiabáticas de cortante formadas por el aumento brusco de la temperatura debido a la acumulación del trabajo plástico en el interior del material. La correcta predicción en la formación de estas bandas durante el proceso de penetración es crítica a la hora de obtener resultados representativos de los experimentos realizados. Basándose en datos experimentales de ensayos previamente realizados, se ha calibrado un modelo de material de Johnson-Cook (JC) para su uso con simulaciones numéricas en el código no lineal de elementos finitos LS-DYNA. Mediante estas simulaciones numéricas se demuestra la importancia del ablandamiento térmico en el proceso de perforación de placas, al igual que la incapacidad que un modelo tipo JC tiene para representar el dicho ablandamiento para material estudiado. Esta investigación presenta, finalmente, una modificación a un modelo tipo JC programado como subrutina de material de usuario para LS-DYNA que permite simular correctamente estos procesos de impacto a alta temperatura.

ABSTRACT

An experimental and numerical study of plate impacts at high temperatures (400ºC and 700ºC) is presented in this article. Thermal softening behaviour of a material has been found crucial when simulating dynamic phenomena like plate impacts. A metallographic study on some of the impacted specimens has shown adiabatic shear band formation. The shear bands formation is caused by the adiabatic temperature rise due to the plastic work accumulated inside the material. The correct prediction of the shear band formation in the penetration process has been found critical to obtain results representative from experimental data. Based on previous experiments, a Johnson-Cook (JC) material model has been calibrated. Non-linear finite element code LS-DYNA has been used to carry out the numerical simulations of plate impacts. These simulations show the importance of the thermal softening in plate penetration problems. JC type material model has been proven ineffective to reproduce experimental data. Therefore, a modification of the model is proposed. In order to modify the JC a user material subroutine has been programmed in LS-DYNA.

PALABRAS CLAVE: Simulaciones Numéricas; Bandas adiabáticas de cortante; Impacto.

1. INTRODUCCIÓN

La motivación de esta investigación, se basa en los eventos de "*blade-off*", que estudian la contención ante un desprendimiento de un alabe en el interior de un de la turbina de un motor de aviación. El material objeto de este estudio es el acero inoxidable martensítico FV535, uno de los materiales más usados para carcasas de turbinas de baja presión de motores de aviación. En estas, las temperaturas de utilización van desde unos 400ºC, hasta unos 800ºC.

El desprendimiento y posterior impacto de un alabe sobre una de estas carcasas, si es que sucediese, es un fenómeno dentro del ámbito de la física o mecánica del impacto. Por lo tanto requiere una caracterización mecánica específica a alta velocidad de deformación y alta temperatura, así como un estudio balístico a altas temperaturas. Una correcta caracterización mecánica del material estudiado, puede permitir simular numéricamente fenómenos balísticos y reproducir con precisión los datos experimentales.

Una extensa campaña de ensayos mecánicos sobre el acero FV535 [1, 2] ha permitido la calibración de un modelo de material de Johnson-Cook (JC) [3, 4] (ver Tabla 1). Con el objetivo de validar mediante simulaciones numéricas este modelo de material, se han llevado a cabo una serie de impactos balísticos sobre placas de acero FV535 [5]. Dadas las temperaturas de trabajo de las carcasas de turbina de baja presión, se ha optado por realizar esto ensayos balísticos a dos temperaturas, 400ºC y 700ºC. Esto, ha requerido el diseño y construcción de un horno balístico [5] que permite calentar y mantener a la temperatura deseada las placas durante el ensayo, con una temperatura máxima de aproximadamente 900ºC.

La aparición de bandas adiabáticas de cortante en impactos balísticos sobre placas, condiciona el resultado

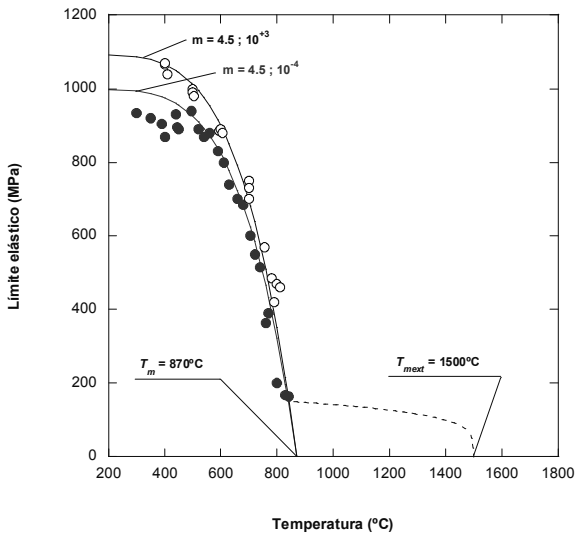


Figura 1. Evolución del límite elástico con la temperatura. En líneas continuas, ajuste de los datos experimentales con JC. Línea discontinua, el modelo propuesto.

de las simulaciones numéricas [6]. La correcta predicción de la formación de estas bandas, es crítica a la hora de predecir los resultados experimentales. Se ha comprobado que sobre el material objeto de estudio, aparecen bandas de cortante, tal y como se ve en la Figura 2.

Un modelo tipo JC para este material en concreto, no es capaz de reproducir los resultados experimentales, tal y como demostró el presente autor mediante un estudio numérico [7] que simulaba impactos balísticos sobre placas de FV535. La conclusión de dicho estudio, por razones que se explicarán más adelante, es que este tipo de modelo no es capaz de reproducir el ablandamiento térmico que realmente sufre el este material. Para solventar dicho problema, se propone una modificación del modelo de JC que es capaz de reproducir resultados experimentales. Para poder realizar simulaciones con el modelo que se propone como válido, ha sido necesaria la programación de una subrutina de material de usuario en el código de elementos finitos no lineal LS-DYNA [8].

Mediante el uso de curvas de velocidad residual frente a velocidad inicial de impactos sobre placas a altas temperaturas (400ºC y 700ºC), se han comparado ambos modelos, el JC original y el modificado.

Tabla 1. Constantes del modelo de JC, así como para el modelo propuesto, para el acero inoxidable FV535.

E (GPa)	ν	ρ (kg/m^3)	C_p (J/kgK)	χ
210	0.28	7850	460	0.9
A (MPa)	B (MPa)	n	C	m
1035	190	0.3	0.016	4.5
T_m (ºC)	T_{ext} (ºC)	T_{mext} (ºC)	$\dot{\varepsilon}_0$ (s^{-1})	ARc
870	845	1500	5x10^{-4}	20
D_1	D_2	D_3	D_4	D_5
0.1133	2.11	-1.65	0.0125	0.9768

2. MODELO DE MATERIAL

El modelo de Jonhson-Cook (JC) se compone de una relación constitutiva (6) y un criterio de rotura (11) desacoplados entre si, es decir, que no existe ablandamiento del material debido a la acumulación de daño. Se propone la modificación de la relación constitutiva de JC acorde con la expresión (8), para poder representar correctamente el comportamiento térmico del acero FV535. Todas las constantes necesarias para ambos modelos se resumen el en la Tabla 1.

2.1. Implementación de los modelos

El modelo se ha implementado con un criterio de plastificación clásico de von Mises, donde la función de plastificación viene dada por:

$$\Phi = \sigma_{eq}^{JC}\left(\bar{\varepsilon}^p, \dot{\bar{\varepsilon}}^p, T\right) - \sigma_{eq} = 0 \tag{1}$$

siendo, σ_{eq}^{JC} la relación constitutiva de JC (ley de endurecimiento), $\bar{\varepsilon}^p$ la deformación plástica equivalente o de von Mises, $\dot{\bar{\varepsilon}}^p$ la velocidad de la deformación plástica equivalente, T la temperatura y σ_{eq} la tensión equivalente o tensión de von Mises. Con el objetivo de poder tener una medida escalar de una magnitud tensorial se define la tensión equivalente,

$$\sigma_{eq} = \sqrt{3}J_2 = \sqrt{3/2\boldsymbol{s}:\boldsymbol{s}} \tag{2}$$

donde $\boldsymbol{s}$ es el tensor desviador de tensiones y J_2 es el segundo invariante de dicho tensor, y la deformación plástica equivalente,

$$\dot{\bar{\varepsilon}}^p = \sqrt{2/3\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p:\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p} \tag{3}$$

donde $\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p$ es el tensor de velocidades de deformación plástica.

La regla de flujo adoptada es asociativa y por tanto, se ha tomado la función de plastificación de von Mises como potencial de flujo.

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p = \dot{\lambda}\frac{\partial\Phi}{\partial\boldsymbol{\sigma}} \tag{4}$$

donde $\dot{\lambda}$ es la velocidad del multiplicador de flujo plástico, y $\boldsymbol{\sigma}$ es el tensor de tensiones. Introduciendo la expresión (3) en la (4) obtenemos la ley de Prandtl-Reuss:

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p = \dot{\lambda}\frac{\partial\Phi}{\partial\boldsymbol{\sigma}} = \dot{\bar{\varepsilon}}^p\frac{2}{3}\frac{\boldsymbol{s}}{\sigma_{eq}} \tag{5}$$

El algoritmo de retorno a la superficie de plastificación ha sido resuelto mediante el método de escalado radial [9].

2.2. Relación constitutiva de JC

La relación constitutiva de JC [4] consta de tres términos que se multiplican entre si. El primero de ellos

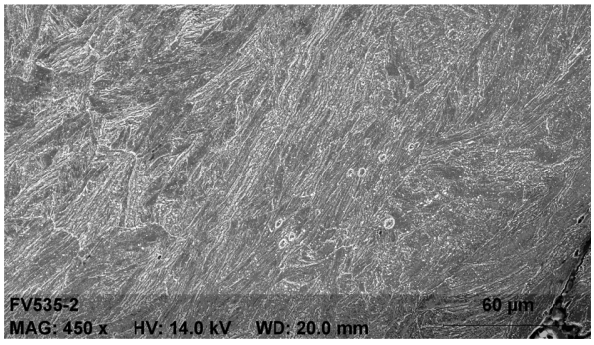


Figura 2. Imagen de microscopio electrónico de barrido de una banda adiabática de cortante sobre la superficie transversal al impacto de una de las placas analizadas.

es una ley de endurecimiento potencial con la deformación plástica equivalente $\bar{\varepsilon}^p$. La segunda es el endurecimiento por velocidad de deformación y el tercero y último es el ablandamiento térmico del material. Tiene por expresión:

$$\sigma_{eq}^{JC} = \left[A + B\left(\bar{\varepsilon}^p\right)^n\right]\left[1 + C ln\dot{\bar{\varepsilon}}^{p*}\right]\left[1 - \left(T^*\right)^m\right] \quad (6)$$

donde A, B, n, C y m son constantes del material, $\dot{\bar{\varepsilon}}^{p*} = \dot{\bar{\varepsilon}}^p / \dot{\varepsilon}_0$ donde $\dot{\varepsilon}_0$ es una velocidad de deformación de referencia definida por el usuario y $T^* = \left(T - T_r\right)/\left(T_m - T_r\right)$ es la temperatura homóloga, donde T_r es la temperatura inicial y T_m es la temperatura de fusión.

La obtención de las constantes m y T_m [2] se hizo ajustando los datos experimentales que se pueden observar en la Figura 1. Podemos observar claramente como la temperatura de fusión, extrapolando los datos experimentales, tiene un valor aproximado de 870ºC. Sabemos que esta temperatura no es la temperatura real de fusión pero el modelo de JC no permite ningún otro tipo de ajuste.

2.3. JC con temperatura de fusión extendida (JCT)

Como se ha expuesto T_m en este caso no es la temperatura de fusión real. La idea que se quiere exponer con esta nueva relación constitutiva, es la que aunque el material haya perdido casi toda su resistencia a temperaturas cercanas a los 870ºC, todavía retiene esta resistencia hasta su temperatura de real de fusión. Este concepto es el que se puede ver en la Figura 1 con la línea que está trazada con línea discontinua. Nótese que no hay evidencias experimentales de lo expuesto pero es claro que este material no funde a los 870ºC sino a 1500ºC. Entre estas dos temperaturas mantiene cierta resistencia. Así definimos la temperatura homologa extendida como:

$$T_{ext}^* = \left(T_{mext} - T / T_{mext} - T_{ext}\right)^m \quad (7)$$

donde T_{mext} es la temperatura de fusión extendida o real y T_{ext} es la temperatura extendida (ver Figura 3) a partir de la cual se formula la nueva relación constitutiva:

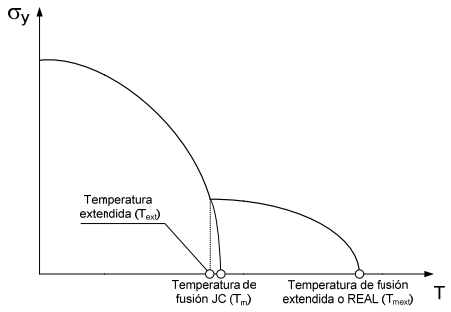


Figura 3. Representación esquemática del ablandamiento térmico que sigue el modelo JCT.

$$\sigma_{eq}^{JCT} = \begin{cases} \sigma_{eq}^{JC} & T_0 \le T < T_{ext} \\ \sigma_{eq}^{JC} T_{ext}^* & T_{ext} \le T \le T_{mext} \end{cases} \quad (8)$$

El cálculo de la temperatura es idéntico para ambos modelos JC y JCT. Se ha incorporado la posibilidad de dotar al material de una temperatura inicial T_0. En las simulaciones numéricas, esta temperatura inicial permite dar a los elementos la temperatura deseada. Nótese que esta característica no está disponible dentro del modelo MAT_015 [8], JC estándar, que ya vienen implementado en LS-DYNA. La temperatura se ha calculado sumando los incrementos de la misma definidos como:

$$\dot{T} = \frac{\chi}{\rho C_p} \sigma_{eq}^{JC} \dot{\bar{\varepsilon}}^p \quad (9)$$

donde χ es el coeficiente de Taylor-Quinney, ρ es la densidad del material y C_p es el calor específico.

2.4. Criterio de rotura de JC

No se han encontrado evidencias de que el criterio de rotura necesite modificación alguna. El criterio de rotura de JC [3], se ha conservado exactamente igual para los dos modelos (JC y JCT). Este criterio de rotura, se basa en la acumulación de daño por deformación plástica en un parámetro o indicador de daño D. Este parámetro, toma como valor inicial 0, indicando la ausencia de daño, y como máximo 1, indicando la rotura del material. En el caso de las simulaciones numéricas, si los elementos alcanzan el valor $D = 1$ se eliminan del modelo de elementos finitos. La evolución del daño para JC se define como:

$$\dot{D} = \frac{\dot{\bar{\varepsilon}}^p}{\bar{\varepsilon}_f} \quad (10)$$

donde $\bar{\varepsilon}_f$ es la deformación plástica equivalente de rotura cuya expresión es homologa a la relación constitutiva, formada por tres términos separados. El primero, es la conocida relación [10] del crecimiento de huecos con la exponencial de la triaxialidad. El segundo y tercero muestran la dependencia con la velocidad de deformación y temperatura respectivamente. Tiene la siguiente expresión:

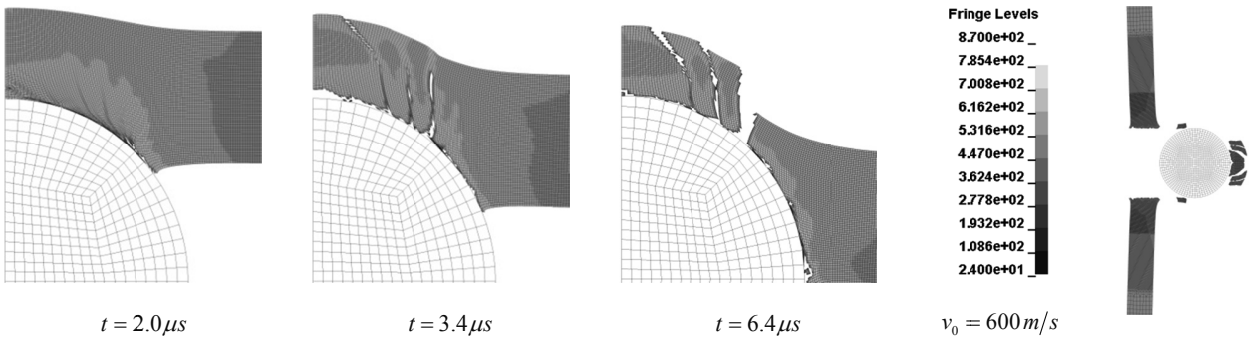


Figura 4. Contornos de temperatura de las simulaciones numéricas realizadas con el modelo estándar de JC. Contornos solo válidos para la placa. La temperatura inicial es de $T_r = 700^o C$ y los elementos se han inicializado con una temperatura de $T_0 = 700^o C$. La velocidad inicial del proyectil es de $v_0 = 600 m/s$.

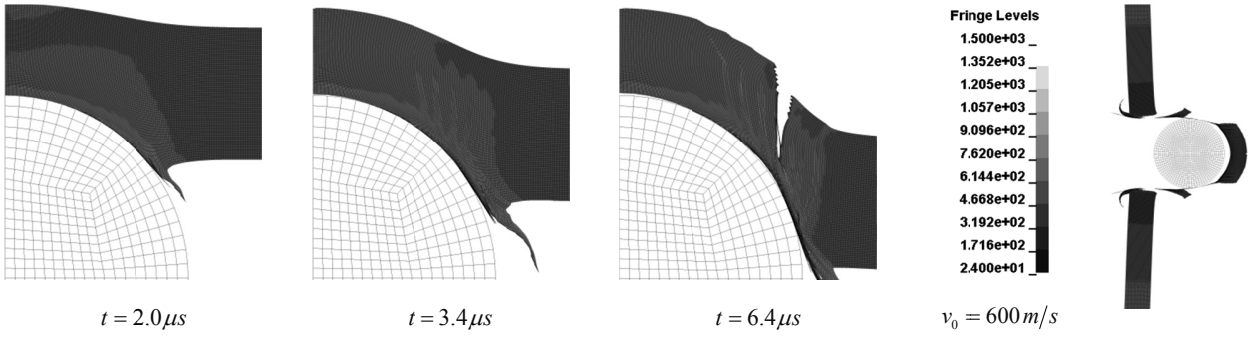


Figura 5. Contornos de temperatura de las simulaciones numéricas realizadas con el modelo de JC de temperatura de fusión extendida $T_{mext} = 1500^o C$. La temperatura extendida es $T_{ext} = 845^o C$. Contornos solo válidos para la placa. La temperatura inicial es de $T_r = 700^o C$ y los elementos se han inicializado con una temperatura de $T_0 = 700^o C$. La velocidad inicial del proyectil es de $v_0 = 600 m/s$.

$$\bar{\varepsilon}_f = \left[D_1 + D_2 exp\left(D_3 \sigma^* \right) \right] \left[1 + D_4 ln\dot{\bar{\varepsilon}}^{p*} \right] \left[1 + D_5 T^* \right] \qquad (11)$$

donde D_1, D_2, D_3, D_4 y D_5 son constantes del material y $\sigma^* = \sigma_H / \sigma_{eq}$ es la triaxialidad, donde $\sigma_H = 1/3 tr(\sigma)$ es la componente hidrostática del tensor de tensiones.

3. MODELO DE ELEMENTOS FINITOS

Todas las simulaciones numéricas se realizaron con el código explicito no lineal LS-DYNA. El modelo de elementos finitos simula impactos sobre placas cuadradas de 101mm de lado y 2 mm de espesor de un proyectil esférico de acero de alta resistencia de 5.55 mm de diámetro. Dada la simetría del problema el modelo ha sido realizado con elementos axilsimétricos en 2D de cuatro nodos y un punto de integración con control de *hourglassing*.

Dado el espesor de las bandas de cortante puede llegar hasta aproximadamente los 25 μm (ver Figura 2), se ha intentado dentro de lo posible tener un tamaño de elemento adecuado. Se malló la zona de impacto con una malla de 64 elementos sobre el espesor, quedándonos así unos elementos de 30 μm x 30 μm. Para agilizar el cálculo en todo lo posible se realizaron dos transiciones de malla, aumentando así el tamaño del elemento según nos acercamos hacía el borde exterior de la placa. La placa se simuló con empotramiento en su extremo impidiendo el movimiento de los nodos del exterior de la misma.

Apenas se detectó deformación sobre los proyectiles usados en los ensayos, por lo tanto, se modelizó como solido rígido (MAT_RIGID [8]). El blanco de acero FV535, como se ha explicado con anterioridad se ha modelizó con un material definido por el usuario (MAT_USER_DEFINED_MATERIAL_MODEL [8]). El contacto entre ambas partes se simuló usando el método automático de formulación por penalización en 2D [8] sin fricción.

Uno de los problemas más comunes en los cálculos explícitos de fenómenos de impacto balístico, son las altas deformaciones y distorsiones que sufren los elementos. En los códigos explícitos tamaño de paso, que es calculado automáticamente por el código, es proporcional a la longitud la longitud característica de los elementos, lo que provoca en estos casos la

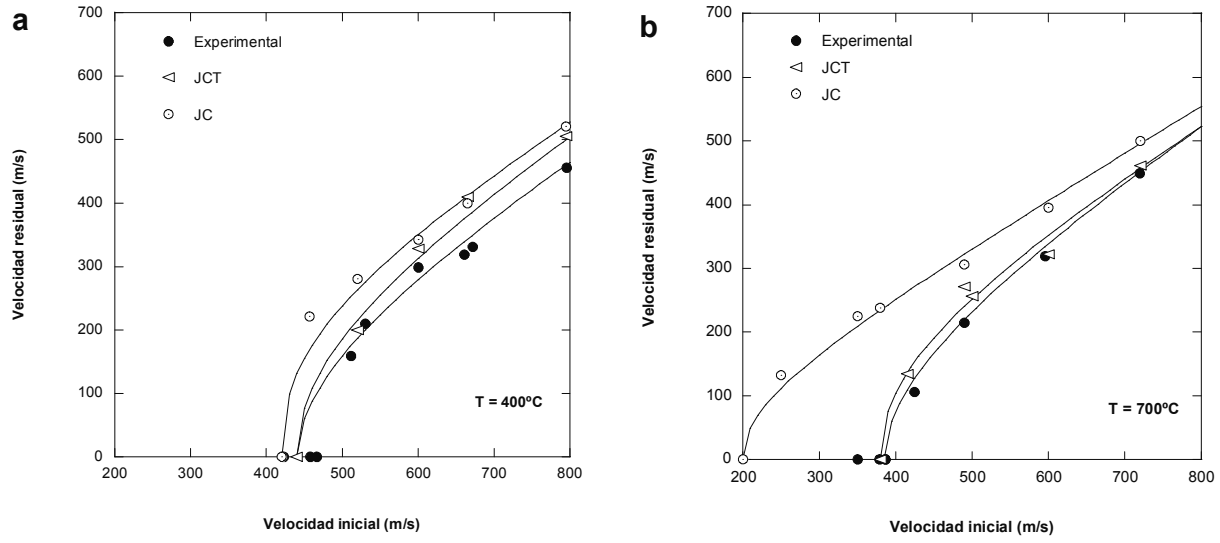


Figura 6. Curvas de velocidad residual frente a velocidad inicial de los datos experimentales y numéricos de impactos de placas a 400ºC (a) y a 700ºC (b). Se puede apreciar que el modelo JCT reproduce bien los resultados experimentales especialmente a 700ºC.

reducción del tamaño de paso hasta valores extremadamente pequeños ($\sim 10^{-12}$)La distorsión de los elementos puede ser tal que en muchos casos, dan volúmenes negativos, con lo que el cálculo se para automáticamente teniendo que eliminar dichos elementos manualmente y reinicializando el cálculo.

Para solventar esta clase de problemas numéricos, se implementó un criterio de erosión (eliminación elementos del modelo de elementos finitos) de elementos según que depende de su aspecto de forma. La subrutina del material de usuario programada permite obtener las coordenadas de los nodos de los elementos en todo instante. Definimos aspecto de forma *AR* como el cociente entre el lado más largo del elemento y el lado más corto. Cuando este aspecto de forma llega a un valor crítico *ARc*, el elemento se erosiona. Esto permitió disminuir el tiempo de cálculo eliminando elementos problemáticos, que son intrascendentes para el resultado final de las simulaciones numéricas.

4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Los resultados analizados son en base a las curvas de velocidad residual v_r de la masa desprendida por el proyectil del blanco o *plug* frente a velocidad inicial v_0 del proyectil. Para la predicción de las velocidades residuales, se ha usado un modelo analítico modificado de Recht e Ipson (MRI) [11] que tiene por expresión:

$$v_r = \frac{k_1\left(v_0^{k_2} - v_{bl}^{k_2}\right)^{1/k_2}}{1 + m/M} \qquad (12)$$

donde k_1 y k_2 son constantes de ajuste obtenidas por mínimos cuadrados, m es la masa del *plug* y M es la masa del proyectil. Las constantes para expresión analítica se recogen en la Tabla 2.

Se realizaron simulaciones numéricas con los dos modelos expuestos (JC y JCT) para velocidades iniciales del proyectil parecidas a las lecturas experimentales para las dos temperaturas 400ºC y 700ºC. Los resultados obtenidos pueden verse en la Figura 6.

Para las simulaciones numéricas realizadas a 400ºC (ver Figura 6a) no hay mucha diferencia entre los dos modelo, la predicción de los resultados experimentales es bastante buena para ambos, siendo la del modelo JCT mejor que la del JC. Esto es debido a que el aumento de temperatura del material producido por el impacto del proyectil no es suficientemente grande como para hacer notar mucho la diferencia entre ambos modelos, pero suficiente como para ver que el modelo con la temperatura de fusión modificada (JCT) funciona mejor.

En el caso de las simulaciones numéricas realizadas a 700ºC (ver Figura 6b) las predicciones de las velocidades residuales para el modelo de JC no son buenas, especialmente cuando disminuimos la velocidad inicial del proyectil. En cambio el modelo JCT da unas predicciones excepcionales. La elevada temperatura inicial (700ºC) hace que en el impacto, rápidamente se alcance la temperatura T_m con lo que el modelo de JC ya no es capaz de reproducir los resultados experimentales. En cambio el modelo propuesto (JCT) reproduce las velocidades residuales con fidelidad.

En la Figura 4 y la Figura 5 se recogen tres secuencias de las simulaciones numéricas realizadas con los dos modelos JC (Figura 4) y JCT (Figura 5) para una temperatura de 700ºC. Las secuencias se tomaron a para los mismos tiempos, tomando como origen de tiempos el contacto entre proyectil y blanco. Con esta serie de secuencias se quiere recalcar que no solo es importante el predecir las velocidades residuales experimentales. La morfología de la rotura producida por el proyectil en el blanco es fundamental, ya que estamos tratando de reproducir el comportamiento del material y su fractura

a altas temperaturas. Vemos con claridad en la Figura 4 como las temperaturas que alcanzan son cercanas a la temperatura T_m. Esto causa que las bandas de cortante se formen prematuramente con lo que las velocidades residuales que predice este modelo sean muy superiores las experimentales. El plug formado en el impacto, tiene un aspecto más parecido al de un material frágil y no dúctil, como lo es el acero FV535 (ver Figura 7). Además de esto los elementos que ve el proyectil según va penetrando el blanco, que son los que más rápido aumentan de temperatura, pierden toda su resistencia llegando finalmente a erosionarse antes de tiempo.

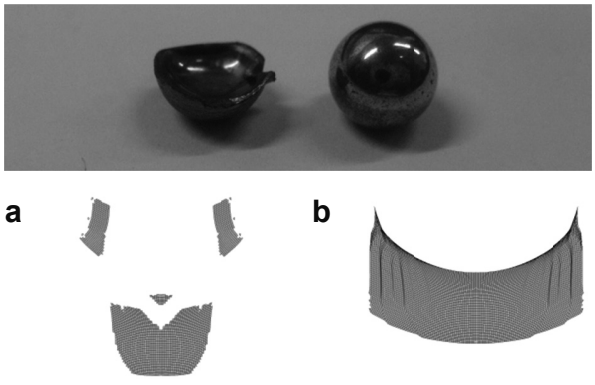


Figura 7. Plugs obtenidos en las simulaciones numéricas con los modelos de JC (a) y JCT (b) comparados con el recogido en un experimento. $T_0 = 700ºC$, $T_r = 700ºC$ *y* $v_0 = 420 m/s$.

En la Figura 5 puede apreciar como las bandas de cortante se forman de tal manera que permiten la correcta formación del *plug* (ver Figura 7). El modelo JCT evita que a pesar de las elevadas temperaturas que alcanzan los elementos en el impacto, estos pierdan su toda su resistencia y se erosionen.

Tabla 2. Resultados experimentales [5] y numéricos de impactos sobre placas de acero FV535.

Experimental	k_1	k_2	v_{bl}	T (ºC)
	0.75	1.90	440.0	400
	0.80	1.90	385.0	700
Numérico	k_1	k_2	v_{bl}	T (ºC)
JC	0.76	2.50	420.0	400
JCT	0.78	2.10	440.0	400
JC	0.75	2.10	200.0	700
JCT	0.76	2.20	380.0	700

5. CONCLUSIONES

Se ha demostrado que un modelo tipo JC no es válido para este material. Se propone en su lugar una modificación del mismo basado en que el material debe tener cierta resistencia, por muy pequeña que esta sea, hasta su temperatura de fusión real. Así se formula el modelo que al que se le ha denominado como JCT.

Las simulaciones numéricas realizadas a 400ºC y 700ºC han probado la validez de este nuevo modelo y su capacidad de predicción de velocidades residuales experimentales. Se ha visto que la correcta formación de las bandas de cortante por este modelo lleva a que la rotura del blanco así como la morfología del *plug* tenga un aspecto parecido al real.

Se propone como trabajo futuro, la validación experimental de la hipótesis que sigue el modelo JCT. Esto requiere realizar una campaña experimental para determinar los valores del límite elástico del material más allá de los 850ºC.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al Ministerio de Ciencia e Innovación la financiación del proyecto a través del programa CONSOLIDER INGENIO 2010 y del proyecto BIA2008-06705-C02-01

REFERENCIAS

[1] Erice, B., Gálvez, F., Cendón, D., and Sánchez-Gálvez, V., Flow and fracture behaviour of FV535 steel at different triaxialities, strain rates and temperatures. , enviado, (2010).
[2] Gálvez, F., Cendón, D., Enfedaque, A., and Sánchez-Gálvez, V., High strain rate and high temperature behaviour of metallic materials for jet engine turbine containment, Journal de Physique IV, 134 (2006) 269-274.
[3] Johnson, G.R., and Cook, W.H., Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures, Engineering Fracture Mechanics, 21 (1985) 31-48.
[4] Johnson, G.R. and Cook, W.H., A Constitutive Model and Data for Metals Subjected to Large Strains, High Strain Rates and High Temperatures, in: 7th International Symposium on Ballistics, The Hague, 1983, pp. 541-547.
[5] Erice, B., Gálvez, F., Cendón, D., and Sánchez-Gálvez, V., Mechanical Behavior of FV535 Steel Against Ballistic Impact at High Temperatures, in: 25th Internatonal Symposium on Ballistics, Beijing, China, 2010, pp. 1087-1096.
[6] Kane, A., Børvik, T., Hopperstad, O., & Langseth, M., Finite Element Analysis of Plugging Failure in Steel Plates Struck by Blunt Projectiles, Journal of Applied Mechanics, 76 (2009) 051302.
[7] Erice, B., Gálvez, F., Cendón, D., Sánchez-Gálvez, V., and Børvik, T., An experimental and numerical study of ballistic impacts on a turbine casing material at varying temperatures, Journal of Applied Mechanics, (2010).
[8] LS-DYNA KEYWORD USER'S MANUAL Version 971, Livermore Software Technology Corporation, Livermore, California, 2007.
[9] Wilkins, M.L., Computer Simulation of Dynamic Phenomena, Springer-Verlag, Berlin Heidelberg New York, 1999.
[10] Hancock, J.W., and Mackenzie, A. C. , On the mechanisms of ductile failure in high strength steels subjected to multi-axial stress-states, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 24 (1976) 147-169.
[11] Recht, R.F., and Ipson, T. W., Ballistic Perforation Dynamics, Journal of Applied Mechanics, 30 (1963) 384-390.

APPLICATION OF COHESIVE ELEMENT SIMULATION TECHNIQUES TO MODEL DELAMINATION AND FIBER-BRIDGING IN COMPOSITE MATERIALS

A. Chiminelli[1], B. García[1], P. Sánchez[1], M. Lizaranzu[1] y M.A. Jiménez[1]

[1] Centro de Simulación Computacional y Laboratorio de Materiales del Área de Investigación, Desarrollo y Servicios Tecnológicos.
Instituto Tecnológico de Aragón (ITA), C/ María de Luna 8, 50018 Zaragoza, España.

e-mail: achiminelli@ita.es

ABSTRACT

The present work covers the application of the cohesive elements technique and the linear cohesive laws superposition model for the analysis of the progression of delaminations in mode I for a glass fiber-epoxy composite on which the "fiber-bridging" phenomenon has evidenced to be relevant. In this sense, the study covers also the mechanical characterizations required to define the model, more concretely the fracture toughness tests for composite materials in mode I (DCB, Double Cantilever Beam). As main result, it can be observed that through the aforementioned material model (linear cohesive laws superposition) it is possible to reproduce accurately the experimental results, which validates the simulation technique for this failure mode (delamination in mode I with "fiber-bridging") and this material-reinforcement typology.

RESUMEN

El presente trabajo aborda la aplicación de la técnica de simulación mediante elementos cohesivos y el modelo de superposición de comportamientos cohesivos lineales para el análisis en modo I de la delaminación de un material compuesto de fibra de vidrio y resina epoxi en el que el fenómeno denominado "fiber-bridging" ha demostrado tener una relevancia significativa. En este sentido, el estudio abarca también la caracterización experimental requerida para la definición de dicho modelo, más concretamente los ensayos de tenacidad de fractura para materiales compuestos laminados DCB (Double Cantilever Beam). Como resultado, se observa que a través del modelo material mencionado (superposición de comportamientos cohesivos lineales) se consigue reproducir los resultados experimentales con precisión, lo cual valida la técnica de simulación para este modo de fallo (delaminación en modo I con "fiber-bridging") y esta tipología de material-refuerzo.

KEY WORDS: Composites, cohesive elements, delamination, fiber-bridging.

1. INTRODUCTION.

In the last years the utilization of the finite element method (FEM) with cohesive elements for the simulation of delaminations in composite materials has gained importance over other numerical techniques, as it is evidenced by the large amount of papers/works published in this field [1, 2, 3 ,4]. However, there are still some challenges to overcome for this technique. Delaminations in composites are usually affected by the presence of the "fiber-bridging" phenomenon, which depending on the specific characteristics of the material, could affect notably the energy release rates associated to the crack propagation. This fact generally generates divergences between the experimental and the numerical results. In this sense, some procedures/models have been proposed in order to reproduce numerically the effect of the "fiber-bridging" over the fracto-mechanic properties of these materials [5, 6 ,7]. Among them, the approach of superposing linear cohesive laws could be highlighted, although at the present time the references of its application in the scientific/technical literature are limited to carbon fiber composites analyzed in mode I.

The present work covers the application of the cohesive elements technique and the linear cohesive laws superposition model for the analysis of the progression of delaminations in mode I for a glass fiber-epoxy composite on which the fiber-bridging phenomenon mentioned has evidenced to be relevant. As has been indicated, the study covers also the mechanical characterizations required to define the model, more concretely the fracture toughness tests for composite materials in mode I (DCB, Double Cantilever Beam). As main result, it can be observed that the above

mentioned technique-model accurately reproduce the experimental results.

2. MATERIAL ANALYZED.

The analyzed material is a uni-direccional glass fiber-epoxy prepreg composite (Ref. SP WE91-1 - Gurit). The laminates samples have been manufactured by ITA using a vacuum-bag process and following the supplier specifications in terms of times and temperatures. The material properties has been characterized also at ITA through tensile, compression and shear tests (for the latter, Iosipescu and Short Beam Tests), with the exception of the out-of-plane properties G_{23} and S_{33} that has been estimated taking into account reference values for similar materials obtained from the literature [8]. The lamina properties considered in the simulations are summarized in table 1.

3. FRACTURE TOUGHNESS TEST IN MODE I.

The interlaminar fracture toughness of the analyzed material has been determined following the specifications of ASTM (D 5528) for the DCB test [9]. The test samples have been manufactured according to this standard, with a total thickness of 4.2 mm (2.1 mm each arm). Five specimens have been tested. The load-displacement curves resulting from the tests are shown in figure 1.

Table 1. Material mechanical properties.

lamina properties			
Young's Modulus (GPa)		Ultimate strength (MPa)	
E_{11}	40.04	S_{33}	65
$E_{22} = E_{33}$	6.85	S_{13}	72
$G_{12}=G_{13}$	3.49	S_{23}	52
G_{23}	2.46		
Poisson coefficients		$\nu_{12}=\nu_{13}$	0.34
		ν_{23}	0.39

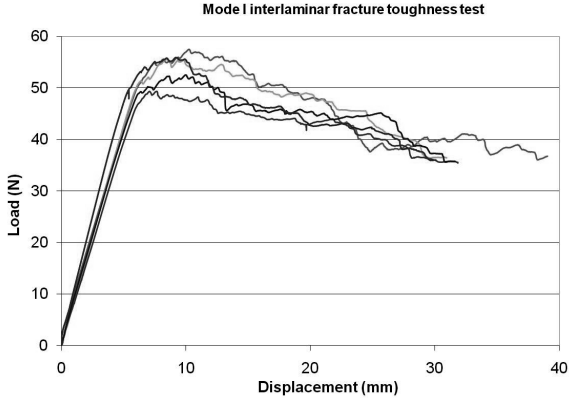


Figure 1. DCB load-displacement experimental curves.

The G_{IC} was calculated in accordance with the modified beam theory (MBT). The 5% offset maximum load method has been considered for the determination of the G_{IC} initiation value. Moreover, the G_{IC} propagation values have been also evaluated in order to obtain the associated resistance curve (R-curve) (see figure 2).

As can be seen, the average for the initiation value of G_{IC} is near 0.345N/mm, and as the delamination grows the value tends to stabilize at 0.63 N/mm.

The differences between both the initiation and progression G_{IC} values are in this case consequence of two phenomena. Firstly, the crack tip are initially affected by the insert in the interior of the specimen (the film used to generate the delamination), effect that disappears when the crack grows. On the other hand, the analyzed material presents significant "fiber-bridging" (see figure 3) when delaminates in mode I, phenomenon that is not present when the G_{IC} initiation value is determined.

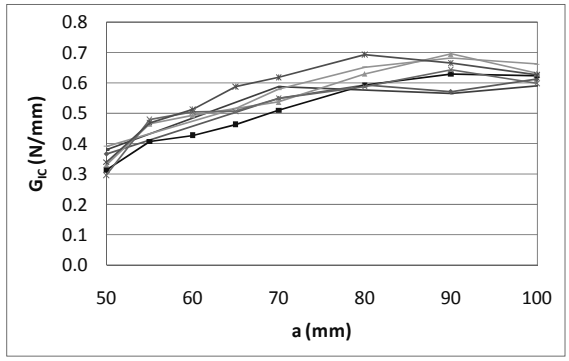


Figure 2. Delamination resistance curve (R-curve) from DCB tests. G_{IC} as a function of the delamination length (a).

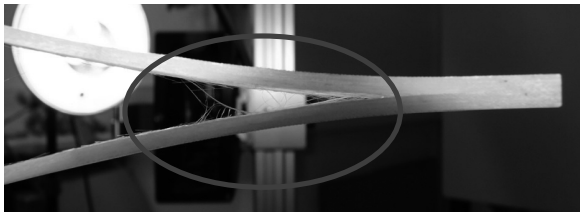


Figure 3. Fiber bridging mechanism observed in the DCB tests.

4. FEM ANALYSIS.

The cohesive elements technique and the linear cohesive laws superposition model have been applied for the analysis of the progression of delaminations in mode I. The study has focused on a DCB sample identical to the specimens used for the interlaminar fracture characterization. The dimensions of the specimen in millimeters are shown in figure 4. The initial delamination length was 50 mm.

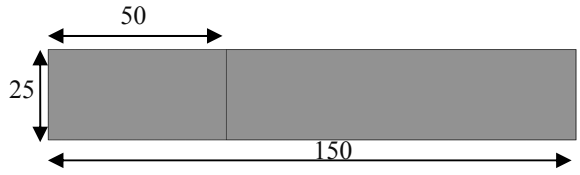


Figure 4. DCB specimen dimensions, in mm.

The finite element code used for the simulations was ABAQUS /Standard 6.10.1

4.1. Cohesive zone length (L_{cz}) estimation.

First of all, the length of the cohesive zone has been estimated. Knowing the l_{cz} has a double aim: to choose the suitable cohesive element length in the crack growing direction and to determine the parameters of the superposed two linear cohesive laws according to the procedure for superposing linear cohesive laws stated by Davila [7].

The expressions developed by Cox and Yang [10] for infinite bodies and orthotropic material and for slender laminates [11] have been used to estimate the $l_{cz.}$

$$l_{c,I} = ME_I' \frac{G_{IC}}{(\sigma_I)^2} \quad (1)$$

$$l_{cz,S} = \left(E_I' \frac{G_{IC}}{(\sigma_I)^2} \right)^{\frac{1}{4}} h^{\frac{3}{4}} \quad (2)$$

where G_{IC} is the interface fracture toughness, σ_I is the interface strength, E'_I is an equivalent elastic modulus [11], h is the thickness of the slender body (the laminate half-thickness) and M is a parameter which is dependent on the different models proposed in literature. In this case M=1 has been assumed.

The interfacial mode I strength (σ_I) has been estimated based on the transverse lamina strength (see table 1.). From the previous two expressions, the material properties of the laminate and the specimen thickness, the following values for l_{cz} are obtained:

$l_{cz,I}$= 0.715mm. and $l_{cz,S}$= 1.546 mm.

4.2. Finite element model.

The arms have been modeled through S4 type shell elements, and the interface is modeled via zero-thickness COH3D8 elements, both from the ABAQUS libraries. In order to ensure an accurate delamination analysis, the cohesive mesh has been sufficiently refined within the cohesive zone length to have at least 3-4 cohesive elements. As the DCB is a slender structure it has considered the estimation of the cohesive zone length closer to l_{cz}=1.546mm. For this reason, a cohesive element length of 0.39mm has been chosen.

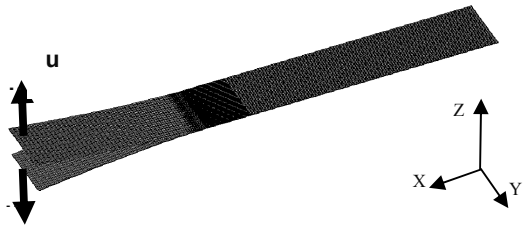


Figure 5. FEM model and boundary conditions applied.

4.3. DCB simulation with linear cohesive laws.

In this section, the results predicted using the linear cohesive laws are shown.

For the shell elements the material properties listed in Table 1 have been used.

Table 2. Cohesive elements properties.

initial elastic stiffness (N/mm^2)		strength (MPa)	
Kn	1.70E+06	σ_n	65
Kt	1.70E+06	σ_{t1}	72
Ks	1.70E+06	σ_{t2}	52

Two linear traction-separation cohesive laws have been analyzed, using the experimental initiation value of fracture toughness, G_{IC}= 0.345N/mm and the plateau value, G_{IC}= 0.63 N/mm . Both behaviours are depicted in figure 6. The rest of the cohesive element properties are included in table 2.

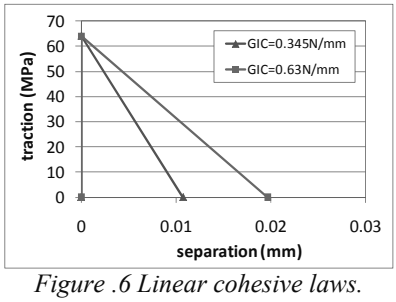


Figure .6 Linear cohesive laws.

The two simulations have been conducted and the obtained results are compared with the experimental data in figure 7. As shown, the curve obtained using the cohesive law with G_{IC}= 0.63 N/mm over-predicts the initiation fracture load. On the other hand, the curve obtained considering the cohesive law with G_{IC}= 0.345 N/mm gives a very good match in terms of the initiation fracture load, with a difference comparing with the experimental data below 3%. However, the post-peak evolution of the numerical curve is far from the experimental response.

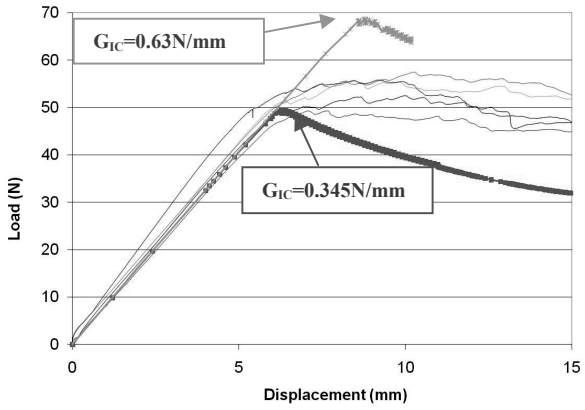


Figure 7. DCB load-displacement curves. Comparison of experimental data and FE solutions.

The obtained results evidence the inadequacy of the simple linear traction-separation cohesive laws to reproduce the characteristics of the measured load-displacement curves. In order to predict well the steady-state load–displacement evolution, the superposition of two linear cohesive laws following the procedure defined by Dávila et al [7] is proposed. In the next section, the results obtained are shown.

4.4 DCB simulation with the superposition of linear cohesive laws.

Taking as main reference the work of Davila et al [7] mentioned, a bilinear softening law obtained from the superposition of two linear softening laws has been constructed to account for the mechanisms that cause an increase in fracture toughness with crack growth. This superposition leads to a bilinear softening law described by the relations:

$$\sigma_{C1}=n\,\sigma_C;\ \sigma_{C2}=(1-n)\,\sigma_C \qquad (3)$$

$$G_1= mG_c;\ G_2=(1-m)G_c \qquad (4)$$

with $n\geq 0$, $m\leq 1$, so that $G_C= G_1 + G_2$ and $\sigma_C= \sigma_{c1} + \sigma_{C2}$

Note that, for convenience, the two linear laws peak at the same level of separation. In figure 2 G_1 corresponds to the initiation value of 0.345N/mm and G_C to the stabilized value of 0.63 N/mm. On the basis of the procedure developed by Dávila [7] to determine the strength ratio, n, and the toughness ratio, m the values obtained are m=0.547 and n=0.984.

From the point of view of its FEM implementation, the superposition of the cohesive laws has been introduced through duplicated cohesive elements layers [12], one for each simple linear law.

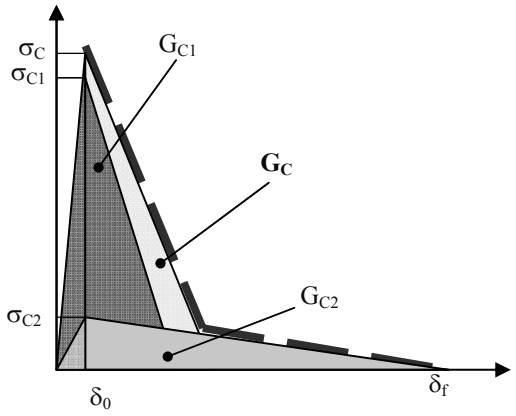


Figure 8. Superposition of the two linear laws.

The result of this simulation is compared with the experimental results in figure 9. As it can be observed, the superposition method reproduces much better the steady-state load–displacement evolution after the load peak.

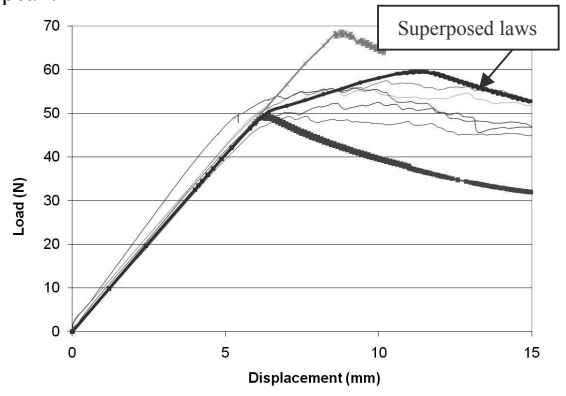


Figure 9. DCB load-displacement curves. Comparison of experimental data and FE solution using superposition of two linear laws.

5. CONCLUSIONS.

The present study has shown that a single cohesive law is insufficient to reproduce the resistance to delamination in mode I observed in glass fiber-epoxy composites when it is affected by the "fiber-bridging" phenomenon.

On the contrary, the linear cohesive laws superposition achieves reproducing accurately the experimental results, which validates this simulation technique, previously used to study carbon fiber-epoxy composites, also for delaminations in this material-reinforcement typology.

ACKNOWLEDGEMENTS

Financial support from the Spanish Ministry of Science and Innovation for the project Alexandria (PSE-020000-2009-10) is gratefully acknowledged.

REFERENCES

[1] Turón A., Simulation of delamination in composites under quasi-static and fatigue loading using cohesive zone models. PhD Thesis, 2006.

[2] Camanho, P.P., Dávila, C.G., de Moura, M.F. Numerical simulation of mixed-mode progressive delamination in composite materials. J. Compos. Mater. , 2003, 37 (16), 1415–1438.

[3] Li S., Thouless M.D., Waas A.M., Schroederd J.A., Zavattieri P.D., Competing failure mechanisms in mixed-mode fracture of an adhesively bonded polymer-matrix composite. International Journal of Adhesion & Adhesives 26, 2006, 609–616.

[4]Yang Q., Cox B.N., Cohesive models for damage evolution in laminated composites. Int J Fract., 2005, 133:107–137.

[5] Jacobsen TK, Sørensen BF., Mode I intra-laminar crack growth in composites–modelling of R-curves from measured bridging laws. Compos. Part A, 2001, 32:1–11.

[6] Sun C.T., Jin Z.-H. Modeling of composite fracture using cohesive zone and bridging models. Composites Science and Technology, 2006, 66 1297–1302

[7] Dávila C. G., Rose Ch. A., Camanho P. P. A procedure for superposing linear cohesive laws to represent multiple damage mechanisms in the fracture of composites. Int J Fract, 2009; 158:211 – 223

[8] Chiminelli A., Mechanical behaviour of composite materials reinforced with 3D-Weaving textile technologies. PhD Thesis, 2006.

[9] ASTM D 5528-94a. Standard test method for mode I interlaminar fracture toughness of unidirectional fiber-reinforced polymer matrix composites.

[10] Yang Q.D., Cox B.N., Nalla RK., Ritchie RO. Fracture length scales in human cortical bone: the necessity of nonlinear fracture models. Biomaterials 2006; 27:2095–113.

[11] Cox B., Yang Q. Cohesive models for damage evolution in laminated composites. Int. J. Fract. 2005; 133:107–37.

[12] ABAQUS 6.10/ User's Manual Dassault Systems Simulia Corp., Providence, RI, USA

INICIACIÓN DEL DESPEGUE EN LA INTERFASE FIBRA MATRIZ BAJO UNA TENSIÓN BIAXIAL. APLICACIÓN DE UN CRITERIO ACOPLADO TENSIONAL Y ENERGÉTICO

I.G. García, V. Mantič

Grupo de Elasticidad y Resistencia de Materiales, E.T.S. de Ingeniería. Universidad de Sevilla
Camino de los Descubrimientos s/n, 41092 Sevilla, España
E-mail: israelgarcia@us.es, mantic@esi.us.es

RESUMEN

Se estudia la iniciación de una grieta en la interfase entre la fibra y la matriz en una lámina de fibras largas unidireccionales bajo una tensión biaxial y transversal a la dirección de la fibra. Se desarrolla un modelo teórico a partir de la aplicación de un criterio acoplado, energético y tensional, para la predicción de la longitud de la grieta que aparece abruptamente y de las tensiones que la generan. Las expresiones obtenidas permiten demostrar que un parámetro estructural adimensional γ, que depende de las propiedades elásticas, de resistencia y fractura y del radio de la inclusión, gobierna el problema, lo cual, a su vez, demuestra que existe un efecto de tamaño que relaciona la tensión crítica con el radio de la fibra. Finalmente los resultados obtenidos muestran que la aplicación de una compresión transversal hace disminuir, bajo ciertas condiciones, el valor de la tensión crítica dominante que origina el despegue.

ABSTRACT

Crack initiation at the fibre-matrix interface in a long fibre reinforced lamina under biaxial transverse load is studied. A theoretical model is developed by means of the application of a coupled stress and energetic criterion for the prediction of the crack length and critical load originating the onset of a finite extension crack. The obtained expressions allow to demonstrate the importance of a dimensionless parameter γ which depends on the elastic, strength and toughness properties and the fibre radius. Related to this fact, a size effect in the critical load as function of the fibre radius is described. Finally, it is demonstrated that the tranverse compression to the main transverse load makes easier the debond in certain configurations.

PALABRAS CLAVE: Criterio acoplado de la Mecánica de la Fractura Finita, Materiales compuestos, Grietas de interfase

1. INTRODUCCIÓN

A pesar del fuerte crecimiento del uso de materiales compuestos reforzados con fibras largas, el fallo de estos materiales es aún una disciplina abierta. En particular, el mecanismo de fallo entre fibras, asociado a las tensiones transversales a la dirección de las fibras, presenta una alta complejidad. Este mecanismo sigue una secuencia de etapas bien conocida [1]: en primer lugar las grietas aparecen como despegues en la interfase entre la fibra y la matriz o muy cerca de ella, para propagarse posteriormente por la interfase hasta su desvío hacia la matriz. Finalmente se produce la coalescencia de las microgrietas en una macrogrieta. Este trabajo está orientado a estudiar el primer paso, la iniciación de la grieta en la interfase. El problema de una grieta existente en la interfase de una inclusión cilíndrica ha sido estudiada por diversos autores, destacando [2] que generó una solución teórica del problema bajo el modelo abierto de grietas de interfase que será utilizada en este trabajo. Sin embargo, el estudio de la iniciación del despegue entre fibra y matriz en forma de una grieta no ha centrado suficiente atención hasta la última década. En los últimos años se ha estudiado esta iniciación por diversos métodos numéricos (ver por ejemplo [3]). A nivel teórico, en [4] se desarrolló un modelo para el estudio de la iniciación de la grieta en este problema bajo tensión uniaxial a partir de la aplicación de un criterio acoplado tensional y energético propuesto en [5] en el contexto de la mecánica de la fractura finita. Este criterio supone que una grieta, de extensión finita, aparecerá en el material cuando se den unas ciertas condiciones en el estado tensional en la zona donde aparece la grieta (criterio tensional) y simultáneamente se cumpla que la aparición de esa grieta esté enegéticamente permitida (criterio energético). La influencia de una segunda tensión transversal a la dirección de las fibras y a la primera tensión transversal sobre la tensión del fallo en este mecanismo ha sido enunciada en [6]. Con el objetivo de evaluar este

efecto, se propone la generalización del modelo desarrollado en [4] al caso de una tensión biaxial y transversal a la dirección de la fibra. Se pretende obtener la tensión crítica a la que aparece la primera grieta en función de los parámetros estructurales y de la tensión transversal secundaria. Para ello el problema se modelará como una fibra aislada de radio a rodeada de una matriz infinita en una situación de deformación plana, suponiendo ambos materiales como elástico lineales e isótropos (por ejemplo, epoxy y fibra de vidrio) o transversalmente isótropos (por ejemplo, fibra de carbono).

En primer lugar se estudia la aplicación de cada criterio al problema presente por separado, el criterio tensional en el apartado 2 y el energético en el apartado 3. El criterio acoplado se introduce en el apartado 4. Desarrollada la teoría, algunos resultados se presentan en el apartado 5.

2. CRITERIO TENSIONAL

El criterio tensional supone que existe una tensión crítica σ_c, que se define como la máxima tensión normal que los puntos en la interfase pueden sostener. De esta forma, una grieta puede aparecer en aquellos puntos de la interfase donde la tracción normal a la interfase σ_n supere este valor crítico,

$$\sigma_n(\theta) \geqslant \sigma_c, \tag{1}$$

siendo θ el ángulo en coordenadas polares que recorre toda la interfase como puede verse en la figura 1.

Con el fin de evaluar el criterio tensional se necesita conocer el estado tensional en la configuración del problema antes de la aparición de la grieta en la interfase fibra-matriz. La figura 1 muestra el modelo utilizado. Se supone deformación plana y la fibra es modelada como una inclusión circular isótropa en el plano, rodeada por una matriz infinita y perfectamente adherida a ella. Se supone que el estado tensional lejos de la fibra (teóricamente a una distancia infinita) es uniforme definido por las tensiones σ_x^∞ y σ_y^∞ aplicadas. La tensión σ_x^∞ aplicada en la dirección del eje x se considera como la dominante y la tensión σ_y^∞ aplicada en la dirección del eje y como secundaria.

Goodier [7] presentó una solución explícita del problema considerado sin el despegue que permite evaluar el estado tensional en cualquier punto. En particular, se demuestra que el estado tensional es homogéneo en el interior de la inclusión [8]. Las tensiones normales a la interfase σ_n se pueden expresar en función del parámetro de biaxialidad $\eta = \frac{\sigma_y^\infty}{\sigma_x^\infty}$ y del ángulo polar θ como

$$\frac{\sigma_n(\theta)}{\sigma_x^\infty} = k + (k-m)\eta - (1-\eta)m\sin^2(\theta), \tag{2}$$

donde k y m son parámetros definidos en [4] que dependen de las propiedades elásticas de ambos materiales,

$$k(\alpha,\beta) = \frac{1}{2}\frac{1+\alpha}{1+\beta}\frac{2+\alpha-\beta}{1+\alpha-2\beta}, \tag{3a}$$

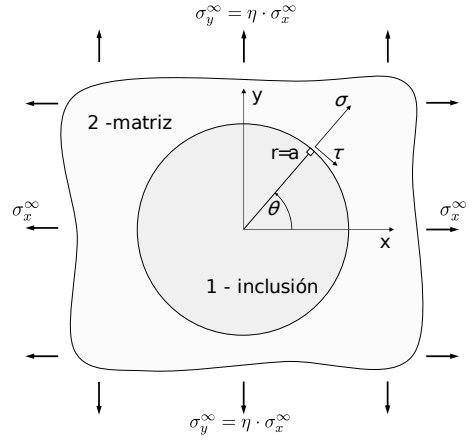


Figura 1: Configuración del problema antes de la aparición del despegue.

Tabla 1: Propiedades de bimateriales (1, inclusión; 2, matriz)

Bimaterial	E_1(GPa)	ν_1	E_2(GPa)	ν_2
Vidrio/Epoxy	70.8	0.22	2.79	0.33
Carbono/Epoxy	13.0	0.20	2.79	0.33
	α	β	ε	E^* (GPa)
Vidrio/Epoxy	0.919	0.229	-0.074	6.01
Carbono/Epoxy	0.624	0.136	-0.044	5.09

$$m(\alpha,\beta) = \frac{1+\alpha}{1+\beta}. \tag{3b}$$

α y β son los parámetros de Dundurs [9],

$$\alpha = \frac{\mu_1(\kappa_2+1) - \mu_2(\kappa_1+1)}{\mu_1(\kappa_2+1) + \mu_2(\kappa_1+1)}, \tag{4a}$$

$$\beta = \frac{\mu_1(\kappa_2-1) - \mu_2(\kappa_1-1)}{\mu_1(\kappa_2+1) + \mu_2(\kappa_1+1)}, \tag{4b}$$

donde $\mu_k = E_k/(2(1+\nu_k))$ y $\kappa_k = 3-4\nu_k$, siendo E_k y ν_k el módulo de Young y el coeficiente de Poisson respectivamente. Los valores de estas propiedades se presentan en la tabla 1 para dos ejemplos de materiales compuestos.

En la figura 2 se representa la tensión normal a lo largo de la interfase como función del ángulo θ y del parámetro de biaxialidad η. Se observa que una compresión secundaria $\eta < 0$ hace aumentar la tracción normal en el punto $\theta = 0$ por lo que la compresión, según este criterio, facilita el despegue en este punto. Sin embargo, como se observa, a partir de un cierto ángulo de despegue θ_η la influencia se invierte y la compresión dificulta el depesgue. Por último, el ángulo θ_0 en que la tension normal a la interfase pasa a ser de compresión supone un límite superior del ángulo de despegue posible según este criterio.

Introduciendo la expresión de las tensiones en la condición (1) se obtiene la expresión del criterio tensional

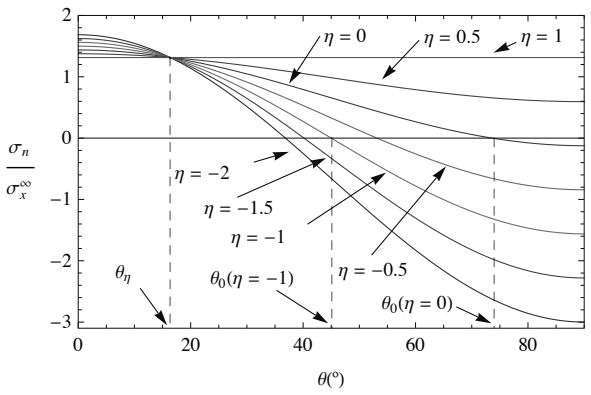


Figura 2: Evolución de la tensión normal a la interfase para diferentes valores de $\eta = \sigma_y^\infty/\sigma_x^\infty$ y Vidrio/Epoxy.

en función del semiángulo de despegue, las propiedades elásticas y el parámetro de biaxialidad,

$$\frac{\sigma_x^\infty}{\sigma_c} \geqslant \frac{1}{k + (k-m)\eta - (1-\eta)m\sin^2\theta_c^\sigma}. \qquad (5)$$

La expresión del criterio tensional (5) se representa en la figura 3 donde se observa que para un cierto valor de las tensiones σ_x^∞ y σ_y^∞ el criterio tensional impone un límite superior para el ángulo de despegue. Este valor límite θ_c^σ crece cuando se aumenta el valor de la tensión dominante σ_x^∞ frente al valor de σ_y^∞, por lo que permite un rango mayor de despegue. El efecto de la tensión σ_y^∞ depende del punto de la interfase donde se evalue debido al cambio de tendencia alrededor de θ_η que se ha descrito anteriormente.

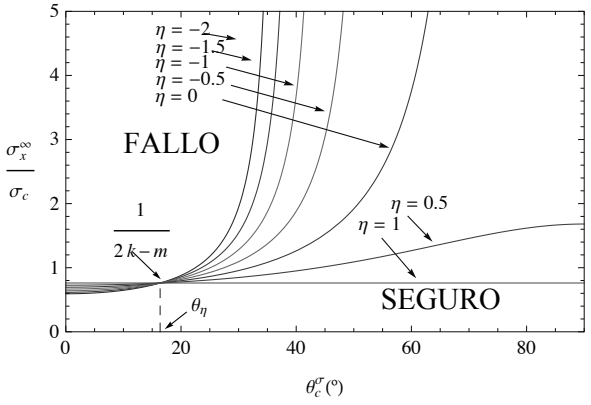


Figura 3: Representación gráfica del criterio tensional para diferentes valores de $\eta = \sigma_y^\infty/\sigma_x^\infty$ y Vidrio/Epoxy.

3. CRITERIO ENERGÉTICO

El criterio energético se basa en la condición necesaria que impone el primer principio de la termodinámica en el balance energético entre el estado anterior a la aparición

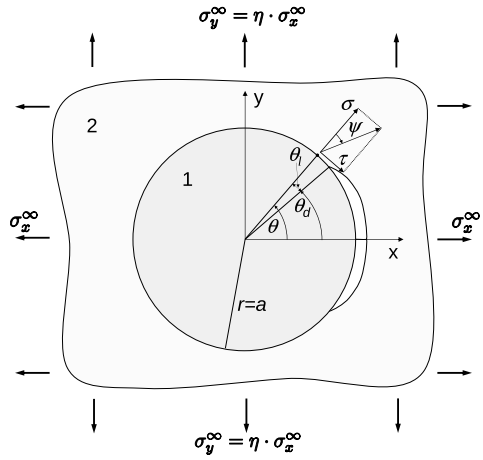


Figura 4: Configuración del problema después del despegue.

de la grieta (figura 1) y el estado posterior (figura 4) para que la grieta aparezca en la interfase,

$$\Delta\Pi + \Delta E_k + \Delta\Gamma = 0, \qquad (6)$$

donde $\Delta\Pi$ es el cambio en la energía potencial elástica, ΔE_k es el cambio en la energía cinética y $\Delta\Gamma$ la energía disipada. El cambio en la energía potencial elástica puede relacionarse con la tasa de liberación de energía $G = -\frac{\mathrm{d}\Pi}{\mathrm{d}(2a\theta_d)}$ y la energía disipada puede relacionarse con la tenacidad a la fractura $G_c(\psi)$ que depende de la mixticidad de los modos de fractura en el fondo de la grieta ψ ($\psi = 0°$ corresponde a Modo I y $\psi = 90°$ a Modo II). Finalmente teniendo en cuenta que $\Delta E_k \geqslant 0$, por ser el estado inicial cuasi-estático, la expresión del balance (6) se transforma en,

$$\int_0^{\Delta\theta} G(\theta_d, \eta, \alpha, \beta)\mathrm{d}\theta_d \geqslant \int_0^{\Delta\theta} G_c(\psi(\theta_d, \eta))\mathrm{d}\theta_d, \qquad (7)$$

donde la expresión de G_c es aproximada por la expresión experimental propuesta por Hutchinson y Suo [10]:

$$G_c(\psi, G_{1c}, \lambda) = G_{1c}\left(1 + \tan^2\left[(1-\lambda)\psi\right]\right), \qquad (8)$$

donde ψ es una medida de la mixticidad (que se obtiene explícitamente de la solución en tensiones en el vértice de la grieta[1] deducida por Toya [2]), λ es una medida de la influencia de la mixticidad de los modos de fractura y G_{1c} es la tenacidad de fractura medida en Modo I. En cuanto a G, puede obtenerse una solución explícita de la forma siguiente:

$$G(\theta_d; \sigma_x^\infty, \sigma_y^\infty; a; E^*, \alpha, \beta) = \frac{(\sigma_x^\infty)^2\, a}{E^*}\hat{G}(\theta_d; \eta; \alpha, \beta), \quad (9)$$

[1] Se puede demostrar que la solución en tensiones para grietas de interfase en el modelo abierto es oscilatoria, por lo que es necesario medir esta mixticidad a una cierta distancia del vértice de la grieta. En el presente trabajo se escogerá $\theta_l = 0{,}1°$.

donde $E^* = 2/\left(\frac{1-\nu_1^2}{E_1} + \frac{1-\nu_2^2}{E_2}\right)$. $\hat{G}(\theta_d;\eta;\alpha,\beta)$ está disponible de forma explícita de la solución de Toya (las expresiones completas se presentan en [11]), siendo θ_d el semiángulo de despegue. En la figura 5 se representa esta funcion para varios valores de η. Introduciendo estas ex-

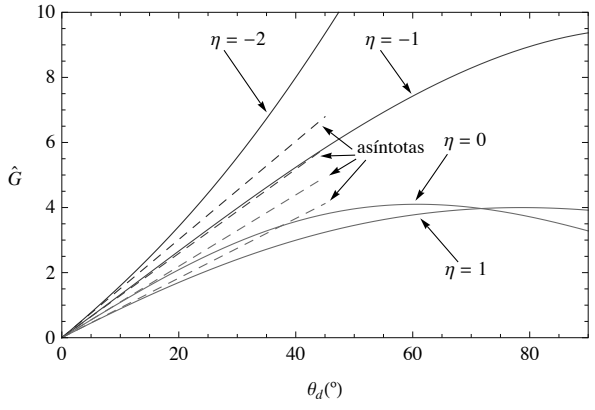


Figura 5: Tasa de liberación de energía normalizada $\hat{G}$ para varios valores de $\eta = \sigma_y^\infty/\sigma_x^\infty$.

presiones en el balance energético (7), despejando el valor de la tensión dominante y dividiendo entre la tensión crítica σ_c definida en el criterio tensional se obtiene,

$$\frac{\sigma_x^\infty}{\sigma_c} \geqslant \gamma \sqrt{g\,(\Delta\theta,\eta)}, \tag{10}$$

donde

$$g(\Delta\theta,\eta;\alpha,\beta,\lambda,\theta_l) = \frac{\int_0^{\Delta\theta}\left(1+\tan^2\left[(1-\lambda)\psi(\theta_d,\eta)\right]\right)\mathrm{d}\theta_d}{\int_0^{\Delta\theta}\hat{G}(\theta_d,\eta)\mathrm{d}\theta_d} > 0. \tag{11}$$

g es una función adimensional y γ un parámetro adimensional estructural introducido en [4] que mide la fragilidad de la interfase,

$$\gamma = \frac{1}{\sigma_c}\sqrt{\frac{G_c E^*}{a}}. \tag{12}$$

Para el bimaterial utilizado aquí, se demuestra que la función g tiene un mínimo para un valor del semiángulo $\Delta\theta$ menor que 90°. En ese caso se puede definir un valor mínimo de la tensión necesaria para provocar el despegue según al criterio energético. Definiendo $\theta^E_{\min}$ como el valor del semiángulo en el que se encuentra el mínimo de la función g, el valor mínimo de la tensión dominante σ_x^∞ necesaria para originar un despegue es

$$\frac{\sigma^\infty_{cx,\min}}{\sigma_c} = \gamma\sqrt{g(\theta^E_{\min}(\eta))}. \tag{13}$$

En general, como se puede ver en la figura 6, el criterio energético para valores de la tensión σ_x^∞ mayores que $\sigma^\infty_{cx,min}$ impone un mínimo en la longitud de despegue correspondiente a esa tensión.

4. CRITERIO ACOPLADO

De los dos apartados anteriores se ha obtenido que, como se puede ver en la figura 6, ambos criterios imponen un rango de posibles tensiones críticas y longitudes de grieta. Así, suponiendo que ambos criterios acoplados suponen una condición necesaria y suficiente [5], la grieta aparecerá para la mínima tensión para la cual exista una longitud de grieta que cumpla ambos criterios simultáneamente.

Se pueden dar dos escenarios diferentes a la vista de la figura 6:

- Escenario A: Si las curvas de los dos criterios se cortan para un semiángulo $\Delta\theta \leqslant \theta^E_{\min}$, la semilongitud de la grieta inicial θ_c y la tensión crítica σ_{cx} vienen dadas diréctamente por el punto donde se cortan.
- Escenario B: En el caso de que ambas curvas no se corten o se corten para un punto $\Delta\theta > \theta^E_{\min}$, porque el criterio tensional para $\theta^E_{\min}$ requiera una tensión aplicada menor que el criterio energético, ambos criterios se cumplirán simultanemente cuando se llegue a la tensión mínima impuesta por el criterio energético y por lo tanto la semilongitud de la grieta inicial será $\theta^E_{\min}$ y la tensión crítica $\frac{\sigma^{B,\infty}_{cx}}{\sigma_c} = \gamma\sqrt{g(\theta^E_{\min}(\eta))}$.

A la vista de la figura 6 los escenarios están separados por un valor límite de γ_{th}, cuya expresión se conoce explícitamente (ver [11]). Este valor límite tiene importancia de cara a la interpretación del parámetro γ. Así, para $\gamma > \gamma_{th}$, la tensión crítica dominante σ^∞_{cx} es diréctamente impuesta por el criterio energético, lo que se corresponde con configuraciones más dúctiles. En cambio para $\gamma \ll 1$, la tensión crítica dominante viene determinada aproximadamente en exclusiva por el criterio tensional, lo que se corresponde con configuraciones más frágiles. Estos resultados muestran que el número adimensional γ es una buena medida de la fragilidad de la interfase en el problema.

Tras el inicio de la grieta, un crecimiento de esta es posible para valores de las tensiones críticas que provocaron el despegue hasta que se cumpla que: $G(\theta_a) = G_c(\psi(\theta_a))$ y $\frac{\mathrm{d}G}{\mathrm{d}\theta}(\theta_a) < \frac{\mathrm{d}G_c}{\mathrm{d}\theta}(\theta_a)$ donde θ_a se define como el semiángulo de parada de la grieta. Los valores de las longitudes de las grietas iniciales y finales en función del parámetro de biaxialidad η se representan en la figura 7.

5. RESULTADOS

A continuación se presentan los resultados más importantes a nivel general (un análisis mucho más detallado puede encontrarse en [11]).

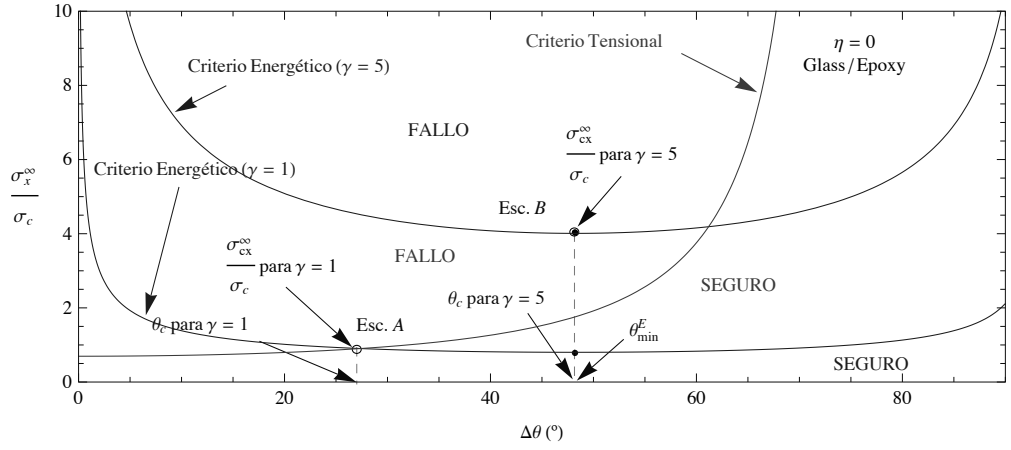


Figura 6: Acoplamiento del criterio tensional y energético para diferentes valores del parámetro adimensional γ.

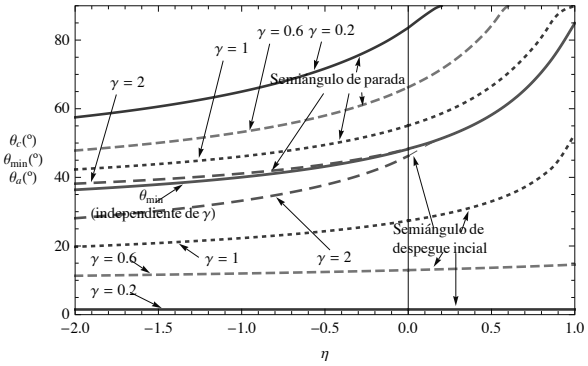


Figura 7: Semiángulos de despegue como función del parámetro de biaxialidad η para varios valores de γ.

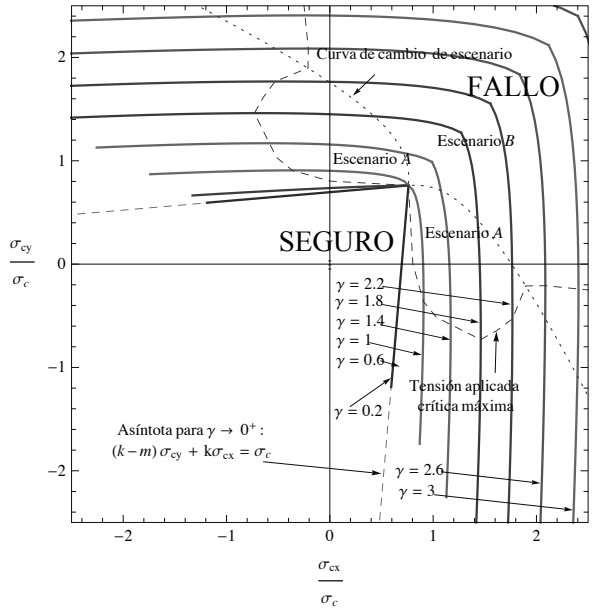


Figura 8: Tensiones biaxiales críticas que originan un despegue para diferentes valores de γ.

5.1. Efecto de la tensión secundaria

El principal objetivo del análisis llevado a cabo es la obtención de la influencia de una tensión secundaria transversal a las fibras en la tensión crítica dominante en la que aparece la primera grieta en la interfase. En la figura 8 se representa la tensión crítica en la dirección x frente a la tensión crítica en la dirección y. Se observa que una compresión transversal a la tensión dominante afecta negativamente a la resistencia de la interfase para pequeños valores de γ pero que es casi imperceptible para las configuraciones más dúctiles. Este hecho se confirma en la figura 9 donde se puede evaluar este efecto con más facilidad. En la figura 9 se observa que el efecto de una compresión de la misma magnitud que la tensión dominante provoca como máximo un descenso del 10 % en la tensión crítica dominante.

5.2. Efecto de tamaño

Se ha demostrado que la tensión crítica dominante tiene una fuerte variación con uno de los principales parámetros que gobiernan el problema: γ. Por definición (12) este parámetro depende del radio de la fibra y de otros parámetros dependientes del material y la interfase. Si se define a partir de estos últimos parámetros una longitud de referencia $a_0 = \frac{G_{1c}E^*}{\sigma_c^2}$ de cara a adimensionalizar el radio de la fibra a, se puede establecer la siguiente relación,

$$\gamma = \sqrt{\frac{a_0}{a}}, \tag{14}$$

por lo que las variaciones observadas en los resultados respecto a γ pueden ser diréctamente relacionadas con variaciones con respecto al radio de la fibra. De esta forma se presenta en la figura 10 el valor de la tensión crítica σ_{cx}^{∞} como función del radio. Se observa un importante efecto de tamaño por el cual el uso de fibras más pequeñas hace más resistente la interfase a la generación de nuevas grietas.

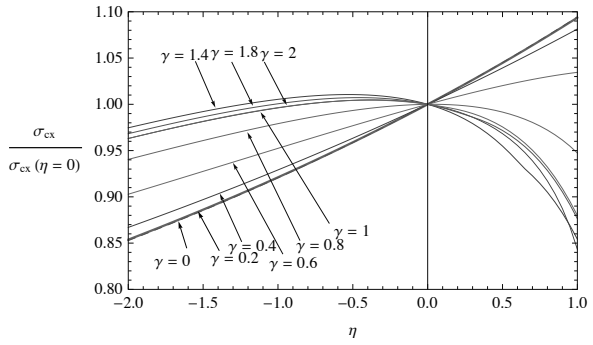


Figura 9: Ratio de influencia de la compresión sobre la tensión crítica dominante para diferentes valores de γ.

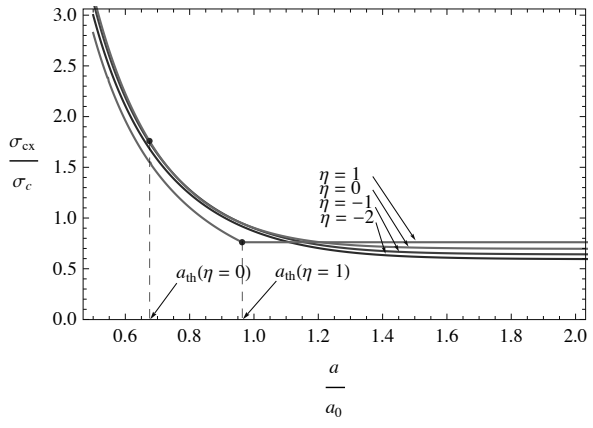


Figura 10: Efecto de tamaño del radio de la fibra sobre la tensión crítica dominante que genera un despegue.

6. CONCLUSIONES

Un modelo teórico ha sido desarrollado a partir de la generalización al caso biaxial del modelo desarrollado en [4] para el caso uniaxial. La aplicación del criterio acoplado [5] ha permitido la obtención de resultados analíticos en los que se observa la influencia de cada uno de los parámetros del problema.

El modelo desarrollado confirma la importancia del número adimensional γ que gobierna el problema tanto de forma cuantitativa como cualitativa y que permite medir la fragilidad de la interfase en función de la configuración del problema.

La influencia de la compresión transversal es bastante diferente según cual sea el criterio gobernante de la situación, siendo más importante para las configuraciones más frágiles que para configuraciones más dúctiles donde el efecto es prácticamente inapreciable.

Un importante efecto de tamaño ha sido demostrado que tiene como consecuencia un fuerte efecto del tamaño de la fibra sobre la tensión crítica que origina la primera grieta en la interfase fibra-matriz, lo cual hace corresponder fibras más pequeñas con mayor resistencia de su interfase.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a la Dra. E. Correa la cesión de su código de la solución de Toya. Este estudio fue financiado por la Junta de Andalucía a través del Proyecto de Excelencia TEP-4051 y el Ministerio de Educación a través de una beca F.P.U. para I.G. García.

REFERENCIAS

[1] F. París, E. Correa, and V. Mantič. Kinking of transversal interface cracks between fiber and matrix. *Journal of Applied Mechanics, Transactions ASME*, 74(4):703–716, 2007.

[2] M. Toya. A crack along the interface of a rigid circular inclusion embedded in an elastic solid. *International Journal of Fracture*, 9(4):463–470, 1974.

[3] L. Távara, V. Mantič, E. Graciani, and F. París. BEM analysis of crack onset and propagation along fiber-matrix interface under transverse tension using a linear elastic-brittle interface model. *Engineering Analysis with Boundary Elements*, 35(2):207–222, 2011.

[4] V. Mantič. Interface crack onset at a circular cylindrical inclusion under a remote transverse tension. Application of a coupled stress and energy criterion. *International Journal of Solids and Structures*, 46(6):1287 – 1304, 2009.

[5] D. Leguillon. Strength or toughness? a criterion for crack onset at a notch. *European Journal of Mechanics, A/Solids*, 21(1):61–72, 2002.

[6] F. París, E. Correa, and J. Cañas. Micromechanical view of failure of the matrix in fibrous composite materials. *Composites Science and Technology*, 63(7):1041–1052, 2003.

[7] J.N. Goodier. Concentration of stress around spherical and cylindrical inclusions and flaws. *Journal of Applied Mechanics*, 55:39–44, 1933.

[8] N.J. Hardiman. Elliptic elastic inclusion in an infinite elastic plate. *The Quarterly Journal of Mechanics and Applied Mechanics*, 7:226–230, 1954.

[9] J. Dundurs. Discussion of a paper by D.B. Bogy. *Journal of Applied Mechanics*, 36:650–652, 1969.

[10] J.W. Hutchinson and Z. Suo. Mixed mode cracking in layered materials. *Advances in Applied Mechanics*, 29:63–191, 1992.

[11] V. Mantič and I.G. García. Crack onset at the fibre-matrix interface under a remote transverse biaxial load. application of a coupled energy and stress criterion. *International Journal of Solids and Structures (Enviado)*, 2011.

DEFORMACIÓN DE NANOHUECOS A TEMPERATURA FINITA MEDIANTE UNA APROXIMACIÓN ATOMÍSTICA Y CONTINUA.

Ponga M.[1], **Romero I.**[2], **Ariza. M. P.**[1]

[1] Universidad de Sevilla, Departamento de Mecánica de Medios Continuos, Teoría de Estructuras e Ingeniería del Terreno. Camino de los Descubrimientos s/n, 41092, Sevilla, España.
E-mail: mponga@us.es, mpariza@us.es

[2]Universidad Politécnica de Madrid, Departamento de Mecánica Estructural y Construcciones Industriales. José Gutiérrez Abascal 2, 28006, Madrid, España.
E-mail: ignacio.romero@upm.es

RESUMEN

En este trabajo estudiamos el crecimiento de nanohuecos a temperatura finita en materiales cristalinos con estructura cúbica centrada en el cuerpo (FCC), en particular cobre. Se muestran en detalle los mecanismos de daño plástico controlados por la nucleación y crecimiento de dislocaciones en la superficie del nanohueco. Para realizar este estudio, hemos utilizado una extensión del método multiescala denominado Cuasicontinuo (QC) a sistemas en equilibrio y no equilibrio termodinámico (HotQC), que nos permite estudiar el comportamiento del material a escalas tanto atomística como continua sin discontinuidades. Presentamos resultados para modelos conteniendo hasta 320 millones de átomos.

ABSTRACT

This work is concerned with the study of nanovoids growth in face-centered cubic (FCC) crystals at finite temperature, in particular copper. We use an extension of the static Quasicontinuum method (QC) to systems in thermodynamic equilibrium and non-equilibrium (HotQC). This is a multiscale modelling scheme that method permits the analyzing of both the atomistic and the continuum behaviour of material. We are going to see that the plastic behavior of the material is controlled by voids grow through nucleation and motion of dislocations. We present details of dislocation loops around the nanovoid for samples containing up to 320 millions of atoms.

ÁREAS TEMÁTICAS PROPUESTAS: Materiales, Mecánica Computacional, Simulaciones.

PALABRAS CLAVE: Modelización multiescala, dislocaciones, nanohuecos.

1. INTRODUCCIÓN

Estudios experimentales demuestran que el comportamiento en regimen plástico de los materiales está estrechamente relacionado con la evolución de los campos de deformación que se generan a partir de defectos (p.e. alrededor de nanohuecos) existentes en el material. Recientemente, estudios realizados con técnicas de modelización atomística [1, 2] como Dinámica Molecular (DM), muestran que los posibles iniciadores de grietas en materiales se deben a los mecanismos de daño que se generan alrededor de nanohuecos, que conllevan la nucleación y crecimiento de dislocaciones desde la superficie de los defectos y la posterior coalescencia los mismos.

Debido a la naturaleza del fenómeno, resulta imposible obtener una descripción experimental del mismo. Es por ello que recurrimos a herramientas de simulación numérica multiescala que nos permiten estudiar dichos fenómenos en detalle a una escala atomística e inferir, a partir de ellos, un comportamiento macroscópico. Estos modelos se basan en la utilización de potenciales de interacción interatómica obtenidos mediante técnicas semiempíricas.

Las técnicas de DM se han utilizado por numerosos autores para entender la respuesta mecánica de materiales basándose en los mecanismos que controlan el crecimiento y evolución de nanohuecos [3, 4]. Este metodología se basa en la integración de las posiciones a partir de las fuerzas interatómicas obtenidas de los potenciales empíricos y permite obtener la evolución de las posiciones átomicas en diferentes instantes de tiempo. Debido a que esta técnica modeliza todos los átomos que se encuentran en una porción de material, queda restringida a piezas de dimensiones reducidas a algunas decenas o centenas de Amstrong.

El método QC [5], en contraposición a DM, plantea una reducción sistemática de los grados de libertad del problema, reduciendo la cantidad de incógnitas mediente la introducción de restricciones cinemáticas que mantienen la resolución totalmente atomística donde es necesario y trata de forma colectiva gran número de átomos en re-

giones en las que el campo de deformaciones varia muy lentamente en la red. Esta reducción es posible mediante la utilización de reglas de sumatoria y una triangulación mediante elementos finitos. El método QC nos permite simular piezas del tamaño del orden de micras, sin perder la resolución atomística del problema.

En la sección 2 vamos a presentar una breve descripción del método QC y su extensión al estudio de problemas en desequilibrio, a continuación describimos las simulaciones realizadas y en la sección 4 mostramos algunos de los resultados obtenidos.

2. REVISIÓN DEL MÉTODO CUASICONTINUO

El método QC se presenta por primera vez en 1996 [5]. La extensión a problemas tridimensionales fue propuesta posteriormente en [6]. El objetivo principal del método es describir atomísticamente un sólido mediante una modelizacón sistemáticamente más basta a medida que nos alejamos de zonas con grandes deformaciones en la escala de la red cristalina del material. Comienza con una región atomística completa (alrededor del núcleo del defecto) y a medida que nos alejamos del mismo, se toma una cantidad menor de átomos representativos o nodos. Esta reducción de los grados de libertad se logra a través de la imposición de restricciones cinemáticas en los nodos.

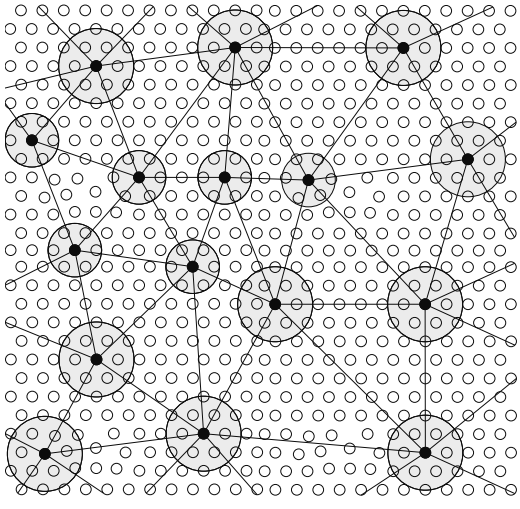


Figura 1: Diagrama esquemático del QC. Pude verse los nodos (en negro), *núcleos* (sombreado) y la triangulación de EF.

Para evitar evaluar todos los sitios de la red, solo se considera a los átomos que se encuentran en pequeñas regiones alrededor de los nodos para calcular las fuerzas internas, las cuales denominamos *núcleos*. Para determinar los valores de las posiciones, temperaturas y frecuencias de todos los sitios de la red, el método utiliza una triangulación de elementos finitos y mediante funciones de forma interpola para los valores intermedios. Adicionalmente, el método propone un refinamiento adaptativo de la malla basado en la medida de la distorsión de los elementos. Este refinamiento se ajusta de manera tal que se obtiene una resolución atomística en presencia de dislocaciones. En la Figura 1 puede verse un esquema de la discretización de una región el material.

El método encuentra las posiciones de equilibrio del sistema a través de la minimización del funcional de la energía interna. Este funcional se construye a partir de potenciales semi-empíricos que definen las fuerzas interatómicas. Los detalles de la implementación y análisis de convergencia del método pueden verse en detalle en [6].

2.1. Extensión a procesos termo-mecánicos

La extensión del QC a procesos en desequilibrio termomecánicos fue propuesta en [5]. Partiendo de una versión del método a temperatura finita utilizando el principio de máxima entropía *max-ent* y luego utilizando el principio variacional propuesto por Yang *et al.* [6], se logra la extensión a procesos termo-mecánicos.

El principio *max-ent* nos permite construir una función de densidad de probabilidad del sistema. Supongamos que tenemos un sistema de átomos con posiciones $\mathbf{q}_n$ y momentos lineales $\mathbf{p}_n$, para cada átomo n, entonces el Hamiltoniano (H) del sistema puede escribirse como

$$H(\mathbf{q},\mathbf{p}) = \frac{1}{2} \mid \mathbf{p} \mid^2 + V(\mathbf{q}) \tag{1}$$

Para determinar una función de distribución de probabilidad de prueba para el sistema, basados en el principio de máxima entropía, la entropía global del sistema se define

$$S = -\frac{k_B}{N!\hbar^{3N}} \int_\Gamma p f d\mathbf{q} d\mathbf{p} \tag{2}$$

donde k_B es la constante de Bolzmann. Esta entropía representa la incertidumbre en la información sobre el sistema de partículas. Utilizando el principio *max-ent*, podemos construir la función de distribución de probabilidad p con restricciones impuestas para que la misma posea sentido físico. De esta manera, se impone la normalización de la función (para que la probabilidad tenga valores de 0 a 1),

$$\frac{1}{N!\hbar^{3N}} \int_\Gamma p d\mathbf{q} d\mathbf{p} = 1 \tag{3}$$

Las desviaciones estándar (que nos indican las posiciones y velocidades instantáneas):

$$\langle |\mathbf{q}_a - \overline{\mathbf{q}}_a|^2 \rangle = 3\tau_a^2, \forall a = 1, ..., N \tag{4}$$

$$\langle |\mathbf{p}_a - \overline{\mathbf{p}}_a|^2 \rangle = 3\sigma_a^2, \forall a = 1, ..., N \tag{5}$$

y los promedios de fase de las variables (que representan las posiciones y velocidades promedio):

$$\langle \mathbf{q}_a \rangle = \overline{\mathbf{q}}_a, \qquad \langle \mathbf{p}_a \rangle = \overline{\mathbf{p}}_a, \qquad \forall a = 1, ..., N \tag{6}$$

De esta manera, podemos construir la función de partición del problema, y así determinar la energía interna E

$$E = \frac{1}{N!h^{3N}} \sum_{a=1}^{N} \int_{\Gamma} [\frac{1}{2}|\mathbf{p}_a|^2 + V_a(\mathbf{q})]] p d\mathbf{q} d\mathbf{p} \quad (7)$$

En particular la energía libre de Helmholtz F, se construye aplicando la transformada de Legendre de la energía interna respecto de la entropía S.

$$F(\overline{\mathbf{q}}, T, w) = \inf_{S} \{E(\overline{\mathbf{q}}, S, w) - \sum_{a} T_a S_a\} \quad (8)$$

Nuestro nuevo funcional Φ, es ahora la energía libre de Helmholtz más el potencial de las fuerzas externas en el caso de que éstas existieran. De esta manera, podemos decir que

$$\Phi(\overline{\mathbf{q}}, T, \{\omega\}) = F(\overline{\mathbf{q}}, T, \{\omega\}) + \Phi^{ext}(\overline{\mathbf{q}}) \quad (9)$$

Dado que la minimización de la energía libre de Helmholtz nos proporciona las posiciones de equilibrio del sistema, nuestro problema se limita ahora a minimizar la energía libre con respecto de las posiciones y frecuencias de los átomos.

$$\inf_{\mathbf{q}} \inf_{\{\omega\} \in \mathbb{R}^N} \Phi(\overline{\mathbf{q}}, T, \{\omega\}) \quad (10)$$

Debemos notar, que la minimización de la energía libre, depende del promedio de fases de la energía potencial. Este promedio de fases es muy tedioso de calcular analíticamente, así que el método utiliza cuadratura de Gauss de 3er orden para realizar el promedio de fase. De esta manera, se obtienen potenciales que dependen de una temperatura finita.

La extensión a problemas termo-mecánicos se logra mediante la utilización del principio variacional presentado en [8]. Este principio establece las bases para los procesos termomecánicos aplicados a sólidos deformables inelásticos y con conducción de calor. Para ello supondremos que el flujo de calor es cuadrático y estrictamente convexo, lo cual asegura la convergencia del método.

El principio variacional se limita a la búsqueda de la tasa de cambio del estado de un cuerpo dado su estado actual y aplicando las condiciones de contorno y fuerzas correspondientes. Construimos el potencial para los problemas termomecánicos de la siguiente manera

$$\Phi\left[T, \frac{\partial S}{\partial t}\right] = \int_B \left[(\Theta - T)\frac{\partial S}{\partial t} - \chi(\mathbf{G})\right] d\mathbf{V} + \int_B RQ\mathbf{log}\frac{T}{T_0} d\mathbf{V} - \int_{\partial_N B} \overline{H}\mathbf{log}\frac{T}{T_0} dS \quad (11)$$

donde Θ representa el campo de temperaturas impuesto, χ es el potencial de Fourier, H el flujo de calor que hay a través del sólido, F es el gradiente de deformación y Q es la fuente distribuida de calor.

Utilizando el principio variacional y pasando por una transición de estados incrementales podemos encontrar las configuraciones de equilibrio que minimizan el funcional. De esta manera para encontrar las configuraciones de equilibrio, debemos realizar la siguiente minimización:

$$\inf_{q} \inf_{\omega} \sup_{T} \Phi(\overline{\mathbf{q}}, T, \{\omega\}) \quad (12)$$

3. SIMULACIONES REALIZADAS

Las simulaciones realizadas con el método HotQC se resumen en la Tabla 1. El paso inicial para el estudio del problema termomecánico es la estabilización de la muestra a una temperatura dada. Para ello, se imponen restricciones de simetría al cristal y se minimizan tanto las posiciones como las frecuencias del sistema.

Una vez que se establece la posición de equilibrio se aplica una carga a la muestra. La misma consiste en una deformación homogénea triaxial, la cual se logra mediante el desplazamiento homogéneo de los nodos en cada paso de carga. Dicho desplazamiento, se realiza mediante incrementos del $0{,}1\,\%$. El material estudiado es cobre y el potencial utilizado es del tipo EAM desarrollado por Johnson [9].

Tabla 1: Simulaciones Realizadas mediante el método HotQC.

	Caso Cu $8x216R3{,}5$
Reg. Atomística Inicial	$8a_0$
Long Total	$216a_0$
Radio NH.	$3{,}5a_0$
Frac. Vol.	$1{,}0 \times 10^{-3}$
N Inicial Nodos	776
Temp. Inicial	$300K$
Factor de Remallado	$4\,\%$ $0{,}4\,\%$

Adicionalmente, para dar una mejor interpretación a los resultados y visualización de los mismos, se ha estudiado y analizado la nucleación de dislocaciones en la superficie de un nanohueco contenido en una muestra de tamaño $32a_0 \times 864a_0 R15a_0$ en la cual el número de átomos es mucho mayor (323×10^6 átomos).

4. RESULTADOS

4.1. Deformación Triaxial

La Figura 1 muestra la evolución de la tensión de la muestra con respecto a la deformación ingenieril.

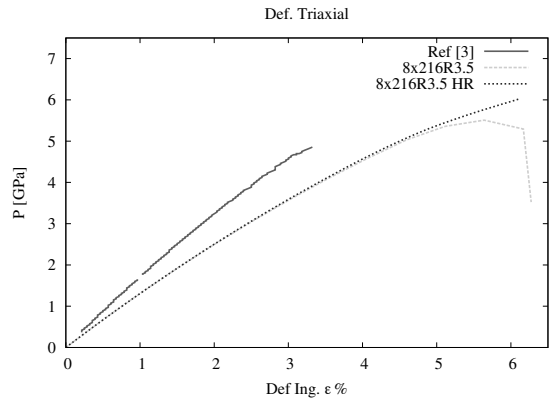


Figura 2: Curva tensión deformación para deformación triaxial.

En la misma se han incluido dos simulaciones realizadas para el mismo tamaño de la muestra, pero con diferente factor de remallado. El comportamiento del material, presenta una etapa de régimen lineal hasta una deformación del 4.5 %, luego entra en la etapa plástica, con la consiguiente emisión de dislocaciones y finalmente la ruptura del material. La curva que se muestra en la misma figura, obtenida de la Ref. [1], muestra un comportamiento más rígido del material. Esto es debido a la gran velocidad de deformación (10^9 seg^{-1}) que se impone en las simulaciones de DM, debido al pequeño paso de integración impuesto por las características del método.

4.2. Estructuras de las dislocaciones

La disposición geométrica de los átomos, alrededor del nanohueco, puede verse en las Figuras 2 y 3. En la Figura 2 se muestra la disposición de los átomos para una deformación ingenieril de aproximadamente un 2.8 %. En esta imagen, se muestra una estructura particular de los mismos, utilizando el factor de centro desviación estándar adimensionalizado [10], el cual muestra los átomos que se encuentran desviados de sus posiciones respecto a la red perfecta. Se puede observar que los átomos forman un octaedro cuyas caras se encuentran en los planos (1 1 1). Esta figura está formada por dislocaciones del tipo falla de apilamiento (*stacking fault*) en los planos (1 1 1) y delimitada en los bordes por dislocaciones perfectas del tipo $1/2[110]$ en los planos (100). Debido a que el valor energético de las fallas de apilamiento es menor que para las dislocaciones perfectas, la proliferación de las primeras es más grande que de las segundas. Esta agrupación de átomos hace que las dislocaciones se bloqueen y promueve la proliferación de dislocaciones sobre esta estructura primaria. Sobre esta última se nuclean las posteriores dislocaciones, a medida que seguimos aplicando deformación.

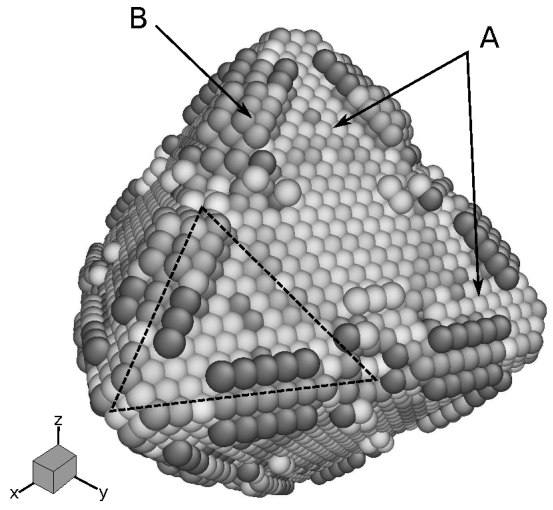


Figura 3: Estructura de dislocaciones alrededor del nanohueco para $2{,}8\,\%$ de deformación. En verde se indican las dislocaciones del tipo *stacking fault* en los planos (111) (A), mientras que en naranja/rojo se indican las dislocaciones del tipo $1/2[110](100)$ (B).

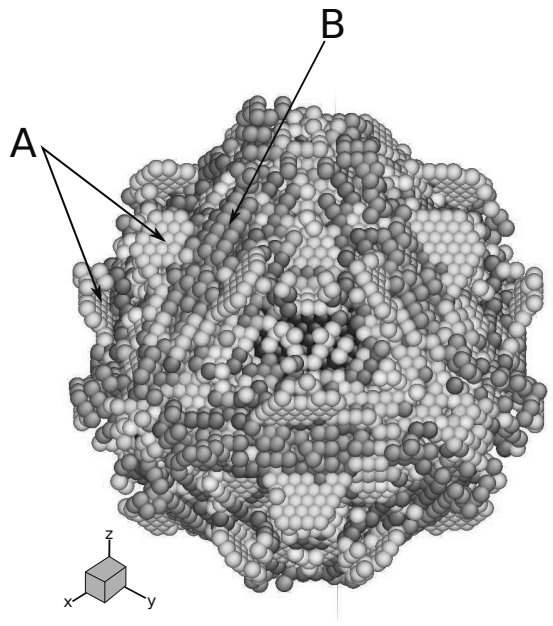


Figura 4: Estructura de dislocaciones para una deformación del $4.2\,\%$. Pude verse la iniciación de dislocaciones *stacking fault* (A) (amarillo/verde) sobre la estructura anterior, y la formación de $1/2[110](100)$ (B) (naranja/rojo).

En la Figura 3, podemos observar nuevamente los átomos alrededor del nanohueco, utilizando el parámetro de centro simetría. Se ve claramente que la cantidad de átomos distorsionados es mayor, correspondiéndose con el incremento de deformación. La estructura que para esta deformación se corresponde con un crecimiento de dislocaciones del tipo falla de apilamiento (*stacking fault*), sobre el octaedro que se comentó anteriormente. También, puede verse la formación de diferentes dislocaciones del tipo perfecta $1/2[110]$, siendo éstas en menor cantidad que las anteriores ya que requieren una mayor energía de iniciación. Así mismo, podemos ver la iniciación de pequeños lazos de dislocaciones formados por dislocaciones del tipo $1/2[110](001)$, observadas también en [11] para aluminio y que son los responsables del incremento de volumen del nanohueco y el consecuente daño plástico en el material.

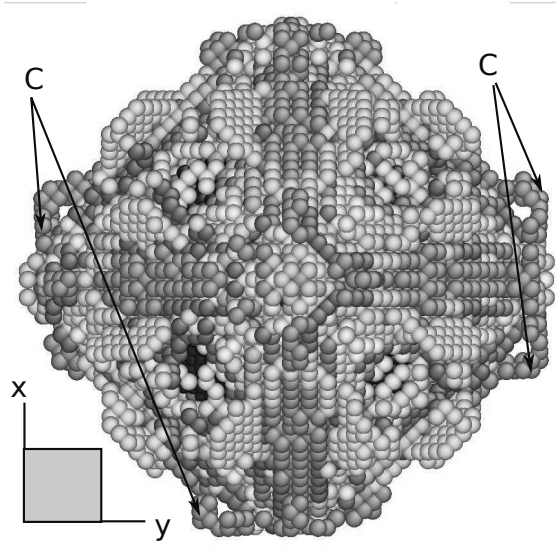


Figura 5: Estructura de dislocaciones para una deformación del 4.2 %.Se pueden observar los pequeños lazos del tipo $1/2[110](001)$ (C).

4.3. Evolución de la temperatura

La extensión del método QC a procesos en desequilibrio (HotQC) nos permite analizar la evolución de la temperatura a medida que aplicamos una deformación. De esta manera, ponemos de manifiesto las propiedades termoelásticas del material. La evolución de la temperatura para la muestra se ilustra en la Figura 6. En la misma vemos el comportamiento termoelástico para la muestra, tanto para el caso estudiado como para la Ref. [1]. Vemos que para el caso de la Ref. [1], la temperatura decrece a un ritmo más lento que para el HotQC, esto es debido a la alta velocidad de deformación de la simulación con DM, lo cual impide la evacuación del calor liberado hacia el exterior.

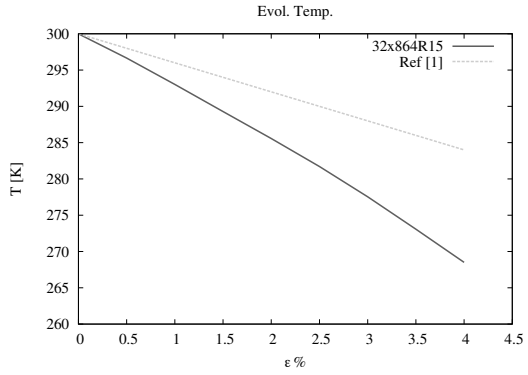


Figura 6: Curva Temperatura vs deformación., y una comparación con DM de la Ref [1].

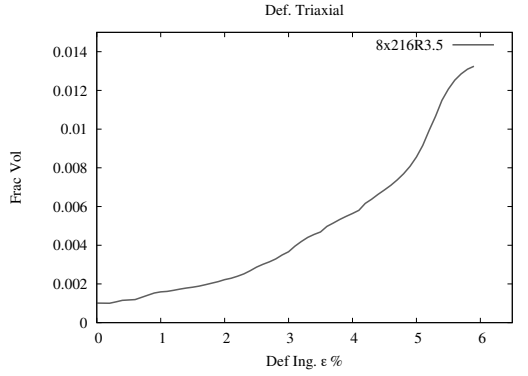


Figura 7: Curva Fracción de volumen vs deformación. Puede observarse un comportamiento exponencial hasta el momento de la rotura.

4.4. Crecimiento de nanohuecos

Un factor importante a estudiar es el crecimiento del nanohueco a medida que aplicamos la deformación. Diferentes trabajos, ya citados en el texto, indican que el crecimiento del mismo es el responsable de la emisión de lazos de dislocaciones y por ello los responsables del comportamiento plástico del material. Incluso, el aumento de deformaciones en los mismos producen el fenómeno de coalescencia y la consecuente iniciación de microgrietas en el material. En la Figura 5 se muestra la evolución de la fracción de volumen del nano-hueco calculada como V_{NH}/Vol. Puede verse que la evolución de la fracción de volumen es aproximadamente exponencial, que concuerda con los resultados previamente obtenidos en otros trabajos [1]. Una vez que se alcanza la rotura del nanohueco, el comportamiento cambia dando lugar a grandes desplazamientos y deformaciones plásticas.

5. CONCLUSIONES

En este trabajo se ha estudiado el comportamiento termomecánico de un volumen de cobre con un nanohueco

en su interior mediante el método HotQC. Este método nos permite tener descripción detallada de las fuerzas, posiciones y temperaturas de los átomos cerca del defecto. Debido a la naturaleza multiescala del método, nos permite tambien obtener la respuesta macroscópica del cristal, así como una resolución atomística completa de la nucleación y crecimiento de dislocaciones. Las extensiones posibles a este trabajo incluyen obtener los puntos de fractura del cristal, así como también simulaciones de coalescencia de nanohuecos, entre otros.

6. AGRADECIMIENTOS

Los autores desean expresar su agradecimiento por el apoyo recibido al Ministerio de Educación y Ciencia (DPI2009-14305-C02-01) y a la Consejería de Innovación, Ciencia y Empresa de la Junta de Andalucía (P09-TEP-4493).

REFERENCIAS

[1] Seppala ET, Belak J, Rudd RE (2004) Effect of stress triaxiality on void growth in dynamic fracture of metals: A molecular dynamics study. Physical Review B, 69(13):134101–164114.

[2] Seppala ET, Belak J, Rudd RE (2004) Onset of void coalescence during dynamic fracture of ductile metals. Phys.Rev.Lett., 93:245503–225527.

[3] Meyers MA, Aimone CT (1983) Dynamic fracture (spalling) of metals. Progress in Materials Science, 28(1):1–96.

[4] Strachan A, Cagin T, Goddard WA. (2001) Critical behavior in spallation failure of metals. Physical Review B, 63(6):060103.

[5] Tadmor EB, Phillips R, Ortiz M (1996) Mixed atomistic and continuum models of deformation in solids, 12(19):4529–4534.

[6] Knap J, Ortiz M (2001) An analysis of the quasicontinuum method, J. Mech. Phys. Solids, 49(9):1899–1923.

[7] Kulkarni Y, Knap J, Ortiz M (2008) A variational approach to coarse graining of equilibrium and non-equilibrium atomistic description at finite temperature. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 56(4):1417-1449.

[8] Yang Q, Stainier L, Ortiz M (2006) A variational formulation of the coupled thermo-mechanical boundary-value problem for general dissipative solids, J. Mech. Phys. Solids, 54(2):401–424.

[9] Johnson RA (1988) Analytic Nearest-Neighbor Model for Fcc Metals. Phys.Rev.B, 37(8):3924–3931.

[10] Kelchner CL, Plimpton SJ, Hamilton JC (1998) Dislocation nucleation and defect structure during surface indentation. Physical Review B, 58(17):11085–11088.

[11] Marian J, Knap J, Ortiz M (2004) Nanovoid cavitation by dislocation emission in aluminum. Physical Review Letters, 93:165503–165519.

ANÁLISIS NUMÉRICO Y EXPERIMENTAL DE ELEMENTOS DE VIDRIO LAMINADO UTILIZANDO UN MODELO PROBABILÍSTCO DE DISEÑO

M. García Menéndez[1], C. Przybilla[1], M.J. Lamela Rey[1], A. Fernández Canteli[1], M.C. Huerta[2], A. Pacios[2]

[1] Dpto. Construcción e Ingeniería de Fabricación. Escuela Politécnica de Ingeniería de Gijón.
Campus de Viesques, 33203 Gijón.
E-mail: garciamonica@uniovi.es

[2] Dpto. Mecánica Estructural y Construcciones Industriales. ETS de Ingenieros Industriales.
C/José Gutiérrez Abascal, 2, 28006 Madrid.
E-mail: mariaconsuelo.huerta@upm.es

RESUMEN

Como otros materiales cerámicos, el vidrio presenta un comportamiento frágil y una gran dispersión en los resultados de su resistencia, debido a la presencia de microgrietas distribuidas aleatoriamente en su superficie. Por otra parte, en el vidrio laminado (vidrio-PVB-vidrio) se combinan las propiedades específicas del vidrio con las del PVB (polivinil butiral), proporcionando al conjunto un comportamiento viscoelástico. En este artículo se propone un modelo probabilístico de diseño para placas de vidrio laminado recocido y templado, teniendo en cuenta las propiedades dependientes del tiempo de la capa intermedia de PVB y la caracterización del vidrio mediante una función de distribución triparamétrica de Weibull de tensiones críticas. Para validar el modelo propuesto, se realizó un programa experimental de rotura de placas laminadas de acristalamiento de 1,4 m x 1,4 m, variando el tipo de vidrio, los espesores y las condiciones de apoyo.

ABSTRACT

As other ceramic materials, glass presents a brittle behaviour and a big scatter of strength results, due to the random distribution of micro-cracks on its surface. On the other hand, in laminated glass (glass-PVB-glass) the specific properties of glass and PVB are combined, resulting a viscoelastic behaviour for the whole assembly. In this paper, a probabilistic design model is proposed for laminated glass plates of annealed and tempered glass, taking into account the time-dependent properties of the PVB interlayer and the glass characterization by means of a three-parameter Weibull distribution function of critical stresses. To validate the proposed model, an experimental programme was carried out using laminated glazing of 1,4 m x 1,4 m, varying the kind of glass, the thickness and the boundary conditions.

PALABRAS CLAVE: Vidrio estructural, Programa experimental, Elementos finitos, Modelo probabilístico.

1. INTRODUCCIÓN

La tendencia arquitectónica actual utiliza elementos estructurales de vidrio con profusión en fachadas, cubiertas e interiores, tales como muros cortina, lucernarios, ventanas, escaleras, puertas, etc., conjugando funcionalidad, sostenibilidad y estética. Como resultado, en nuestros días no existen edificios altos, ni edificios singulares, que no estén caracterizados por una presencia preponderante de vidrio [1]. Sin embargo, esta demanda arquitectónica va muy por delante de los fundamentos en el dimensionamiento del vidrio estructural, que todavía está basado en la experiencia y en la aplicación de reglas básicas empíricas, sin que hasta el momento se cuente en España con una norma que incorpore métodos avanzados de cálculo fundamentados en criterios probabilísticos o semi-probabilísticos, como ocurre ya en Estados Unidos, Australia, Nueva Zelanda y Canadá [2,3,4,5].

Por ello, a pesar de la intensificación de los estudios realizados y de los avances alcanzados en el dimensionamiento del vidrio, persisten varios puntos críticos, que evidencian un insatisfactorio estado del conocimiento e impiden un análisis real del estado límite del material para diferentes tipos de solicitación [6,7]. Resulta así urgente el desarrollo de una norma global de vidrio, basada en unos razonables criterios de

fiabilidad que, considerando las específicas características de comportamiento frágil con presencia de defectos (microgrietas superficiales), permita su aplicación estructural en condiciones similares a las de otros materiales estructurales convencionales.

El cálculo de la resistencia de materiales frágiles se puede plantear bajo dos perspectivas diferentes, correspondientes a un modelo basado en tensiones críticas [8] y a un modelo basado en tamaños máximos de defecto [9]. Aunque los dos modelos se fundamentan esencialmente en las mismas hipótesis, difieren en los parámetros de referencia considerados para establecer el criterio de rotura del material. Una vez caracterizado experimentalmente el material, ambos procedimientos permiten determinar la probabilidad de fallo de elementos de vidrio para diferentes relaciones geométricas, solicitaciones de carga y condiciones de apoyo.

2. DESCRIPCIÓN DEL MODELO DE DIMENSIONAMIENTO PROPUESTO

En base a los criterios del modelo de tensiones críticas para materiales frágiles, la Figura 1 representa el esquema de dimensionamiento propuesto para placas de acristamiento, manteniendo un paralelismo con el cálculo de materiales de construcción convencionales, como el acero y el hormigón.

De esta forma, el modelo se divide en tres etapas, denominadas 'Resistencia', 'Solicitación' y 'Probabilidad de fallo' [10].

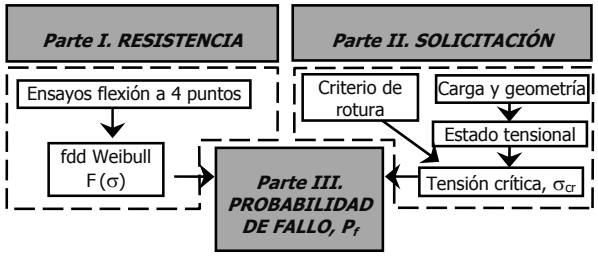


Figura 1. Esquema del modelo de dimensionamiento propuesto.

2.1. Etapa I. Resistencia

Para caracterizar el vidrio se evaluaron los resultados de ensayos de flexión a cuatro puntos en vigas de vidrio monolítico recocido y templado, según el esquema de la Figura 2.

En este tipo de ensayos, la probeta no está sometida a un momento flector constante a lo largo de su eje, lo que supone una variación de la tensión, que se caracteriza por su valor máximo, σ.

De los resultados experimentales obtenidos y de su evaluación estadística se obtuvo la correspondiente función de distribución (fdd) de tensiones de rotura según una fdd triparamétrica de Weibull [11]:

$$F(\sigma) = P_{f,A_{ref}}(\sigma) = 1 - \exp\left[-\left(\frac{\sigma-\lambda}{\delta}\right)^{\beta}\right]; \sigma \geq \lambda \quad (1)$$

donde λ, δ y β son los parámetros de localización, escala y forma, respectivamente, y $A_{ref.}$ representa el área de referencia que, sometida a una tensión uniaxial uniforme σ, proporciona la misma probabilidad de fallo que la viga real ensayada bajo flexión a 4 puntos.

Por ello, el área de referencia adopta la expresión:

$$A_{ref} = w\left[\frac{2L_0}{(\beta+1)}\left(1-\frac{\lambda}{\sigma}\right)+L_1\right] \quad (2)$$

en la que σ es la tensión máxima en el ensayo a flexión, w es el ancho de la probeta, L_1 y L_0 son las distancias entre cargas y entre cargas y apoyos (ver Figura 2) y λ y β son los parámetros de la fdd de Weibull.

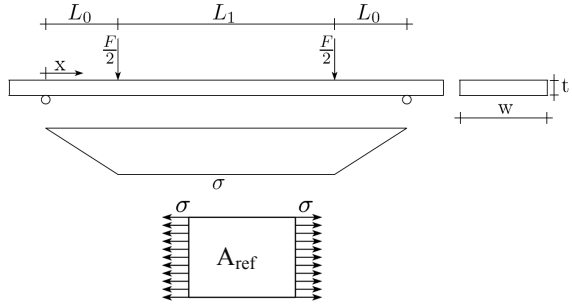


Figura 2. Ensayo de flexión a cuatro puntos en vigas de vidrio monolítico.

Teniendo en cuenta el efecto de escala, la probabilidad de fallo de una superficie A_i, por ejemplo correspondiente a un elemento finito con tamaño diferente a $A_{ref.}$, viene dada por:

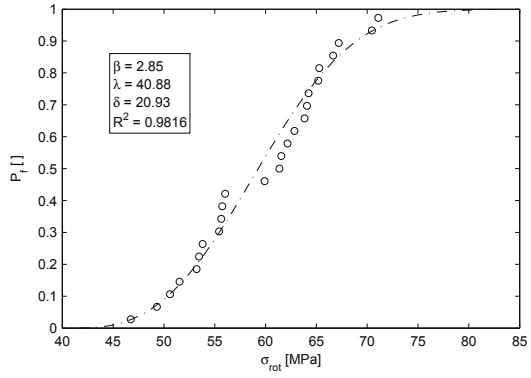
$$P_{f,A_i}(\sigma) = 1 - \exp\left[-\frac{A_i}{A_{ref}}\left(\frac{\sigma-\lambda}{\delta}\right)^{\beta}\right]; \sigma \geq \lambda \quad (3)$$

La Figura 3 muestra los ajustes de la fdd de Weibull para las vigas de vidrio monolítico recocido y templado ensayadas.

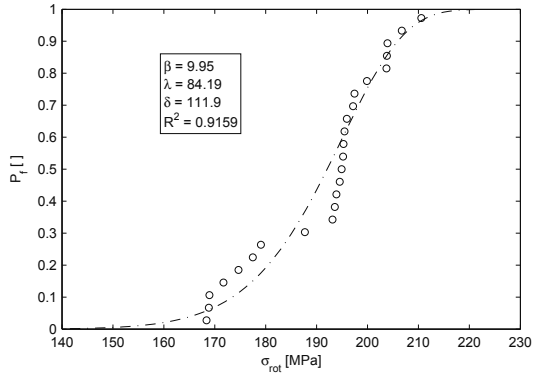
Por otra parte, se requiere la caracterización viscoelástica de la capa intermedia de PVB, mediante el módulo de relajación a cizalladura, G(t), y el módulo volumétrico, K(t), del material. La bibliografía especializada [12] indica que el módulo volumétrico para el PVB varía ligeramente con la temperatura, pudiendo suponerse un valor constante de 2 GPa.

En este trabajo, dada la imposibilidad de realizar ensayos viscoelásticos de cizalladura en el PVB por su pequeño espesor (e = 0,38 mm), en primer lugar se determinó experimentalmente el módulo de relajación a tracción, E(t), utilizando un viscoelasticímetro DMA RSA3 de TA Instruments y la ley de Williams-Landel-Ferry [13], para a continuación obtener el módulo de relajación a cizalladura, G(t), aplicando la relación:

$$G(t) = \frac{3E(t)K(t)}{9K(t) - E(t)} \quad (4)$$



(a)



(b)

Figura 3. Ajuste de la fdd triparamétrica de Weibull para vigas de vidrio recocido (a) y vidrio templado (b).

En la Figura 4 se representa la curva maestra del módulo G(t) para un PVB comercial (Butacite®), considerando una temperatura de referencia de 20 ºC.

2.2. Etapa II. Solicitación

A partir del cálculo por elementos finitos del estado tensional de la placa de vidrio laminado [14,15] y de la adopción de un criterio de rotura apropiado, se puede calcular el valor crítico de la variable considerada, σ_{cr}, en un punto de la placa y para una orientación determinada del defecto (microgrieta superficial).

En la Figura 5 se muestra el mallado realizado en la simulación por elementos finitos de las placas de vidrio, teniendo en cuenta el tipo de apoyo considerado experimentalmente.

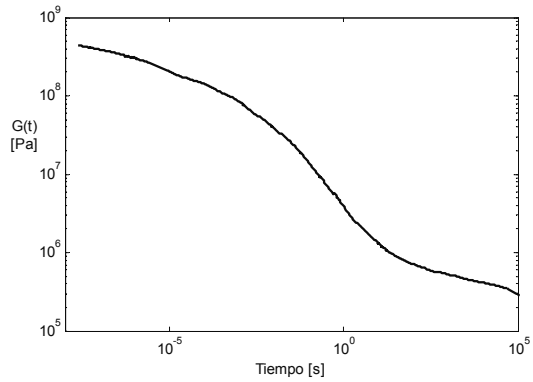
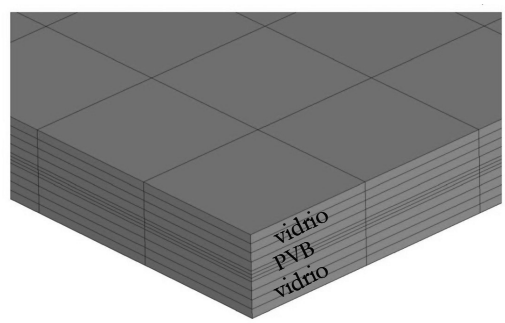
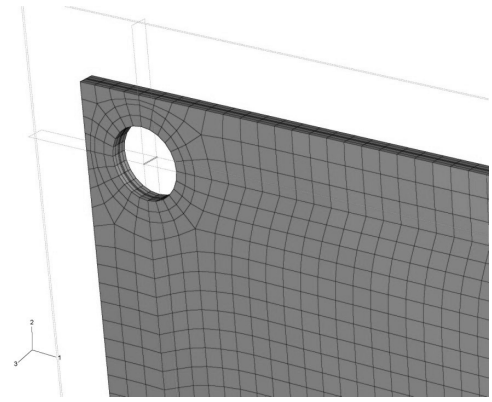


Figura 4. Curva maestra del módulo de relajación a cizalladura, G(t), para PVB (Butacite®) y T_{ref} = 20 ºC.



(a)



(b)

Figura 5. Mallado de las placas de vidrio laminado (a) recocido y (b) templado.

2.3. Etapa III. Probabilidad de fallo

En la última etapa del modelo, las etapas de resistencia y solicitación se comparan entre sí para evaluar la situación de seguridad o no-seguridad de la placa de vidrio según un criterio probabilístico.

De esta forma, la probabilidad de fallo de la placa, $P_{f(placa)}$ se determina generalizando la probabilidad de supervivencia de un elemento finito, P_{si}, a todos los elementos finitos considerados, según la expresión:

$$P_{f(placa)} = 1 - \prod_{i=1}^{n} \left(1 - P_{f_i}\right) = 1 - \prod_{i=1}^{n} P_{s_i}$$

siendo:

$$P_{s_i} = \sum_{k=1}^{p} \frac{1}{p} \exp\left(-\frac{A_i}{A_{ref}}\left(\frac{\sigma_{cr,i,k} - \lambda}{\delta}\right)^{\beta}\right) ; \sigma_{cr,i,k} \geq \lambda \quad (5)$$

donde n y p, respectivamente, representan el número de elementos finitos y de orientaciones de defecto considerados, λ, δ y β son los parámetros de la fdd de Weibull para una orientación k del defecto, A_i es el área del elemento finito i y A_{ref} es el área de referencia calculada con la ecuación (3).

3. CONTRASTE DE RESULTADOS

La validación del modelo de dimensionamiento propuesto se realizó mediante el contraste de resultados del programa experimental realizado con placas de vidrio laminado y los resultados numéricos del cálculo de la probabilidad de rotura determinados con el programa *CalcProb.py,* que fue desarrollado en lenguaje Python como subrutina del programa de elementos finitos *Abaqus* [16].

Tal como se indica en la Figura 6, el programa experimental consistió en la realización de ensayos a rotura de placas de acristalamiento de 1,4 m x 1,4 m en control de desplazamiento y aplicando una solicitación puntual a través de una esfera de madera de 100 mm de diámetro.

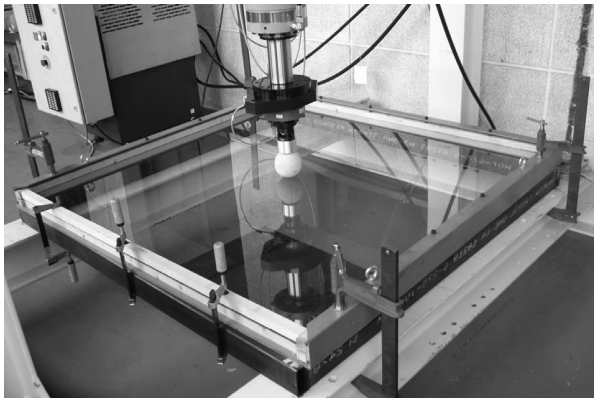
Mientras en el caso de las placas de vidrio laminado recocido (2 capas de vidrio y 1 capa intermedia de PVB) se ensayaron 5 placas de 6 mm de espesor y 5 placas de 8 mm de espesor, con el contorno apoyado y una velocidad de solicitación de v = 3 mm/min, en el caso de las placas de vidrio templado (2 capas de vidrio y 3 capas intermedias de PVB) se ensayaron 5 placas de 9 mm de espesor, con apoyos puntuales articulados en sus esquinas y una velocidad de solicitación de 10 mm/min.

Para contrastar los desplazamientos y deformaciones obtenidos en la simulación por elementos finitos, se dispusieron rosetas de galgas extensométricas en las zonas central y de apoyo de las placas, alcanzando una buena correlación de resultados para valores del desplazamiento vertical del punto medio, u_z, cercanos al desplazamiento máximo obtenido experimentalmente (14 mm en placas de vidrio laminado recocido y 38 mm en placas de vidrio templado) [17].

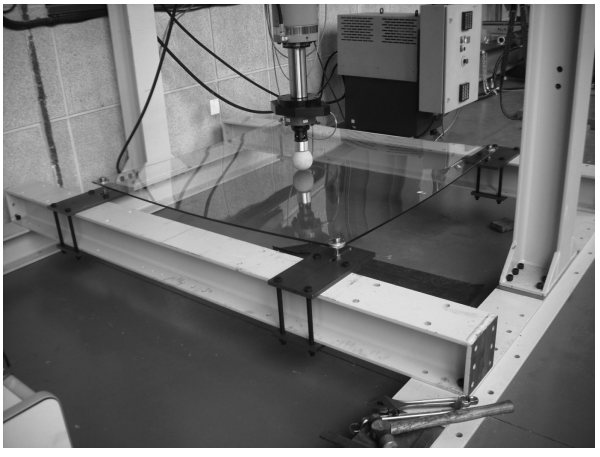
Las Tablas 1, 2 y 3 indican los errores relativos cometidos en la simulación de las cargas aplicadas para distintos valores del desplazamiento vertical del punto medio de las placas, u_z.

Las condiciones de contorno consideradas fueron de apoyo móvil (AM), apoyo fijo (AF) y empotramiento (E) en el contorno de las placas de vidrio recocido y apoyo puntual (AP) en las esquinas de las placas de vidrio templado.

Asimismo, la Figura 7 muestra gráficamente la comparación de resultados experimentales y numéricos para el cálculo de la probabilidad de fallo, en función de la carga aplicada, para las placas de vidrio laminado recocido y templado ensayadas.



(a)



(b)

Figura 6. Detalles del programa de ensayo a rotura de placas de vidrio laminado (a) recocido y (b) templado.

4. CONCLUSIONES

En el trabajo presentado, se han alcanzado las siguientes conclusiones:

1. La caracterización de los materiales constituyentes (vidrio y PVB) es fundamental en la fiabilidad del dimensionamiento y en la predicción de rotura de elementos de vidrio estructural. Las metodologías aquí propuestas para la caracterización del vidrio y PVB resultan adecuadas.

2. La simulación por elementos finitos proporciona una buena estimación de los valores de desplazamientos y de deformaciones determinados experimentalmente en las placas de vidrio laminado ensayadas.

3. En la probabilidad de fallo predicha y obtenida experimentalmente se detectan discrepancias, con resultados opuestos para las placas de vidrio laminado recocido (resultado conservador) y las placas de vidrio laminado templado (resultado no-conservador), aunque en ambos casos con similar variabilidad.

Tabla 1. Error relativo en las cargas estimadas para las placas de vidrio laminado recocido (e = 6 mm).

u_z [mm]	AM	AF	E
5	-38,42%	-39,14%	23,51%
10	-34,10%	-25,19%	80,81%

Tabla 2. Error relativo en las cargas estimadas para las placas de vidrio laminado recocido (e = 8 mm).

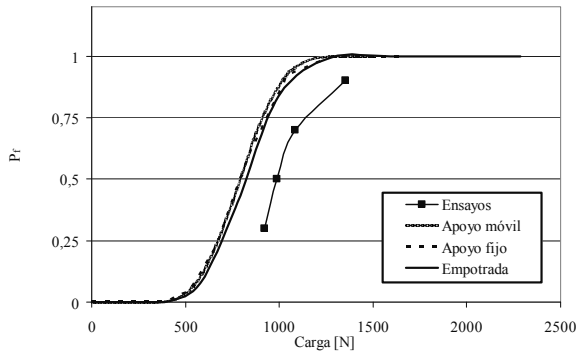
u_z [mm]	AM	AF	E
5	-30,86%	-41,56%	10,80%
10	-23,68%	-34,55%	80,90%

Tabla 3. Error relativo en las cargas estimadas para las placas de vidrio laminado templado (e = 9 mm).

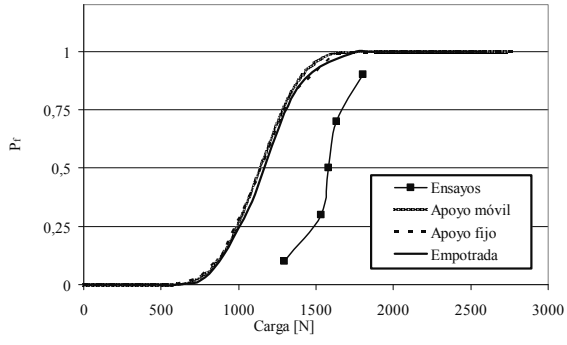
u_z [mm]	AP
10	44,40%
25	47,98%

AGRADECIMIENTOS

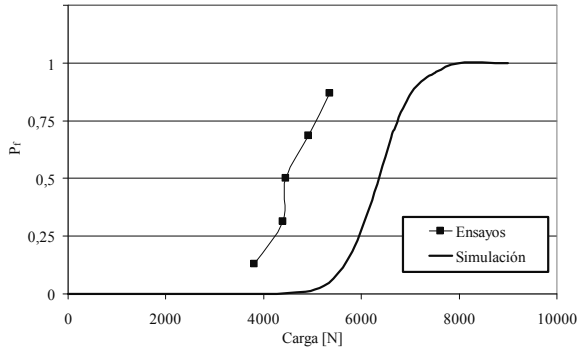
Los autores agradecen el apoyo económico del Plan Nacional y Regional de Investigación, a través de los proyectos de investigación BIA2008-06816 e IB09-136, respectivamente, y del Ayuntamiento de Gijón, a través de una beca de investigación concedida por el IUTA.



(a)



(b)



(c)

Figura 7. Comparación de resultados experimentales y numéricos para la probabilidad de fallo en placas de vidrio laminado (a) recocido de e = 6 mm, (b) recocido de e = 8 mm y (c) templado de e = 9 mm.

REFERENCIAS

[1] Haldimann M., Luible A., Overend M. *Structural Use of Glass*. International Association for Bridge and Structural Engineering (IABSE), Structural Engineering Documents, 10, 2008.

[2] ASTM E 1300:2009. *Standard practice for determining load resistance of glass in buildings*, 2009.

[3] AS 1288:2006. *Glass in buildings. Selection and installation*, 2006.

[4] NZS 4223:2000. *Glazing in Buildings. Part-4 Dead, Wind and Snow Loadings*, 2000.

[5] CAN/CGSB 12.20-M89 *Structural Design of Glass for Buildings*, 1989.

[6] Claramunt R., Postigo S., Perera R., Pacios A., Ros A., Huerta C. *Seguridad ante impacto humano de acristalamientos en edificios*. Bol. Sociedad Española de Cerámica y Vidrio, 44 (5), pp. 286-290, 2005.

[7] Schneider, J. and Wörmer, J.D. *Impact loading on glass panes by soft body impact–Theoretical analysis and experimental verification*. Glass Processing Days (GPD), Conference Proceedings, 2001.

[8] Nemeth N.N., Manderscheid J.M., Gyekenyesi J.P. *Ceramics Analysis and Reliability Evaluation of Structures (CARES)*. NASA Tech. Paper 2916, 1990.

[9] Fernandez Canteli A., García Prieto M.A., Lamela Rey M.J., Castillo Ron E. *Cálculo de elementos de vidrio en edificación: propuesta de norma española*. Bol. Sociedad Española de Cerámica y Vidrio, 46 (2), pp. 71–75, 2007.

[10] Lamela-Rey M.J., Fernández-Canteli A., García-Prieto M.A., Castillo-Ron E., Sanz-Ablanedo E., García-Menéndez M. *Probabilistic design model for glazing plates: a standard proposal for building*. Glass Performance Days (GPD), Conference Proceedings, pp. 581-583, 2007.

[11] Przybilla C., Fernández Canteli A., Castillo E. *Deriving the primary cumulative distribution function of fracture stress for brittle materials from 3- and 4-point bending tests*. Journal of European Ceramic Society, 31, 451-460, 2011.

[12] Van Duser A., Jagota A., Bennison S.J. *Analysis of glass/polyvinyl butyral laminates subjected to uniform pressure*. Journal of Engineering Mechanics, 125 (4), pp. 435–442, 1999.

[13] Williams M.L, Landel R.F., Ferry J. *The temperature dependence of relaxation mechanisms in amorphous polymers and other glass-forming liquids*. Journal of the American Chemical Society, 77, pp. 3701–3706, 1955.

[14] Wei J., Shetty M.S., Dharani L.R. *Stress characteristics of laminated architectural glazing subjected to blast loading*. Computers and Structures, 84, pp. 699–707, 2006.

[15] Du Bois, P.A., Kolling, S., Fassnacht, W. *[Chrysler] Modelling of safety glass for crash simulation*. Computational Material Science. Vol. 28, (3-4), 675-683, 2003.

[16] Przybilla, C. *Aplicación de un modelo probabilístico al vidrio laminado*. Proyecto Fin de Carrera. EPSIG, Universidad de Oviedo, 2009.

[17] García Menéndez, M. *Desarrollo de un modelo de dimensionamiento para vidrio laminado con contrastación experimental*. Trabajo de Investigación. Dpto. de Construcción e Ingeniería de Fabricación, Universidad de Oviedo, 2010.

INFLUENCIA DEL TÉRMINO t_{33} EN EL ESTADO TENSIONAL TRIDIMENSIONAL EN GRIETAS DE ESQUINA EN MECÁNICA DE LA FRACTURA ELASTICO LINEAL

V.F. González Albuixech[1], E. Giner[1], J. Fernández Saez[2], A. Fernández Canteli[3]

[1] Centro de Investigación de Tecnología de Vehículos-CITV.
Departamento de Ingeniería Mecánica y de Materiales.
Universidad politécnica de Valencia
Camino de Vera s/n, 46022 Valencia, España.
E-mail: eginerm@mcm.upv.es (E. Giner).

[2] Departamento de Mecánica del Medio Continuo y Análisis de Estructuras.
Universidad Carlos III de Madrid.
Av. Universidad, 30, 28911, Leganés, Madrid, España.

[3] Departamento de Construcción e Ingeniería de Fabricación,
Escuela Politécnica de Ingeniería de Gijón.
Campus de Viesques s/n, 33203, Gijón, España.

RESUMEN

Cuando se realiza un análisis del comportamiento de una grieta tridimensional en mecánica de la fractura elástica lineal, usualmente solo se considera el primer término del desarrollo en serie de Williams, que se corresponde con el orden de singularidad dado por $r^{-1/2}$. Sin embargo es conocido que la influencia de las tensiones t_{ij} (términos de segundo orden) puede ser considerable. Incluso cuando dichos términos se tienen en cuenta, el único término que habitualmente se considera es t_{11}, generalmente denominado *T*-stress. En este trabajo se demuestra que para realizar una descripción correcta del caso tridimensional, es necesario considerar además el término correspondiente a la dirección transversal, t_{33}. A través de ejemplos numéricos se pondrá de manifiesto la importancia de usar dicho término en el análisis de una grieta de esquina en modo I, en contraste a otras aproximaciones que usan parámetros *ad hoc* como el factor de constricción T_z propuesto por Guo y colaboradores

ABSTRACT

When an analysis of the 3-D crack behavior in LEFM is performed, usually only the first term of the Williams series expansion, which corresponds to the $r^{-1/2}$ singularity, is taken into account. However, it is well known that t_{ij} stresses (second order terms) have still influence. Even when the t_{ij} stresses are introduced, the only term usually taken into account corresponds to the t_{11} factor, generally called *T*-stress. In this work, the relevance of the t_{33} stress term in the analysis of a mode I corner crack is shown in contrast to other approaches that use certain *ad hoc* parameters, such as the so called T_z-constraint factor proposed by Guo and co-workers.

PALABRAS CLAVE: Fractura en modo I, grieta de esquina, *T*-stress.

1. INTRODUCCIÓN

Las grietas de esquina aparecen frecuentemente tanto en los concentradores de tensiones como en las superficies de remaches y uniones [1,2]. Su crecimiento produce el fallo prematuro de los componentes y estructuras, hecho que ha motivado su estudio en la literatura [3].

En estas situaciones el estado de tensiones triaxial en la cercanía del frente de grieta tiene un papel importante en el estudio mediante las teorías de la mecánica de la fractura [4-6]. Esta triaxialidad puede ser analizada a partir de las constricciones, coplanar y transversal, cuyos valores dependen de la geometría y las cargas aplicadas en la estructura. Estas magnitudes afectan a la resistencia observada de los componentes estructurales [7,8]. En consecuencia, es importante conseguir una mejor comprensión sobre su descripción a partir de los campos de tensiones.

El sistema de referencia local que se utiliza habitualmente en la descripción de los campos de tensiones se puede ver en la figura 1, donde la dirección 1 y la dirección 3 son, respectivamente, la dirección transversal y tangencial al frente de grieta.

En concordancia con el sistema de referencia, la serie de Williams [9-11], generalizada a 3D, se puede expresar por la ecuación siguiente:

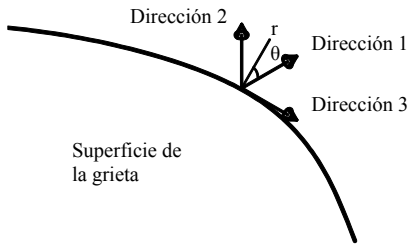


Figura 1. Sistema de referencia en el frente de grieta.

$$\sigma_{ij} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) + t_{ij} + O(r^{1/2}) \quad (1)$$

El término t_{11} se conoce habitualmente como *T*-stress y está relacionado con la constricción transversal. Además, puede ser obtenido mediante la integral de interacción propuesta en [10]. El término t_{33} se puede relacionar con la constricción tangencial al frente de grieta y se puede obtener a partir de t_{11} aprovechando las relaciones entre los campos elásticos. Los valores de t_{ij} junto con la factor de intensidad de tensiones (K) proporciona un conjunto de parámetros válido para caracterizar los campos de tensiones existente en los puntos próximos al frente de grieta [11,12], nominalmente K-t_{ij}.

Otra aproximación usada para caracterizar la constricción tangencial es el factor T_z, propuesto por Guo [13-15]. Este factor se construye redefiniendo σ_{33} de forma que incluya el efecto de la constricción. En esta aproximación los parámetros usados para caracterizar el estado de tensiones son K-T-T_z. Diversos estudios sobre la aplicación de dicho factor pueden encontrarse en la bibliografía [16-18]. En estos trabajos la aproximación a partir de T_z ignora la existencia de t_{33} y T_z se obtiene numéricamente a partir de ajustes por mínimos cuadrados.

Si se quiere realizar un estudio correcto del comportamiento mecánico en presencia de grietas, los términos no nulos de t_{ij} han de ser incluidos en la descripción del estado de tensiones en la cercanía del frente de grieta. En este trabajo se considera el uso de t_{33} como alternativa a T_z, demostrándose su influencia en el estado triaxial presente.

2. ESTADO TENSIONAL EN LAS PROXIMIDADES DEL FRENTE DE GRIETA TRIDIMENSIONAL

En la literatura se pueden encontrar estudios sobre el análisis del estado de los campos tensiones correspondientes a grietas tridimensionales en el ámbito de la mecánica de la fractura elástico lineal [19-21]. Sin embargo, el problema tridimensional aún no se considera resuelto satisfactoriamente desde un punto de vista general, debido a que los avances realizados se basan aún en resultados y soluciones provenientes del caso bidimensional. Es el caso de las hipótesis de deformación y tensión planas, hipótesis que actualmente está aceptado que no pueden ser directamente generalizadas al caso tridimensional [20]. Además, en el caso tridimensional existen otros tipos de singularidades locales, como la singularidad de borde libre, que aparece en la intersección de la grieta con una superficie libre [21,22].

En puntos suficientemente cercanos a la grieta (lo que permite despreciar términos de órdenes superior), e ignorando los efectos de otras singularidades, las expresiones para las componentes normales de los campos de tensiones cercanos al frente de grieta correspondientes a una carga simétrica (modo I) son:

$$\sigma_{11} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cos\frac{\theta}{2}\left(1 - sen\frac{\theta}{2} sen\frac{3\theta}{2}\right) + t_{11} \quad (2)$$

$$\sigma_{22} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cos\frac{\theta}{2}\left(1 + sen\frac{\theta}{2} sen\frac{3\theta}{2}\right)$$

$$\sigma_{33} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} 2\nu \cos\frac{\theta}{2} + t_{33}$$

3. LA APROXIMACIÓN MEDIANTE EL FACTOR T_z

El factor de constricción tangencial, T_z, fue propuesto por Guo en [13-15] con objetivo de incluir en la descripción de los campos de tensiones tridimensionales el efecto de la constricción transversal en la dirección local 3. Para ello se define la expresión (3) para los campos de tensiones bajo una carga de modo I puro, siendo T el término t_{11}.

$$\sigma_{ij}(r,\theta) = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) + T\delta_{1i}\delta_{1j} \quad (3)$$

El factor de constricción T_z se define como (4)

$$T_z = \frac{\sigma_{33}}{\sigma_{11} + \sigma_{22}} \quad (4)$$

Hay que destacar que T_z es función de las coordenadas polares $T_z(r,\theta)$. Además, en materiales isótropos lineales los valores limites de T_z son $T_z = 0$ para situaciones de tensión plana y $T_z = \nu$ para la situación de deformación plana. Por tanto, T_z da una medida del grado de triaxialidad a lo largo del frente de grieta. Para obtener una expresión numérica de T_z, se suele realizar un ajuste por mínimos cuadrados de T_z en θ=0 [17,18], partiendo para ello de (4).

4. CALCULO DE ε_{33} Y DE t_{33}

Una expresión para el cálculo de t_{33} puede obtenerse directamente a partir del estudio de ε_{33} [12-13]. Para ello se acepta la serie de Williams, ecuación (2), para la componente transversal σ_{33} en la dirección tangencial al

frente. Al aplicar la ley de Hooke generalizada para un material isótropo se puede obtener ε_{33} con la expresión siguiente:

$$\varepsilon_{33} = \frac{1}{E}\left[\sigma_{33} - \nu\left(\sigma_{11} + \sigma_{22}\right)\right] \tag{5}$$

Como $u_3=\partial\varepsilon_{33}/\partial x_3$ y u_3 está acotado (no puede existir un desplazamiento infinito), ε_{33} no puede incluir términos singulares en r. Así tras sustituir la expresión (2) en (5) llegamos a (6)

$$\varepsilon_{33} = \frac{1}{E}\left[t_{33} - \nu t_{11}\right] \tag{6}$$

De acuerdo con esta expresión (6), el comportamiento de ε_{33}, en el frente de grieta, está dominado por términos de segundo orden que no pueden ser anulados. Por tanto, ε_{33} es, en general, no nulo y, desde un punto de vista estricto, no se puede alcanzar un estado puro de deformación plana.

A partir de la expresión (6) se puede calcular t_{33} mediante la ecuación siguiente:

$$t_{33} = E\varepsilon_{33} + \nu t_{11} \tag{7}$$

Para utilizar esta expresión se necesita conocer ε_{33} y t_{11}. La primera se obtiene directamente de la solución de elementos finitos y la segunda se obtiene a partir de la integral de interacción propuesta por Nakamura y Parks [10].

5. MÓDELO GEOMÉTRICO Y DE ELEMENTOS FINITOS

La geometría del problema considerado coincide con el estudiado en [18]. Esta elección hace posible la comparación entre la aproximación que usa T_z y la que usa t_{33}. La grieta estudiada es una grieta de esquina con configuración de un cuarto de elipse, en una placa de material isótropo elástico bajo una tensión de tracción uniforme. Un esquema de las cargas y de la geometría puede observarse en la figura 2.

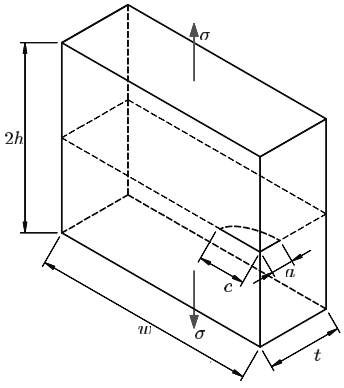


Figura 2. Representación esquemática del problema.

El módulo de elasticidad y el coeficiente de Poisson del material son respectivamente 200 GPa y 0,3. La tensión aplicada es σ=1000 Pa. Las dimensiones de la placa en relación al semieje mayor de la elipse son: w/c=30, t/c=7,5 h/c=15. El tamaño de la grieta puede ser así considerado como pequeño en comparación con las otras magnitudes de la placa. La configuración de la grieta particular estudiada viene determinada por la relación a/c=0,5. Debido a la simetría del problema respecto al plano de grieta solo es necesario considerar la mitad de la geometría en el cálculo por elementos finitos.

Se realiza un modelo de elementos finitos, donde la región cercana a la grieta está formada con una malla estructurada de hexaedros de 20 nodos. Estos hexaedros tienen los lados normales al plano de grieta y al frente de grieta. El resto del dominio es mallado usando tetraedros cuadráticos. El tamaño aproximado mínimo de elemento es a/1000. Una vista general de la malla puede verse en la figura 3.

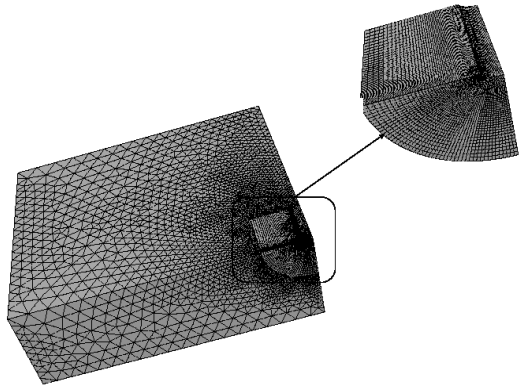


Figura 3. Representación de la malla de elementos finitos. Detalle de la zona estructurada.

El sistema de referencia particular para la grieta elíptica se presenta en la figura 4. Se puede observar el ángulo φ que determina la posición particular a lo largo del frente de grieta y un esquema del círculo que se usa para representar el estado de tensiones en un punto particular de la grieta.

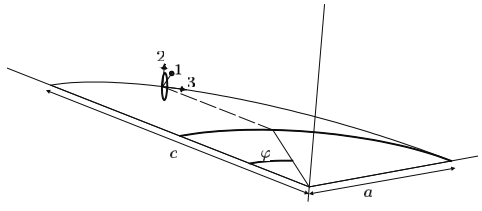


Figura 4. Sistemas de referencia para la grieta elíptica. Circulo para el estudio del estado de tensiones.

6. RESULTADOS

Con objetivo de comparar las dos aproximaciones y poner de manifiesto la influencia del término t_{33} en el estado tridimensional de tensiones se han realizado dos tipos de estudios.

Primeramente se ha evaluado la variación de K_I (representada junto a la solución de referencia obtenida por Newmann y Raju [23]), ε_{33}, t_{11} y t_{33} a lo largo de la grieta, figuras 5, 6, 7 y 8 respectivamente.

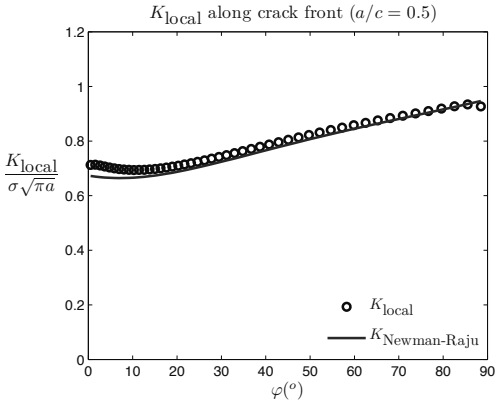


Figura 5. Variación de K_I.adimensionalizado.

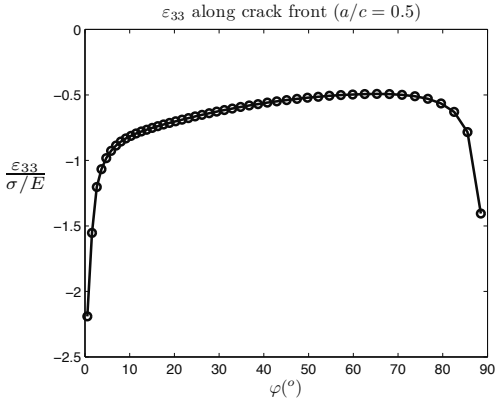


Figura 6. Variación de ε_{33} adimensionalizado.

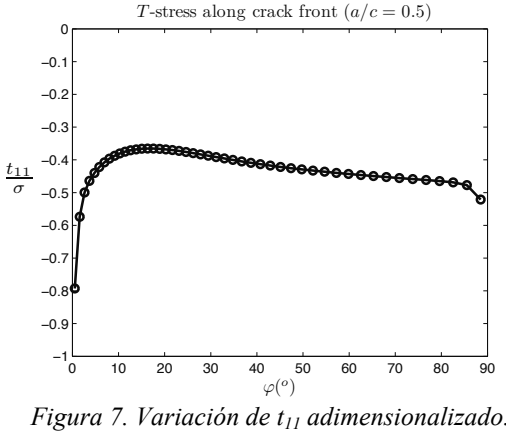


Figura 7. Variación de t_{11} adimensionalizado.

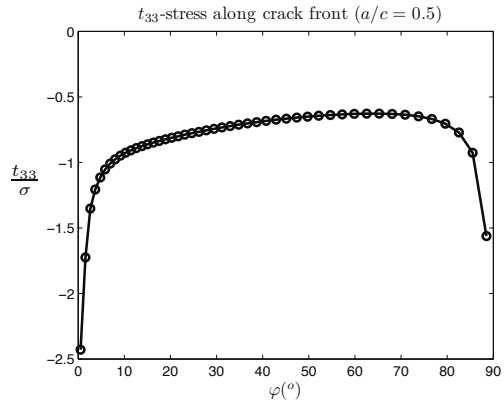


Figura 8 .Variación de t_{33} adimensionalizado.

Las diferencias que se observan en la figura 5, también aparecen en los resultados de Newmann y Raju [23] y pueden atribuirse al efecto provocado por las dimensiones finitas de la placa. Otra posible razón es la naturaleza aproximada de ambas soluciones (la solución de Raju tiene una cota de error aproximada del 5%).

Es interesante comentar que, en valor absoluto, el valor de t_{33} es mayor que le valor de t_{11}. Lo cual se debe a que el término $E\varepsilon_{33}$ domina en la ecuación (6). También hay que señalar que la precisión en las zonas cercanas a la superficie es mucho menor, debido a efectos como la falta de precisión numérica y la posible influencia de la singularidad de borde libre.

Además del estudio del comportamiento de magnitudes a lo largo de la grieta, también se presenta a continuación un estudio de la descripción del estado de tensiones mediante las dos aproximaciones, t_{33} y T_z. Dicha comparación ha sido realizada en puntos situados a una distancia radial, muy pequeña pero finita, a ciertos puntos de la grieta. Este círculo viene determinado por la distancia r y por el ángulo polar θ que varía entre 0º y 180º. Para el análisis se adimensionaliza convenientemente las tensiones de forma que la magnitud a estudiar se corresponde con las funciones trigonométricas de la serie de Williams según se puede inferir de la expresión (2):

$$\frac{\sigma_{ij} - t_{ij}}{K/\sqrt{2\pi r}} = f_{ij}(\theta) \tag{8}$$

De esta manera hay que comparar el valor de tensiones adimensionalizado según la expresión (8) con los factores trigonométricos de la serie de Williams, donde el f_{33} de la serie de Williams se corresponde con el enfoque de t_{33}. Para el enfoque T_z se tiene el factor trigonométrico $f_{33,Tz}=T_{z,\theta=0}(f_{11}+f_{22})$. Bajo estas consideraciones las graficas correspondientes a dichos estados de tensiones se pueden observar en las figuras 9, 10, 11, 12 y 13.

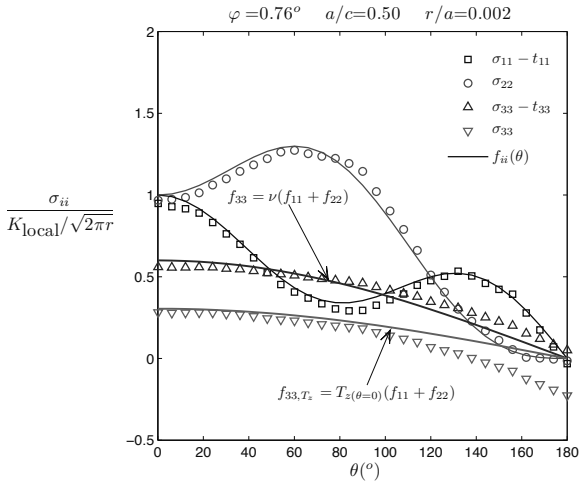


Figura 9. Tensiones adimensionalizadas en un camino circular cercano a la grieta, r/a=0,02 y φ=0,76º.

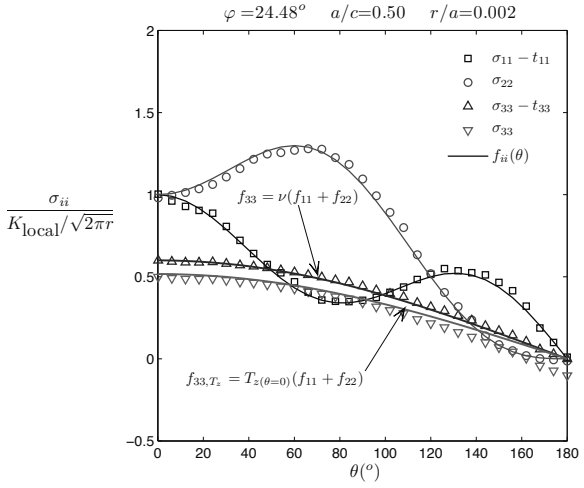


Figura 10. Tensiones adimensionalizadas en un camino circular cercano a la grieta, r/a=0,02 y φ=24,48º.

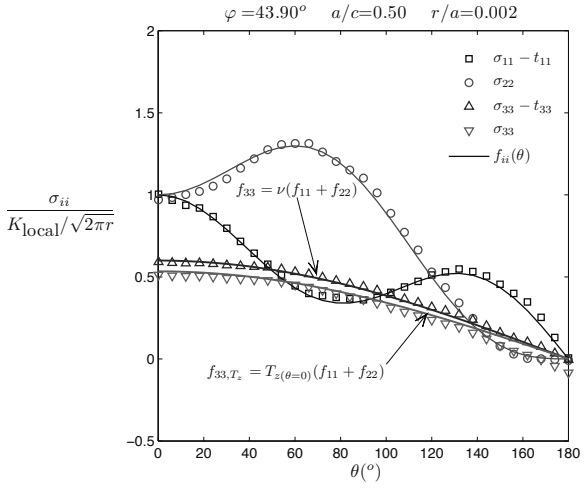


Figura 11. Tensiones adimensionalizadas en un camino circular cercano a la grieta, r/a=0,02 y φ=43,90º.

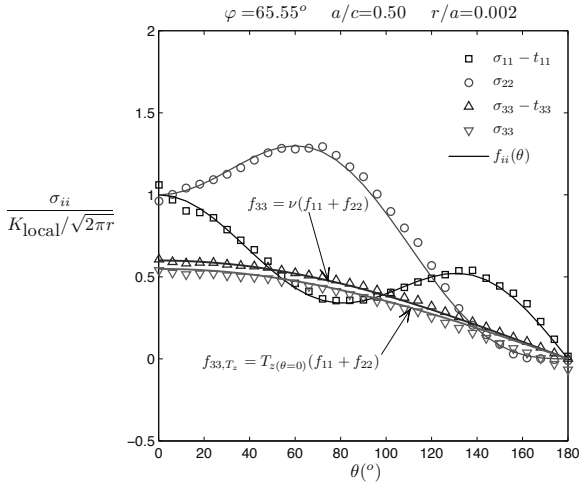


Figura 12. Tensiones adimensionalizadas en un camino circular cercano a la grieta, r/a=0,02 y φ=65,55º.

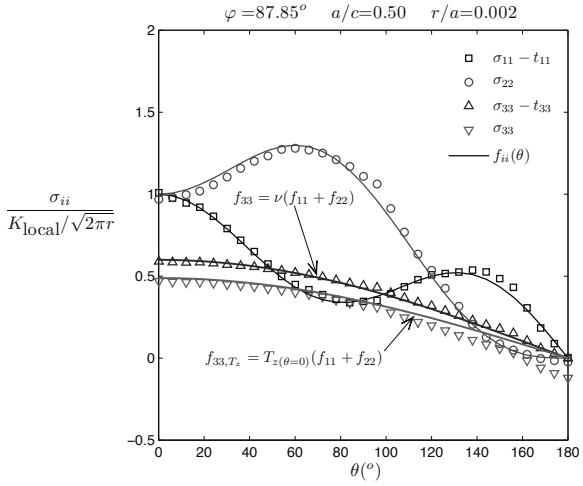


Figura 13. Tensiones adimensionalizadas en un camino circular cercano a la grieta, r/a=0,02 y φ=87,85º.

A la vista de las figuras 9, 10, 11, 12 y 13, se observa que los resultados obtenidos por elementos finitos con el enfoque propuesto tienen un comportamiento muy similar al de las funciones teóricas esperadas $f_{ii}(\theta)$. Para el caso de la componente en la dirección local 3 (objeto central de estudio en este trabajo), se observa que la formulación que incluye t_{33} es la que se ajusta mejor al comportamiento esperado y que permite dar una descripción correcta del estado de tensiones. Ello contrasta con el planteamiento basado en T_z que presenta estimaciones claramente erróneas para θ>90º.

7. CONCLUSIONES

Se ha realizado un análisis de la descripción de la constricción tangencial para una grieta de esquina de un cuarto de elipse. El estudio compara dos aproximaciones para realizar la descripción la constricción, uno que usa el factor empírico T_z y otro que se apoya en el término de segundo orden t_{33} de la

serie de Williams. Los resultados muestran que esta segunda aproximación es más precisa en un mayor rango de resultados, por tanto si algún factor empírico como T_z fuera necesario debería incluir también la influencia de t_{33}.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al MICINN (DPI2007-66995-C03-02 y DPI2010-20990), al FICYT (IB08-171) por la financiación recibida.

REFERENCIAS

[1] Lin X.B., Smith R.A. *Fatigue shape analysis of corner cracks at fastener holes.* Engng Fract Mech 1998;59(1):73–87.

[2] Kim J.H., Lee S.B., Hong S.G. *Fatigue crack growth behavior of Al7050–T7451 attachment lugs under flight spectrum variation.* Theor Appl Fract Mech 2003;40:135–44.

[3] Iyyer N., Sarkar S., Merrill R., Phan N. *Aircraft life management using crack initiation and crack growth models. P-3C aircraft experience.* Int J Fatigue 2007;29:1584–607.

[4] Nakamura T., Parks DM. *Three-dimensional stress field near the crack front of a thin elastic plate.* J Appl Mech 1988;55:805–13.

[5] Guo W. *Three dimensional analysis of plastic constraint for through-thickness cracked bodies.* Engng Fract Mech 1999;62:383–407.

[6] Kim Y., Zhu X.K., Chao Y.J. *Quantification of constraint on elastic–plastic 3D crack front by the J–A_2 three-term solution.* Engng Fract Mech 2001;68:895–914.

[7] Neimitz A., Galkiewicz J. *Fracture toughness of structural components: influence of constraint.* Int J Press Vessels Pipes 2006;83:42–54..

[8] Shen H., Guo W. *3D constraint effect on 3D fatigue crack propagation.* Int J Fatigue 2005;27:617–23.

[9] Williams M.L. *On the stress distribution at the base of a stationary crack*. J Appl Mech 1957;24:109–14.

[10] Nakamura T., Parks D.M. *Determination of elastic T-stress along three dimensional crack fronts using an interaction integral.* Int J Solids Struct 1992;29(13):1597–611.

[11] Meshii T., Tanaka T. *Experimental T_{33}-stress formulation of test specimen thickness effect on fracture toughness in the transition temperature region.* Engng Fract Mech 2010;77:867–77

[12] Giner E., Fernández-Zúñiga D., Fernández-Sáez J., Fernández-Canteli A. *On the J_{x1} -integral and the out-of-plane constraint in a 3D elastic cracked plate loaded in tension.* Int J Solids Struct 2010;47(78):934–46.

[13] Guo W. *Elasto-plastic three-dimensional crack border field—I. Singular structure of the field.* Engng Fract Mech 1993;46:93–104.

[14] Guo W. *Elasto-plastic three-dimensional crack border field—II. Asymptotic solution for the field.* Engng Fract Mech 1993;46:105–13.

[15] Guo W. *Elasto-plastic three-dimensional crack border field—III. Fracture parameters.* Engng Fract Mech 1995;51(1):51–71.

[16] She C., Guo W. *The out-of-plane constraint of mixed-mode cracks in thin elastic plates.* Int J Solids Struct 2007;44:3021–34.

[17] Zhang B., Guo W. *Three-dimensional stress state around quarter-elliptical corner cracks in elastic plates subjected to uniform tension loading.* Engng Fract Mech 2007;74:386–98.

[18] Zhao J., Guo W., She C. *The in-plane and out-of-plane stress constraint factors and K_T_T_z description of a semi-elliptical surface crack.* Int J Fatigue 2007;29:435–43

[19] Hartranft R.J., Sih G.C. *The use of eigenfunction expansion in the general solution of three-dimensional crack problems.* J Math Mech 1969;19(2):123–38.

[20] Sih G.C. A review of the three dimensional stress problem for a cracked plate. Int J Fract Mech 1971;71(1):39–61.

[21] Benthem J.P. State of stress at the vertex of quarter-infinite crack in a half-space. Int J Solids Struct 1977;13:479–92.

[22] Kwon S.W., Sun C.T. *Characteristics of three-dimensional stress fields in plates with a through-the-thickness crack.* Int J Fract 2000;104:291–315.

[23] Newman Jr J.C., Raju I.S. *Stress intensity factor equations for cracks in three-dimensional finite bodies.* ASTM STP 1983;791:238–65.

DINÁMICA Y ESTABILIDAD DE DEFECTOS EN GRAFENO A TEMPERATURA FINITA

M.P. Ariza, R. Serrano, J.P. Méndez

Escuela Técnica Superior de Ingeniería,
Universidad de Sevilla
Camino de los descubrimientos s/n, 41092, Sevilla
E-mail: mpariza@us.es

RESUMEN

En este trabajo evaluamos la estabilidad dinámica a temperatura finita de dislocaciones discretas en grafeno. Para determinar la estabilidad de los defectos, introducimos como condiciones iniciales en cálculos de dinámica molecular dislocaciones discretas correspondientes a grupos de cuadrupolos. En estos cálculos hemos utilizado el potencial AIREBO y el programa de dinámica molecular LAMMPS (Large-scale Atomic/Molecular Massively Parallel Simulator) desarrollado en Sandia National Laboratories. El estudio demuestra que las estructuras de los núcleos predichas a partir de la teoría discreta de dislocaciones son dinámicamente estables hasta temperaturas del orden de $2,500$K, aunque tienden a relajarse ligeramente en el curso de los cálculos de dinámica molecular. Por otro lado, hemos comprobado que la teoría de redes discretas predice correctamente las energías de defectos aunque los valores tienen una leve tendencia a ser más altos.

ABSTRACT

We present an assessment of the finite-temperature dynamical stability of discrete dislocations in graphene. In order to ascertain stability, we insert discrete dislocation quadrupole configurations into molecular dynamics calculations as initial conditions. In calculations we use Sandia National Laboratories Large-scale Atomic/Molecular Massively Parallel Simulator (LAMMPS) and the (AIREBO). The analysis shows that the core structures predicted by discrete dislocation theory are dynamically stable up to temperatures of $2,500$K, though they tend to relax somewhat in the course of molecular dynamics. In addition, we find that discrete dislocation theory accurately predicts energies, though it exhibits a slight overly-stiff bias.

ÁREAS TEMÁTICAS PROPUESTAS: Métodos y modelos analíticos y numéricos

PALABRAS CLAVE: Grafeno, Dislocaciones, Modelos discretos

1. INTRODUCCIÓN

El grafeno es un cristal bidimensional de átomos de carbono organizados en forma hexagonal [1, 2]. Sus propiedades, tanto mecánicas, como magnéticas y eléctricas, son excepcionales y han despertado un interés general por su estudio y el desarrollo de aplicaciones muy prometedoras en diversos campos [3, 4, 5], principalmente en el área de los componentes nanoelectrónicos. Sin embargo, dichas propiedades pueden verse modificadas por la estructura geométrica de la lámina y la presencia de defectos topológicos en el material [6, 7]. Por lo tanto, resulta necesario disponer de un modelo del comportamiento mecánico del grafeno y sus defectos [8]. Además, dado que el tamaño de los dispositivos eléctronicos se hace cada vez más pequeño, el estudio de la estabilidad térmica de la estructura atómica y la movilidad de los defectos en la red, adquiere mayor relevancia dado el acoplamiento térmico-eléctrico [9].

Los materiales con base de carbono, en general, y el grafeno, en particular, se han estudiado utilizando cálculos basados en primeros principios y una gran variedad de potenciales interatómicos [10, 11, 12, 13, 14, 15, 16, 17, 19]. Los potenciales más sencillos son lineales y se definen en términos de constantes de fuerza [14, 16, 10, 19]. Los potenciales interatómicos dependientes del orden de los enlaces más generales incluyen el potencial REBO (Reactive Empirical Bond-Order) desarrollado por Brenner en 1990 [15] para hidrocarburos. Éste fue modificado posteriormente [17] para incluir efectos de torsión, dispersión y repulsión entre átomos más alejados que los primeros vecinos, dando lugar a un nuevo potencial denominado AIREBO (Adaptive Intermolecular Reactive Empirical Bond-Order).

En relación con las constantes de fuerzas interatómicas, una cuestión debatida ampliamente ha sido ¿cuál es el número mínimo y necesario de interacciones a tener en cuenta en las nanoestructuras de carbono? En un trabajo previo [8] hemos estudiado y predicho adecuadamente las estructuras alrededor de los núcleos de dislocación en grafeno y sus energías, basándonos en un modelo de constantes de fuerzas con interacciones hasta segundos vecinos obtenido a partir del potencial lineal en diferencias de desplazamiento desarrollado por Aizawa *et al.* [16]. Más recientemente hemos obtenido un modelo de fuerzas interatómicas [18] para el grafeno que incluye interac-

ciones atómicas hasta vecinos cuartos, por linealización de los términos del potencial AIREBO [17] y hemos comprobado que la presencia de interacciones de mayor orden en el modelo de fuerzas interatómicas no modifica los resultados previos alcanzados, sobre todo teniendo en cuenta la dispersión en los resultados alcanzados por distintos autores en la determinación de las energías de los defectos a partir de distintos modelos de potenciales.

En este trabajo, presentamos un estudio de la estabilidad de la estructura de los defectos predichos por la teoría discreta de dislocaciones, incluyendo el campo de desplazamientos obtenido a partir del modelo discreto como condiciones iniciales de cálculos de dinámica molecular de relajación a distintas temperaturas utilizando el código LAMMPS (Large-scale Atomic/Molecular Massively Parallel Simulator) que tiene implementado el potencial AIREBO completo.

2. TEORÍA DISCRETA DE REDES Y COMPLEJO DE RED PARA EL GRAFENO

Con anterioridad a este trabajo, los autores hemos desarrollado una teoría general discreta de dislocaciones en redes cristalinas [20] y la hemos extendido al grafeno [8, 9]. Presentamos en este apartado los elementos básicos de dicha teoría y el complejo de red del grafeno.

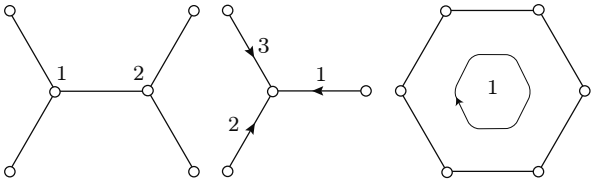


Figura 1: Celdas-0, 1 y 2 del grafeno agrupadas por tipo.

Siguiendo [20], consideramos la red de grafeno como una colección de celdas $\mathcal{C}$ de distintas dimensiones, dotadas con operadores diferenciales discretos y una integral discreta. En concreto, el complejo para el grafeno (figura 2) es bidimensional y consta de: átomos, o celdas-0, enlaces atómicos, o celdas-1, y celdas hexagonales, o celdas-2. Para facilitar la notación, llamamos $E_p(\mathcal{C})$ el conjunto de todas las celdas de dimensión $p = 0, 1, 2$ en el complejo de celdas $\mathcal{C}$ en el grafeno. Estas celdas proporcionan el soporte para la definición de funciones, o *formas*, de distintas dimensiones. De esta forma, a las funciones definidas sobre los átomos las llamamos una forma-0, a las funciones definidas sobre los enlaces atómicos las llamamos una forma-1 y las funciones definidas sobre las celdas hexagonales las llamamos una forma-2. Así, las formas proporcionan el instrumento para describir el comportamiento de la red del grafeno, tanto desplazamientos, como autodeformaciones y densidades de dislocación.

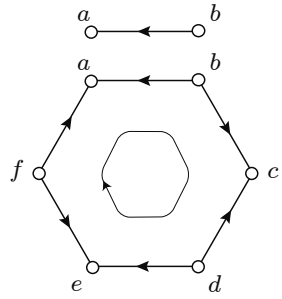


Figura 2: Diagrama para la definición de los operadores diferenciales discretos en grafeno.

Para definir los *operadores diferenciales discretos* de la red, es preciso empezar definiendo la orientación de todas las celdas, figura 2. Supongamos que ω es una forma-0 definida en los átomos de la red y e_{ab} es un enlace atómico definido entre los átomos a y b, véase 2. Además, supongamos que e_{ab} está orientado desde a hasta b. De esta forma, el diferencial $d\omega(e_{ab})$ de ω en e_{ab} es

$$d\omega(e_{ab}) = \omega(e_a) - \omega(e_b). \tag{1}$$

Supongamos tambien que ω es una forma-1 definida en los enlaces atómicos y sea e_{abcdef} una celda hexagonal con los enlaces atómicos e_{ab}, e_{bc}, e_{cd}, e_{de}, e_{ef} and e_{fa} a lo largo de su contorno, véase 2. Entonces, el diferencial $d\omega(e_{ab})$ de ω en e_{abcdef} es

$$\begin{aligned} d\omega(e_{abcdef}) = &-\omega(e_{ab}) + \omega(e_{bc}) \\ &+ -\omega(e_{cd}) + \omega(e_{de}) \\ &+ -\omega(e_{ef}) + \omega(e_{fa}) \end{aligned} \tag{2}$$

Por último, si ω es una forma-2 definida en las celdas hexagonales, entonces su diferencial es el vector

$$d\omega = \sum_{e_2 \in E_2(\mathcal{C})} \omega(e_2) \tag{3}$$

Por lo tanto, el operador diferencial extiende: formas-0, definidas en los átomos, a formas-1, definidas en los enlaces atómicos; formas-1, definidas en los enlaces atómicos, a formas-2, definidas en las celdas hexagonales; y formas-2, definidas en las celdas hexagonales, a vectores. Los operadores diferenciales discretos pueden entenderse como los equivalentes discretos del grad, rot y div del cálculo vectorial. En concreto, el diferencial de formas-0 es el equivalente discreto del operador grad, el diferencial de formas-1 es el equivalente discreto del operador rot y el diferencial de formas-2 es el equivalente discreto del operador div del cálculo vectorial. Puede comprobarse a partir de la definicón de los operadores discretos [21] que

$$d^2 = 0 \tag{4}$$

que representa el equivalente discreto de las identidades $\mathrm{rot} \circ \mathrm{grad} = 0$ y $\mathrm{div} \circ \mathrm{rot} = 0$.

Agrupando por tipos las celdas $\mathcal{C}$ de la red de grafeno, podemos ver que dentro de un mismo *tipo* las celdas son traslaciones unas de otras y tienen los mismos vecinos,

por lo tanto forman redes de Bravais simples [9]. Grafeno tiene dos tipos de átomos, tres tipos de enlaces atómicos y un tipo de celda hexagonal (figura 2). Consecuentemente es posible aplicar al estudio de las formas discretas que hemos descrito anteriormente la Transformada Discreta de Fourier (TDF) y sus propiedades, que incluyen la identidad de Parseval discreta y un teorema de convolución discreto (véase para más detalles [22, 20]).

Así, la transformada discreta de Fourier de una forma-p ω es

$$\hat{\omega}(\theta,\alpha) = \sum_{l\in\mathbb{Z}^2} \omega(l,\alpha)\mathrm{e}^{-i\theta\cdot l} \tag{5}$$

donde $l \in \mathbb{Z}^2$ son las coordenadas enteras de la red de Bravais y α puede tomar los valores 1 o 2 para formas-0, 1, 2 o 3 para formas-1 y 1 para formas-2. Igualmente, la TDF del diferencial $d\omega$ es

$$\widehat{d\omega}(\theta,\alpha) = \sum_{\beta=1}^{N_p} Q\binom{\theta}{\alpha\ \ \beta}\hat{\omega}(\theta,\beta) \tag{6}$$

donde los coeficientes $Q\binom{\theta}{\alpha\ \ \beta}$ representan la estructura diferencial de la red. Para la estructura diferencial del grafeno definida en (1) y (2) tenemos

$$Q_1(\theta) = \begin{pmatrix} 1 & -\mathrm{e}^{i\theta_2} \\ 1 & -1 \\ 1 & -\mathrm{e}^{-i\theta_3} \end{pmatrix} \tag{7a}$$

$$Q_2(\theta) = \left(\mathrm{e}^{i\theta_3} - 1, 1 - \mathrm{e}^{i\theta_1}, \mathrm{e}^{i\theta_1} - \mathrm{e}^{i\theta_3}\right) \tag{7b}$$

siendo

$$\theta_3 = \theta_2 - \theta_1, \tag{8}$$

que definen las representaciones en el dominio de Fourier de los diferenciales de formas-0 y formas-1, respectivamente.

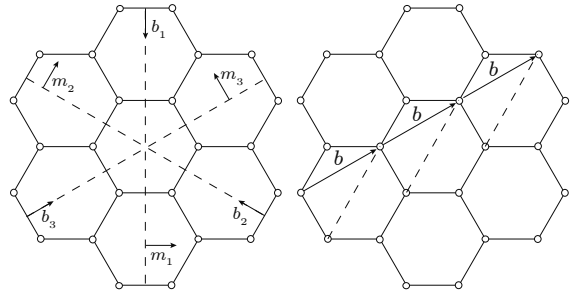
En el contexto de los operadores discretos y dada la invariancia de la energía de un cristal frente a traslaciones, la energía de una red perfecta puede escribirse en término del diferencial del campo de desplazamientos $d\boldsymbol{u}$ y unas constantes de fuerza entre enlaces atómicos $\boldsymbol{B}$, en lugar de la representación clásica en término del campo de desplazamientos $\boldsymbol{u}$ y unas constantes de fuerzas entre átomos $\boldsymbol{A}$. De esta forma tenemos

$$\begin{aligned} E(u) &= \frac{1}{2}\sum_{e_1\in E_1}\sum_{e_1'\in E_1} B_{ij}(e_1,e_1')du_i(e_1)du_j(e_1') \\ &\equiv \frac{1}{2}\langle \boldsymbol{B}d\boldsymbol{u}, d\boldsymbol{u}\rangle \end{aligned} \tag{9}$$

donde $B_{ij}(e_1,e_1')$ representa la energía de interacción dado un diferencial de desplazamiento unidad en la dirección de la coordenada j en el enlace e_1' y un diferencial de desplazamiento unidad en la dirección de la coordenada i en el enlace e_1. Dado que el operador diferencial es lineal, la energía (9) puede escribirse alternativamente como

$$\begin{aligned} E(u) &= \frac{1}{2}\sum_{e_0\in E_0}\sum_{e_0'\in E_0} A_{ij}(e_0,e_0')u_i(e_0)u_j(e_0') \\ &\equiv \frac{1}{2}\langle \boldsymbol{A}\boldsymbol{u}, \boldsymbol{u}\rangle \end{aligned} \tag{10}$$

donde $A_{ij}(e_0,e_0')$ representa la energía de interacción dado un desplazamiento unidad en la dirección de la coordenada j en el átomo e_0' y un desplazamiento unidad en la dirección de la coordenada i en el átomo e_0.



(a) (b)

Figura 3: (a) Deformaciones cortantes fundamentales que preservan la red de grafeno. (b) Planos de deslizamientos y vectores de Burgers que definen los posibles sistemas de deslizamiento en grafeno.

Además, por la invariancia ante traslaciones de la red, podemos escribir $\boldsymbol{B}d\boldsymbol{u}$ y $\boldsymbol{A}\boldsymbol{u}$ en forma de convolución y tras aplicar la indentidad de Parseval podemos obtener la representación de la TDF de la energía armónica como

$$E(u) = \frac{1}{(2\pi)^2}\int_{[-\pi,\pi]^2} \frac{1}{2}\langle \hat{\boldsymbol{\Psi}}(\theta)\widehat{d\boldsymbol{u}}(\theta), \widehat{d\boldsymbol{u}}^*(\theta)\rangle\, d^2\theta \tag{11a}$$

$$E(u) = \frac{1}{(2\pi)^2}\int_{[-\pi,\pi]^2} \frac{1}{2}\langle \hat{\boldsymbol{\Phi}}(\theta)\hat{\boldsymbol{u}}(\theta), \hat{\boldsymbol{u}}^*(\theta)\rangle\, d^2\theta \tag{11b}$$

Las representaciones anteriores indican que los campos de constantes de fuerzas entre enlaces atómicos, $\boldsymbol{\Psi}$, y entre átomos, $\boldsymbol{\Phi}$, están relacionados por

$$\hat{\Phi}_{ij} = Q_1^T\hat{\Psi}_{ij}Q_1^* \tag{12}$$

En este punto es fácil disponer de la energía de un cristal con dislocaciones sin más que incluir en la expresión (9) las autodeformaciones [23] correspondientes a deslizamientos en el cristal

$$E(u,\beta) = \frac{1}{2}\langle \boldsymbol{B}(d\boldsymbol{u} - \boldsymbol{\beta}), (d\boldsymbol{u}\boldsymbol{\beta})\rangle \tag{13}$$

donde $\boldsymbol{\beta}$ representa el campo de autodeformaciones definido en los enlaces atómicos. Minimizando la energía (13) con respecto a los desplazamientos podemos obtener la energía almacenada en el cristal

$$E(u) = \inf_{\beta} E(u,\beta) \tag{14}$$

y el campo de desplazamientos debidos a la presencia de dislocaciones en el cristal [8]. La energía del cristal es fuertemente no lineal, en concreto, la enegía reducida (14) tiene una forma cuadrática a tramos con energía cero para todas las deformaciones que mantienen la red invariante. En este trabajo, las deformaciones invariantes de red consideradas y los sistemas de deslizamientos activos para la red de grafeno se muestran en la figura (2). Cuando las deformaciones son compatibles con la red del cristal, i. e., si $\beta = dv$ para un campo de desplazamientos atómicos v, la energía del cristal (13) es cero. Por lo tanto, la energía en equilibrio, o *energía almacenada*, depende unicamente del grado de incompatibilidad de las autodeformaciones. La medida de esta incompatibilidad se obtiene a partir de la densidad de dislocaciones

$$\alpha = d\beta \tag{15}$$

que debe entenderse como el rotacional discreto de las autodeformaciones. A partir de la descomposición discreta de Helmholtz-Hodge puede deducirse que α puede obtenerse a partir de β y como consecuencia de ello, la energía almacenada en el cristal puede escribirse en función de la densidad discreta de dislocaciones (véase [20])

$$\begin{aligned} E(\alpha) &= \frac{1}{2}\sum_{l\in\mathbb{Z}^2}\sum_{l'\in\mathbb{Z}^2}\langle\Gamma(l-l')\alpha(l'),\alpha(l)\rangle \\ &\equiv \frac{1}{2}\langle\Gamma * \alpha,\alpha\rangle, \end{aligned} \tag{16}$$

donde la matriz $\Gamma(l)$ proporciona la energía de interacción para deslizamientos unitarios en la red hexagonal. Expresiones explícitas de la función Γ en término de las constantes de fuerza de la red pueden verse en Ariza y Ortiz [8].

3. ESTABILIDAD DINÁMICA DE DEFECTOS

A partir de la teoría presentada en el apartado anterior y con el modelo de fuerzas interatómicas de Aizawa *et al.* [16], hemos evaluado detalladamente las estructuras de los núcleos de dislocacioens discretas y sus energías para distintas configuraciones, dipolos y cuadrupolos. En la figura 3 puede verse el campo de autodeformaciones para un cuadrupolo, consiste en el deslizamiento de dos planos paralelos a los largo de un intervalo.

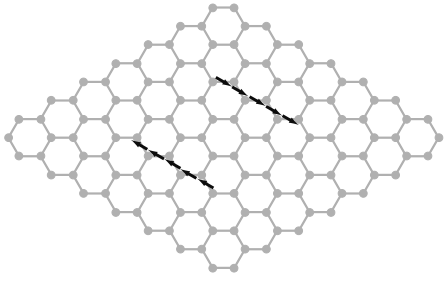


Figura 4: Campo de autodeformaciones para una configuración periódica cuadrupolar.

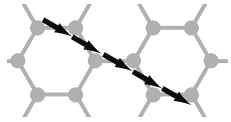
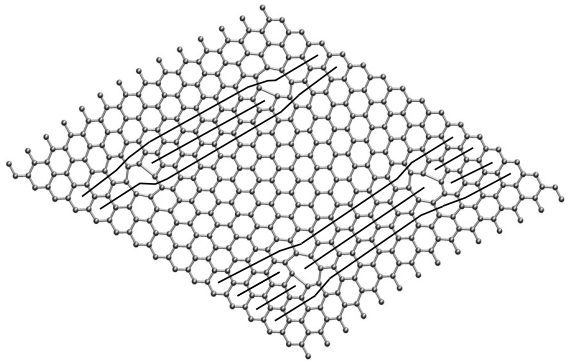
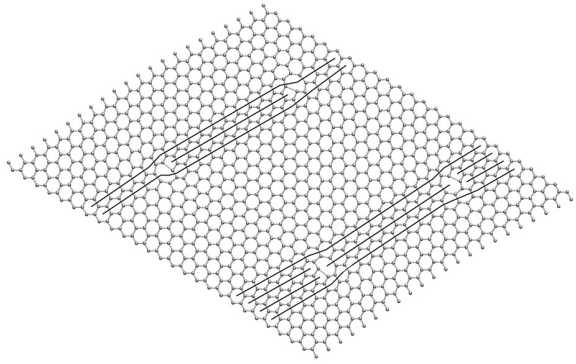


Figura 5: Detalle del campo de deslizamiento aplicado en las aristas de la red.

La configuración deformada predicha para una celda periódica por la teoría discreta de dislocaciones se muestra en la figura 6. Pueden verse las estructuras pentágono-hexágono (5-7) observadas previamente por Hashimoto *et al.* [24] y Jeong *et al.* [25], entre otros.



(a)



(b)

Figura 6: Solución de dislocaciones discretas para configuración cuadrupolar utilizando el potencial de Aizawa [16]. (a) celda periódica con 448 átomos, (b) celda periódica con 1144 átomos.

A continuación, hemos recurrido al código de dinámica molecular Sandia National Laboratories Large-scale Atomic/Molecular Massively Parallel Simulator (LAMMPS) que utiliza el potencial (AIREBO) [17]. El

tiempo característico de termalización que el sistema requiere para alcanzar el equilibrio, puede calcularse a partir de la ecuación bidimensional del calor como

$$t_c = \frac{3}{2} N \frac{k_B}{K_A} \tag{17}$$

siendo N el número de átomos, k_B la constante de Boltzmann y K_A la conductividad térmica bidimensional del grafeno (véase [9]).

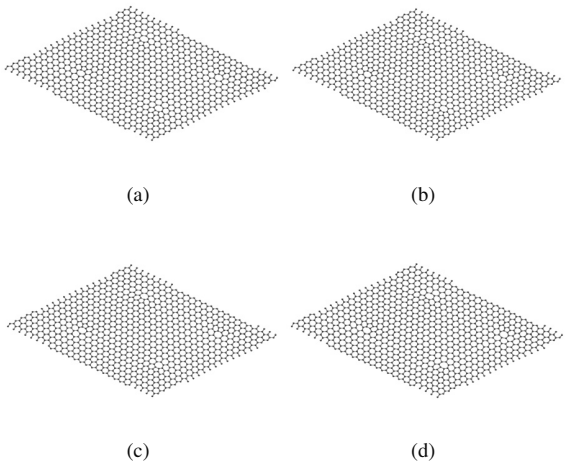


Figura 7: Configuración cuadrupolar. Cálculos de dinámica molecular utilizando LAMMPS y potencial AIREBO [17]. (a) 1,000K; (b) 1,500K; (c) 2,000K; (d) 2,500K.

Para una celda periódica con 1144 átomos contiendo un cuadrupolo de dislocaciones, las configuraciones atómicas tras relajarlas durante 1 ps para temperaturas de 1000, 1500, 2000 y 2500 K, pueden verse en la figura 7.

4. CONCLUSIONES

En este trabajo hemos evaluado la estabilidad dinámica a temperatura finita de dislocaciones discretas en grafeno. Esta evaluación ha consistido en incluir distintas configuraciones de dislocaciones discretas como condiciones iniciales en cálculos de dinámica molecular. En concreto, hemos utilizado el código desarrollado en Sandia National Laboratories llamado Large-scale Atomic/Molecular Massively Parallel Simulator (LAMMPS) y el potencial Adaptive Intermolecular Reactive Empirical Bond-Order (AIREBO) propuesto por Stuart *et al.* [17]. El estudio muestra que en efecto, las estructuras de los núcleos predichas a partir de la teoría discreta de dislocaciones son dinámicamente estables hasta temperaturas de $2,400$K, aunque tienden en cierto modo a relajarse ligeramente. Por otro lado, la teoría discreta de dislocaciones sobrestima las energías de los núcleos, aunque las diferencias no son considerables y en ningún caso mayores de las diferencias que se obtienen a partir de diferentes modelos de potenciales empíricos.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean expresar su agradecimiento por el apoyo recibido al Ministerio de Educación y Ciencia (DPI2009-14305-C02-01) y a la Consejería de Innovación, Ciencia y Empresa de la Junta de Andalucía (P09-TEP-4493).

REFERENCIAS

[1] Novoselov KS, Geim AK, Morozov SV, Jiang D, Zhang Y, Dubonos SV, Grigorieva IV, Firso A (2004) Electric field effect in atomically thin carbon films. Science 306:666

[2] Meyer JC, Geim AK, Katsnelson MI, Novoselov KS, J BT, S R (2007) The structure of suspended graphene sheets. Nature 446:60

[3] Schedin F, Geim AK, Morozov SV, Hill EW, Blake P, Katsnelson MI, Novoselov KS (2007) Detection of individual gas molecules adsorbed on graphene. Nature Materials 6(9):652–655

[4] Heersche HB, Jarillo-Herrero P, Oostinga JB, Vandersypen LMK, Morpurgo AF (2007) Bipolar supercurrent in graphene. Nature 446:56–59

[5] Castro Neto AH, Guinea F, Peres NMR, Novoselov KS, Geim AK (2009) The electronic properties of graphene. Rev Mod Phys 81(1):109

[6] Bi K, Chen Y, Chen M, Wang Y (2010) The influence of structure on the thermal conductivities of low-dimensional carbon materials. Solid State Communications 150:1321–1324

[7] Rutter JN G Mand Crain, Guisinger NP, Li PN Tand First, Stroscio JA (2007) Scattering and interference in epitaxial graphene. Science 317(5835):219–222

[8] Ariza MP, Ortiz M (2010) Discrete dislocations in graphene. Journal of the Mechanics and Physics of Solids 58(5):710–734

[9] Ariza MP, Serrano R, Ortiz M (2010) Long-term dynamic stability of discrete dislocations in graphene at finite temperature. International Journal of Fracture 166():–

[10] Wirtz L, Rubio A (2004) The phonon dispersion of graphite revisited. Solid State Communications 131(3-4):141–152

[11] Falkovsky LA (2008) Symmetry constraints on phonon dispersion in graphene. Physics Letters A 372(31):5189–5192

[12] Mounet N, Marzari N (2005) First-principles determination of the structural, vibrational and thermodynamic properties of diamond, graphite, and derivatives. Phys Rev B 71:205–214

[13] Grüneis A, Saito R, Kimura T, Cançado LG, Pimenta MA, Jorio A, Souza Filho AG, Dresselhaus G, Dresselhaus MS (2002) Determination of two-dimensional phonon dispersion relation of graphite by raman spectroscopy. Phys Rev B 65(15):155,405

[14] Tersoff J (1988) New empirical approach for the structure and energy of covalent systems. Phys Rev B 37(12):6991–7000

[15] Brenner DW (1990) Empirical potential for hydrocarbons for use in simulating the chemical vapor deposition of diamond films. Phys Rev B 42(15):9458–9471

[16] Aizawa T, Souda R, Otani S, Ishizawa Y, Oshima C (1990) Bond softening in monolayer graphite formed on transition-metal carbide surfaces. Phys Rev B 42(18):11,469–11,478

[17] Stuart SJ, Tutein AB, Harrison JA (2000) A reactive potential for hydrocarbons with intermolecular interactions. J Chem Phys 112(14):6472–6486

[18] Ariza MP, Ventura C, Ortiz M (2011) Modelo de fuerzas interatómicas para el grafeno a partir del potencial AIREBO. Revista internacional para cálculo y diseño en ingeniería (en prensa).

[19] Tewary VK, Yang B (2009) Parametric interatomic potential for graphene. Phys Rev B 79(7):075442

[20] Ariza MP, Ortiz M (2005) Discrete crystal elasticity and discrete dislocations in crystals. Archive for Rational Mechanics and Analysis 178:149–226

[21] Munkres, J. R., 1984. Elements of Algebraic Topology. Perseus Publishing.

[22] Babuska I, Vitasek E, Kroupa F (1960) Some applications of the discrete fourier transform to problems of crystal lattice deformation, parts i and ii. Czech J Phys B 10

[23] Mura T (1987) Micromechanics of defects in solids. Kluwer Academic Publishers, Boston

[24] Hashimoto, A., Suenaga, K., Gloter, A., Urita, K., Iijima, S., 2004. Direct evidence for atomic defects in graphene layers. Nature 430:870.

[25] Jeong, BW., Ihm, J., Lee, GD., 2008. Stability of dislocation defect with two pentagon-heptagon pairs in graphene. Phys Rev B 78(16), 165403.

ANÁLISIS MESOESTRUCTURAL DE LA FISURACIÓN EN PROCESOS EXPANSIVOS DEL HORMIGÓN

A. Campos[1], C.M. López[2], A. Aguado[1]

[1] Departamento de Ingeniería de la Construcción
[2] Departamento de Ingeniería del Terreno, Cartográfica y Geofísica
ETSECCPB, Universitat Politècnica de Catalunya, 08034 Barcelona. España
E-mail: andre.campos@upc.edu, carlos.maria.lopez@upc.edu, antonio.aguado@upc.edu

RESUMEN

Los procesos reactivos, tales como la reacción álcali-árido, las reacciones de oxidación de sulfuros, el ataque sulfático externo e interno, etc., provocan en general cambios de volumen diferencial en la estructura interna del material, lo cual puede dar lugar a una considerable degradación de sus propiedades mecánicas. Esta problemática puede abordarse convenientemente mediante un modelo mesomecánico como el empleado en este trabajo, en el cual se representa explícitamente la estructura interna de primer nivel (meso-estructura). Dando continuidad a estudios iniciales presentados en un artículo del anterior Congreso del Grupo Español de Fractura del año 2010, en este trabajo se presentan simulaciones numéricas de un hormigón sometido a dos tipos diferentes de acciones expansivas internas. Se muestran resultados de la evolución de los parámetros mecánicos, módulo de elasticidad y resistencia a tracción, en función de distintos niveles de expansión, que se correlacionan también con aspectos de la fisuración y de la energía disipada.

ABSTRACT

Reactive processes, such as the alkali-aggregate reaction, sulphides oxidation reaction, internal and external sulphate attack, among others, may cause volume changes in the internal structure of the material leading to degradation of the mechanical proprieties. This problem can be analyzed using a meso-mechanical model that takes into account the explicit representation of the first level internal structure (meso-structure). Giving continuity to initial studies reported in an article of the last Congress of the Fracture Spanish Group 2010, this paper presents results of numerical simulations of the concrete subjected to two expansive internal actions. Curves relating the degradation of the elastic modulus and tensile strength with the degree of expansion were obtained and correlated with cracking patterns and energy dissipation.

PALABRAS CLAVE: Análisis mesomecánico, Elemento junta, Expansiones internas.

1. INTRODUCCIÓN

La existencia de procesos expansivos en el hormigón, inducidos por reacciones químicas tales como la reacción álcali-árido (RAA), reacciones de oxidación de sulfuros, el ataque sulfático externo (ASE) o interno (ASI), entre otros, en general provocan cambios de volumen diferencial en la estructura interna del material. Esto da lugar a un estado de tensiones internas que puede ser causa de microfisuración, degradación de las propiedades mecánicas macroscópicas, e incluso en estados avanzados del proceso puede provocar un grado de fisuración importante. Entre los procesos que causan expansión por formación de etringita secundaria o tardía, están el ASE en que los iones sulfato provienen de una fuente externa y el ASI donde la fuente de sulfatos se encuentra en el interior de la masa de hormigón.

Una forma de ASI es causada por un elevado contenido de sulfatos en el cemento y la acción de una alta temperatura que puede provenir de una fuente externa (como sucede durante un curado en caliente), o una fuente interna (calor de hidratación en un hormigón masivo). La etringita primaria ("early ettringite formation") no es estable a altas temperaturas, y durante el curado en caliente se descompone en monosulfato y yeso, pero se recompone y con efectos expansivos al bajar la temperatura en el hormigón endurecido, dando lugar a la denominada en este caso formación tardía de etringita ("delayed ettringite formation", DEF), [1,2]. De este tipo de ASI, se dispone de un mayor número de resultados experimentales, y en particular en [3] se han

determinado propiedades mecánicas como el módulo de Young, la resistencia a tracción y la energía de fractura para diferentes niveles de expansión.

Otro tipo de ASI se desarrolla en hormigones fabricados con áridos que tienen contenidos de sulfuros de hierro (en forma de pirita o pirrotina) que al oxidarse (reacción primaria) causan una primera expansión y generan sulfatos que reaccionan con los aluminatos del cemento (reacción secundaria), dando lugar a la formación de etringita asociada a una segunda expansión, de mayor magnitud que la primera. Este tipo de reacción expansiva se ha detectado, por ejemplo, en algunas presas de España como Graus, Tavàscan, Rumedo y Paso Nuevo, cuya problemática viene estudiándose desde hace años dentro del grupo de trabajo de la UPC [4-5]. Una dificultad que presenta este análisis es la escasa disponibilidad de resultados experimentales debido a la lentitud de este tipo de efecto expansivo. En particular, de la evolución de los parámetros mecánicos en función del nivel de expansión.

En este trabajo se presentan simulaciones numéricas mesomecánicas de un hormigón sometido a acciones expansivas internas. En primer lugar se muestran resultados de una expansión diferencial actuando en el mortero (como ocurre en el DEF), que se comparan con los datos obtenidos experimentalmente en [3]. A continuación, se analiza el efecto de unas expansiones internas representativas del comportamiento tipo ASI originado por áridos con contenidos de sulfuros de hierro (ASI^{oxi}). También se muestran, en ambos casos, aspectos de la fisuración y de la energía de fractura disipada, que se correlacionan con el grado de expansión y la evolución de los parámetros mecánicos.

2. MODELIZACIÓN MESOESTRUCTURAL

El comportamiento del hormigón está claramente influenciado por la geometría y las propiedades mecánicas de los componentes de la estructura interna heterogénea del material. Por ello, una manera más adecuada de profundizar el estudio de este tipo de materiales consiste en representar explícitamente la geometría de su mesoestructura, introducir leyes de comportamiento de sus componentes básicos, e intentar reproducir el comportamiento "macro" del material como resultado del análisis mecánico a nivel "meso". Durante los últimos 15 años, dentro del grupo de investigación del Departamento de Ingeniería del Terreno de la ETSECCPB-UPC, se ha venido desarrollando una metodología (inicialmente en 2D y luego extendida a 3D) basada en el método de los elementos finitos, para el análisis mesomecánico de materiales heterogéneos como el hormigón, utilizando elementos junta de espesor nulo. El modelo consiste, básicamente, en representar una muestra de hormigón en la cual un arreglo de piezas irregulares correspondientes a los áridos de mayor tamaño, están rodeadas por una matriz de mortero, representativa de la pasta de cemento, arena y áridos gruesos de menor tamaño. La distribución y forma de los áridos de mayor tamaño (aproximadamente el tercio mayor de la granulometría), se genera de forma aleatoria mediante un procedimiento basado en la teoría de Voronoi-Delaunay. La posibilidad de fisuración se introduce insertando elementos junta sin espesor según los siguientes dos grupos: 1) a lo largo de todos los contactos árido-mortero (interfase) y 2) entre algunos contactos de elementos de mortero, con el objeto de representar diferentes direcciones potenciales de fisuración que se conectan con las juntas del grupo anterior sin determinar a priori la trayectoria de fisuración. Los áridos gruesos y el mortero se discretizan mediante elementos finitos triangulares con comportamiento elástico lineal. Para el comportamiento de los elementos junta se utiliza una ley constitutiva no lineal basada en la teoría de la elasto plasticidad y en conceptos de la mecánica de fractura, formulada en términos de la componente normal y tangencial de las tensiones en el plano medio de la junta y los desplazamientos relativos correspondientes. Un desarrollo más detallado, tanto de la ley de junta como de los resultados del modelo mesomecánico, se puede consultar entre otros en [5-8].

3. RESULTADOS

Se analiza una muestra de 10x10 cm, con un arreglo de 6x6 áridos de 20 mm de tamaño máximo y que representan un 27% en volumen. Los parámetros del hormigón para los elementos de medio continuo son: $E=60000\ MPa$ (áridos), $E=27000\ MPa$ (mortero) y $\upsilon=0.2$ (ambos); para las juntas se han adoptado parámetros resistentes de mayor valor en las juntas de mortero-mortero que en las de interfase. Los principales parámetros se han adoptado de modo de ajustar adecuadamente las propiedades del hormigón sin expansión ensayado en [3]. El cálculo, en condiciones de tensión plana, se realizó aplicando primero de forma progresiva unas deformaciones impuestas hasta un determinado nivel de expansión, y luego una tracción uniaxial en control de desplazamientos. Para cada ensayo numérico correspondiente a un nivel de expansión seguido de una tracción uniaxial, se ha obtenido su curva completa tensión-desplazamiento, y en particular el módulo de Young y la resistencia a tracción (valor de pico). Los primeros resultados de estos estudios han sido presentados en un artículo del anterior Congreso del Grupo Español de Fractura del año 2010 [9].

3.1 Expansión en la matriz

Este caso es representativo de la expansión tipo DEF por curado en caliente. Se han impuesto deformaciones sólo en la fase de la matriz, con una distribución no uniforme mediante una variación aleatoria (para tener en cuenta que la matriz representada incluye los áridos de menor tamaño). En las figuras 1 y 2 se muestran los resultados numéricos de la variación del módulo de

Young y la resistencia a tracción, incluyendo también los resultados experimentales [3]. Si bien los ensayos experimentales y los numéricos se han realizado de distinta forma, los resultados son comparables (en los experimentos la resistencia a tracción se obtuvo mediante el ensayo brasileño y el módulo de Young a partir de una viga de tres puntos). Como se puede apreciar en ambas figuras, los resultados del modelo concuerdan en un alto grado con los experimentales. Se puede observar que en los resultados numéricos la reducción del módulo de Young presenta una caída brusca en los primeros niveles de expansión, seguida de una evolución más atenuada, aspecto que no puede constatarse en los experimentos dada la ausencia de datos en ese rango de expansiones.

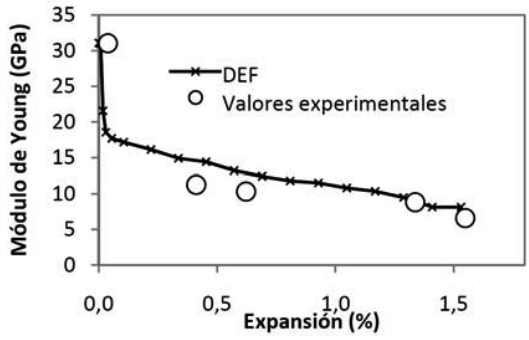


Figura 1. Variación del módulo de Young con la expansión tipo DEF.

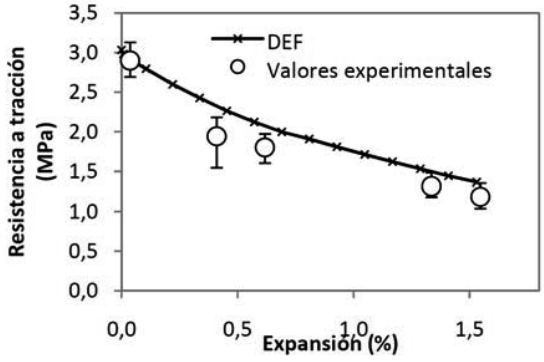


Figura 2. Variación de la resistencia a tracción con la expansión tipo DEF.

3.2 Expansión en los áridos

Este segundo caso es representativo de una expansión tipo ASI originada por la presencia de sulfuros contenidos en los áridos. Dado que este tipo de expansión tiene como causa unas reacciones entre componentes de los áridos y de la pasta, los productos de reacción se depositan principalmente en la interfase árido-mortero [10,11], de modo que la acción expansiva se ha aplicado mediante deformaciones impuestas en los áridos. Como la matriz discretizada también contiene los áridos de menor tamaño, se han aplicado en esta fase unas deformaciones impuestas de valor igual a 1/3 de la deformación del árido. En las figuras 3 y 4 se muestran los resultados numéricos de la variación del módulo de Young y de la resistencia a tracción. Como se puede apreciar en ambas figuras, los resultados para ASI^{oxi} son similares al caso tipo DEF. Se puede observar que la reducción del modulo presenta también una caída brusca en los primeros niveles de expansión (aunque no tanto como en el tipo DEF), seguida de una evolución más atenuada.

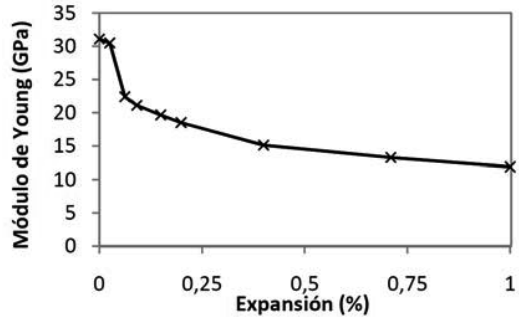


Figura 3. Variación del módulo de Young con la expansión tipo ASI^{oxi}.

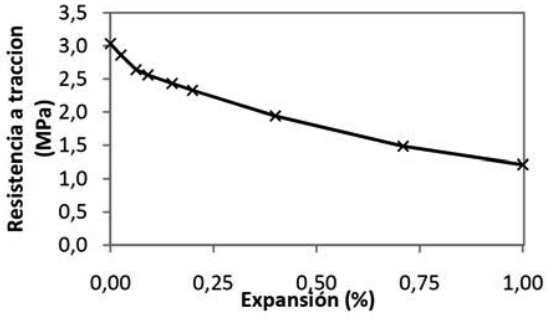


Figura 4. Variación de la resistencia a tracción con la expansión tipo ASI^{oxi}.

3.3 Comparación de los efectos en ambos casos

La figura 5 muestra el estado de fisuración de la malla para 1% de expansión, a la izquierda para el caso tipo DEF y a la derecha para el tipo ASI^{oxi}, en términos de la energía disipada en el proceso de fractura, representada por el espesor de línea en cada punto de las juntas, en color rojo si la fisura esta activa y en azul si se encuentra en descarga elástica. Se puede observar que en el caso tipo DEF la degradación se localiza principalmente en las juntas de interfase y en mucha menor medida en la matriz. Por su parte, en el caso ASI^{oxi}, además del daño en las juntas de interfase, la matriz también está muy degradada (resultado que concuerda con lo observado experimentalmente en [11]). Este último estado de expansión genera compresión en los áridos y unas tensiones de tracción en la matriz de dirección circunferencial alrededor de cada árido, por ello las interfases se fisuran en

compresión/corte y aparece un importante deterioro en la matriz.

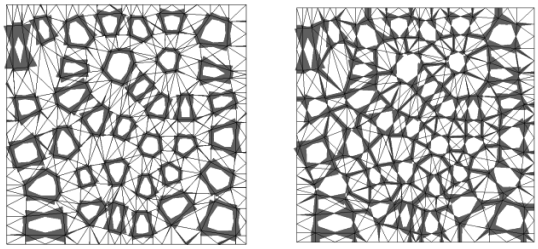


Figura 5. Estado de fisuración al 1,00% de expansión: tipo DEF (izq) y tipo ASI^{oxi} (der).

Las figuras 6 y 7 muestran las curvas tensión-desplazamiento en tracción uniaxial para distintos niveles de expansión tipo DEF y ASI^{oxi}, respectivamente. Se puede apreciar que con el aumento de la expansión disminuyen progresivamente el módulo de Young y el valor máximo de tensión, si bien no se aprecian diferencias significativas en las ramas de reblandecimiento, bastante similares en todas las curvas. Esto último es indicativo de un similar gasto de energía en el proceso de fractura en cada uno de los casos

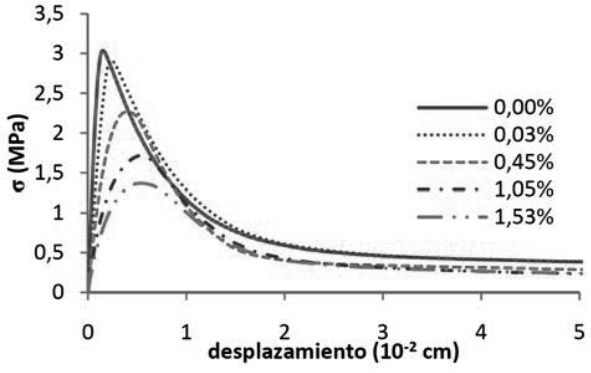


Figura 6. Curvas tensión-desplazamiento en tracción pura para diferentes niveles de expansión tipo DEF.

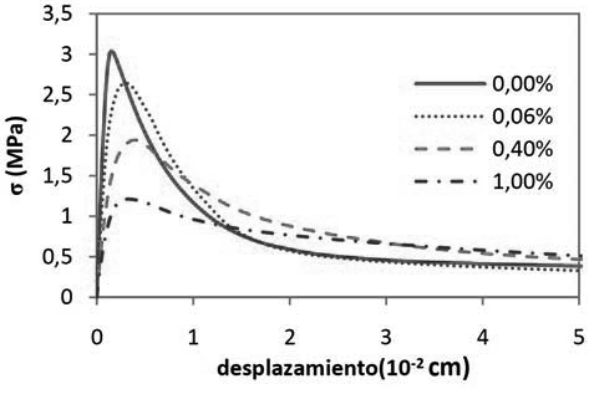


Figura 7. Curvas tensión-desplazamiento en tracción pura para diferentes niveles de expansión tipo ASI^{oxi}.

En las figuras 8 y 9 se presentan el estado de fisuración (arriba) y la malla deformada (abajo) en la situación final del ensayo de tracción, para los casos sin expansión, con 0,45 (0,4) y 1,05 (1,0) % de expansión del tipo DEF (fig. 8) y ASI^{OXI} (fig. 9). En el caso tipo DEF, para todos los niveles de expansión se ha obtenido una localización similar al caso sin expansión (superpuesta con la degradación en las interfases que entran en descarga con la localización), como se puede apreciar en la figuras 8 superior: central y derecha. Estos resultados de las curvas de reblandecimiento y la localización guardan una concordancia cualitativa con los experimentos de [3], que han registrado similares valores de la energía de fractura con la variación de expansión.

En cambio, en el caso de expansión tipo ASI^{oxi}, una clara localización sólo se presenta para un rango bajo de expansiones, mientras que para niveles más altos la fisuración presenta un aspecto más distribuido (transición de falla localizada a distribuida con el aumento del nivel de expansión), como se puede ver en la figura 9. El efecto de localización se puede apreciar más claramente en los gráficos de la malla deformada (figuras 8 y 9 inferior).

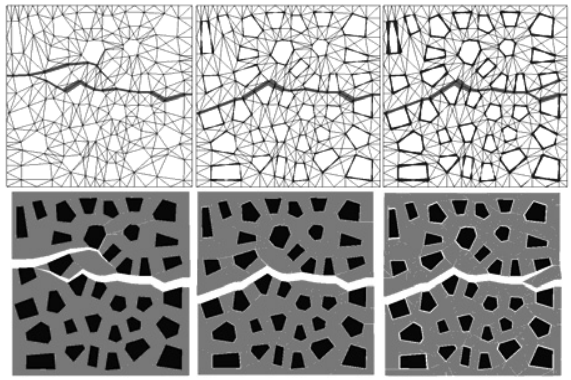


Figura 8. Estado de fisuración (arriba) y malla deformada (abajo) para el estado final del ensayo de tracción pura en los casos con 0%, 0,45% y 1,05% de expansión tipo DEF, de izq. a der.

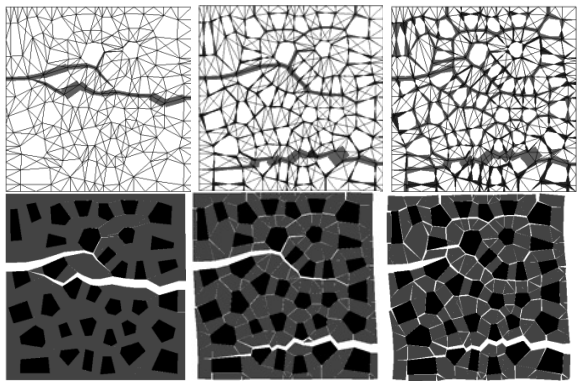


Figura 9. Estado de fisuración (arriba) y malla deformada (abajo) para el estado final del ensayo de tracción pura en los casos con 0%, 0,40% y 1,00% de expansión tipo ASI^{oxi}, de izq. a der.

Desde el punto de vista de los resultados del modelo, resulta interesante correlacionar los niveles de expansión y la evolución de los parámetros mecánicos, con aspectos relativos a la fisuración. Los resultados numéricos obtenidos parecen indicar que la evolución del módulo de Young depende sobre todo de la extensión de la degradación, mientras que la reducción de resistencia se ve afectada por la intensidad del deterioro [9]. A fin de evaluar estos factores, para cada nivel de expansión se ha calculado la longitud total de fisuración, obtenida como la suma de la longitud de todas las juntas abiertas en la malla, y el total de energía disipada, resultado de integrar la energía a lo largo de las juntas abiertas (expresada en: energía disipada [N/mm] x longitud [mm]). En las figuras 10 y 11 se presenta la relación entre la expansión y la longitud de fisuración, para cada uno de los casos analizados. Se observa en ambos casos, que al principio para valores bajos de expansión, hay un rápido crecimiento de fisuras activadas, hasta un punto de inflexión a partir del cual la tendencia se suaviza. Cabe resaltar que la tendencia de variación de la longitud de fisuración con la expansión, resulta similar a la variación del módulo de Young con la expansión (figuras 1 y 3).

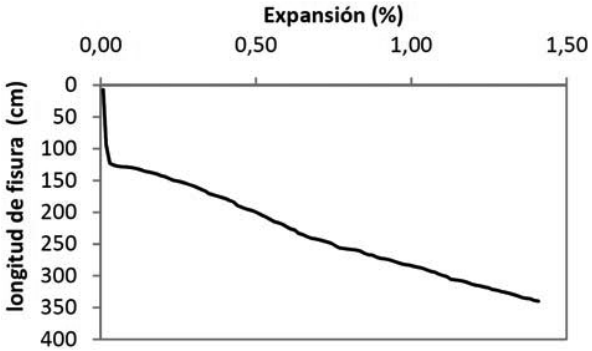


Figura 10. Variación de la longitud de fisura con la expansión para el caso tipo DEF.

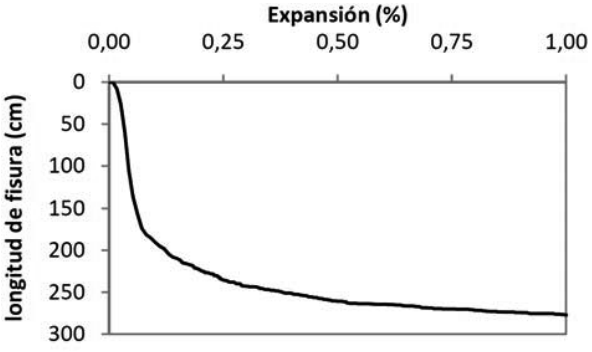


Figura 11. Variación de la longitud de fisura con la expansión para el caso tipo ASI^{OXI}.

En las figuras 12 y 13 se presenta ahora la relación entre la expansión y la energía de fractura disipada total. En estos gráficos se aprecia que hay una relación aproximadamente proporcional entre energía disipada y expansión, cuya tendencia se correlaciona con la variación de la resistencia a tracción mostrada en las figuras 2 y 4.

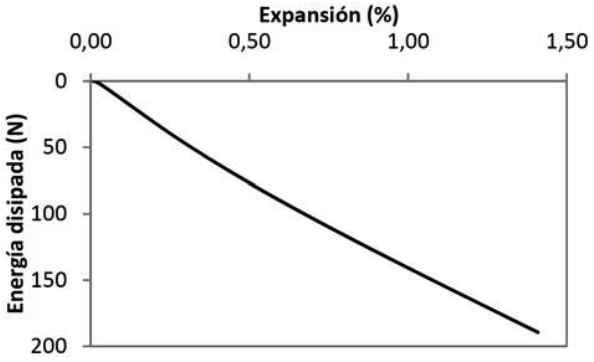


Figura 12. Variación de la energía disipada con la expansión para el caso tipo DEF.

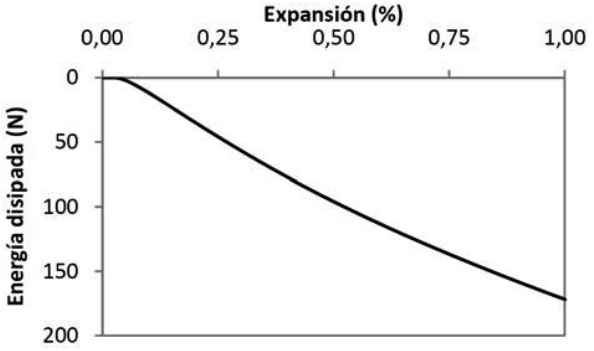


Figura 13. Variación de la energía disipada con la expansión para el caso tipo ASI^{OXI}.

La correlación del módulo de Young con la longitud total de fisuración permite apreciar que para los dos tipos de expansión estudiados hay una relación directa, como lo refleja la figura 14.

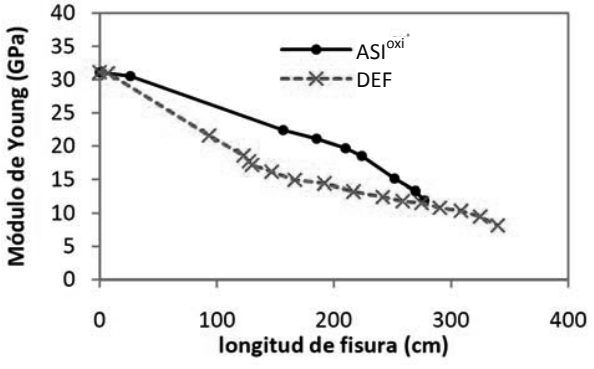


Figura 14. Variación del módulo de Young con la longitud de fisura.

Por su parte, la resistencia a tracción, más que por la extensión de la fisuración, parece claramente estar influenciada por la intensidad del deterioro, como puede

apreciarse en su variación en términos de la energía total disipada mostrada en la figura 15.

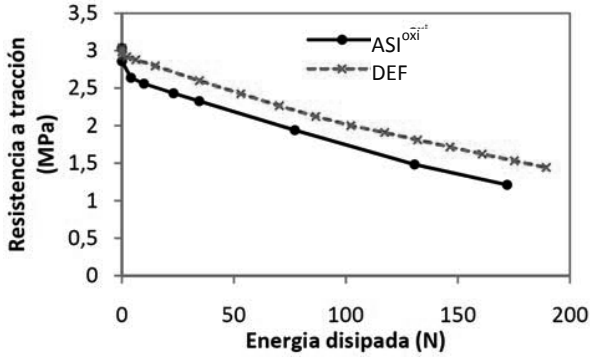


Figura 15. Variación de la resistencia a tracción con la energía disipada.

4. CONSIDERACIONES FINALES

En este artículo se ha empleado un modelo numérico mesoestructural con elementos junta sin espesor, que permite considerar las características geométricas y mecánicas específicas de las principales fases componentes de la estructura interna del material, y también el cambio de volumen diferencial de cada una de ellas según el tipo de expansión que se quiera simular. Este aspecto ha resultado crucial para estudiar la evolución de la fisuración de una muestra de hormigón y la consecuente degradación de sus propiedades mecánicas bajo acciones expansivas internas.

Los resultados numéricos obtenidos en el primer estudio para la expansión tipo DEF concuerdan en alto grado con resultados registrados de forma experimental, y en el segundo caso, han permitido estimar la degradación de las propiedades mecánicas bajo una acción expansiva del tipo ASI por oxidación de sulfuros de hierro en los áridos.

Un aporte interesante de la modelización es que ha permitido relacionar el nivel de expansión y la evolución de los parámetros mecánicos analizados, con el grado de deterioro y fisuración de la muestra, definido en términos de la longitud total de fisuración en las juntas que se ha visto que incide de forma determinante en la degradación del módulo de Young, y la energía disipada a lo largo de las juntas activadas que influye de manera directa sobre la disminución de la resistencia a tracción.

Los resultados obtenidos permiten apreciar la potencialidad del modelo mesoestructural para el análisis de diferentes procesos expansivos en el hormigón. Los trabajos futuros se orientan a la aplicación de las expansiones tipo ASI^{oxi} a una mesoestructura representativa de un hormigón de presa.

AGRADECIMIENTOS

Este trabajo se ha desarrollado en el marco de los convenios entre UPC y las empresas Endesa Generación S.A. e Iberdrola S.A (Proyecto Horex). El primer autor agradece la beca FPU (MEC). El segundo autor agradece la ayuda recibida a través del proyecto BIA2009-10491 (MICINN).

REFERENCIAS

[1] Brunetaud, X., Divet, L., Damidot, D., "Impact of unrestrained delayed ettringite formation-induced expansion on concrete mechanical proprieties", *Cement and Concrete Research,* 38, pag. 1343-1348, 2008.

[2] Glasser, F. P., "The stability of ettringite", *Int. RILEM TC 186-ISA Workshop on Internal Sulfate Attack and Delayed Ettringite Formation,* Villars, pag. 43-64, 2002.

[3] Rocco, C., Giandrasso, F., Bergol, L., Di Pace, G., Planas, J., "Fracture properties of concrete exposure to delayed ettringite formation", *Proc. of the 5th Int. Conf. on frac. Mech. of Con. and Con. Struc.,* Vail, pag. 623-630, 2004.

[4] Aguado, A., Agulló, L., Casanova, I., López, C. M., "Estudio de fenómenos expansivos en presas de hormigón. De la micro a la macro estructura." *CEGP*. *Premio Torán*, 103 p, 1998.

[5] López, C. M., "Análisis microestructural de la fractura del hormigón utilizando elementos finitos tipo junta. Aplicación a diferentes hormigones", *Tesis Doctoral, ETSECCPB, UPC*, Barcelona, 1999.

[6] Carol, I., Prat, P. C., López, C.M. "A normal/shear cracking model. Application to discrete crack analysis", *J. Engng. Mech. ASCE*, 123, pag. 765–773, 1997.

[7] López, C. M., "Meso-structural study of concrete fracture using interface element. I: numerical model and tensile behavior". *Mat. and Struc.,* 41, nº3, pag. 583-599, 2008.

[8] Caballero, A., López, C.M., Carol, I., "3D meso-structural analysis of concrete specimens under uniaxial tensión". *Comput. Methods Appl. Mech. Engrg.,* 195, pag. 7182-7195, 2006.

[9] Campos, A., López, C.M., Aguado, A., "Análisis meso-mecánico del hormigón bajo la acción de procesos expansivos internos". *XXVII encuentro del Grupo Español de Fractura/12ª. Jornadas de Fractura de SPM. Porto*. 283-288, 2010.

[10] Tagnit-Hamou, A., Saric-Coric, M., Rivard, P., "Internal deterioration of concrete by oxidation of pyrrhotitic aggregates", *Cement and Concrete Research,* 35, pag. 99-107, 2005.

[11] Gomides M. J., " Investigação de agregados contendo sulfetos e seus efeitos sobre a durabilidade do concreto", *Tesis Doctoral, UFRGS*, Porto Alegre, 2009.

CARACTERIZACIÓN DEL INICIO Y CRECIMIENTO DE GRIETAS DE INTERFAZ ENTRE FIBRA Y MATRIZ BAJO CARGAS TRANSVERSALES BIAXIALES USANDO EL MODELO DE INTERFAZ ELÁSTICA LINEAL-FRÁGIL

L. Távara, V. Mantič, E. Graciani, A. Blázquez, F. París

Grupo de Elasticidad y Resistencia de Materiales,
Escuela Técnica Superior de Ingenieros, Universidad de Sevilla,
Camino de los Descubrimientos s/n, 41092 Sevilla, España.
E-mail: ltavara@esi.us.es, mantic@esi.us.es, graciani@esi.us.es, abg@esi.us.es, paris@esi.us.es

RESUMEN

En el presente trabajo se estudia el inicio y crecimiento de una grieta de interfaz entre fibra y matriz bajo cargas transversales biaxiales de tracción - tracción y tracción - compresión. Se considera un problema simplificado en relación a una lámina unidireccional real, con una fibra inmersa en una matriz cuyas dimensiones externas son mucho más grandes que el radio de la fibra. El objetivo es predecir por un lado las cargas de fallo (cargas críticas) que originan el despegue en la interfaz para distintas combinaciones de cargas biaxiales, y por otro lado los ángulos de crecimiento inestable del despegue correspondientes a estas cargas críticas. Para la resolución de este problema se aplica un modelo de interfaz débil que permite el crecimiento de una grieta en un modo mixto de fractura. En este modelo se considera una (posiblemente ficticia) interfase, una capa fina de material entre dos materiales adyacentes, representada mediante una distribución continua de muelles, de rigidez adecuada. La rotura de estos muelles que trabajan con tensiones normales y tangenciales está controlada por una ley de comportamiento elástica lineal - frágil que se propone en este trabajo.

ABSTRACT

In the present numerical study the crack onset and propagation along fibre-matrix interface under transverse loads (tension-tension or tension-compression) is characterized. A simplified problem of a unidirectional lamina is considered, with a fibre embedded in a large matrix with dimensions much larger than the fibre radius. The aim is to predict the failure loads (critical loads) originating a debond atthe interface for different biaxial combinations and also the debond angle of unstable growth corresponding to these critical loads. The weak interface model used allows a crack growth in a fracture mixed mode. In this model it is assumed that an interphase (possibly fictitious), a thin layer between two adjacent materials, exits. This interphase is represented by a continuum distribution of springs with adequate stiffness. The failure of these springs, that support normal and tangential stresses, is controlled by a linear elastic-brittle constitutive law.

PALABRAS CLAVE: Materiales compuestos, Fallo de la matriz, Fractura en modo mixto, Grietas de interfaz

1. INTRODUCCIÓN

Uno de los mecanismo de rotura más comunes en láminas unidireccionales de materiales compuestos, ante la aplicación de cargas en la dirección perpendicular a las fibras, es el denominado fallo de la matriz o fallo entre fibras. Este mecanismo se caracteriza por la aparición de despegues en las interfaces entre las fibras y la matriz cuando está dominado por cargas de tracción. La conexión entre los despegues iniciales en las interfaces y la macro grieta final pasa por el crecimiento de estos despegues, convertidos en grietas de interfaz, a lo largo de las propias interfaces, su desvío posterior para internarse en la matriz, y la coalescencia final de las grietas provenientes de distintas interfaces [1, 2, 3].

El problema de una inclusión circular (2D) o cilíndrica (3D) inmersa en una matriz elástica con un despegue parcial en su interfaz (modelado como grieta de interfaz) sometida a una carga uniaxial en el infinito ha sido estudiada profundamente en el pasado, una revisión de los trabajos más importantes se puede encontrar en [3]. Para el estudio de este problema se usaron diferentes modelos basados en la Mecánica de la Fractura Elástica Lineal (MFEL) [4], así como Modelos Cohesivos de Fractura (MCF) [5], mas recientemente también se ha usado el modelo basado en la Mecánica de la Fractura Finita [6] y el Modelo de interfaz elástica lineal-frágil (también conocido como interfaz débil) desarrollado por los autores de este trabajo. En el presente trabajo se extiende el modelo de interfaz elástica lineal-frágil desarrollado en [3]. Así, el nuevo modelo se rige por una ley de comportamiento que tiene en cuenta la variación de la energía de fractura con la mixticidad del modo de fractura, permitiendo incluso la iniciación y crecimiento de grietas en modo II puro.

2. INTERFAZ DÉBIL. UN MODELO ELÁSTICO LINEAL - FRÁGIL

El modelo de interfaz débil se caracteriza por simular el comportamiento de juntas adhesivas o de interfaces entre dos materiales por medio de una distribución continua de muelles de rigidez adecuada [7, 8]. Se ha probado que el

comportamiento de la interfaz fibra-matriz en un material compuesto puede describirse razonablemente por medio del modelo de interfaz débil [2, 9].

2.1. *Ley de comportamiento de la distribución de muelles*

El modelo de interfaz débil es considerado un modelo simple y útil de una fina capa lineal elástica entre dos superficies. La capa sin daño (considerada como un sólido lineal elástico con el módulo de Young E_ℓ, el coeficiente de Poisson ν_ℓ, el módulo tangencial μ_ℓ, la constante de Lamé λ_ℓ, el ancho w y un pequeño espesor h) se puede modelar como una distribución continua de muelles.

Es útil aclarar las relaciones entre los parámetros de la capa isótropa ($E_\ell, \nu_\ell, \mu_\ell, \lambda_\ell, h$) y los parámetros de la ley de comportamiento de los muelles escrita en términos de una ley de tensión normal vs. desplazamiento relativo normal, $\sigma = k_n\delta_n$, y una ley de tensión tangencial vs. desplazamiento relativo tangencial, $\tau = k_t\delta_t$.

Teniendo en cuenta que en una capa fina entre dos sólidos se considera que una compresión o tracción en la dirección 1 origina una expansión nula en las direcciones 2 y 3, i.e., $u_2 = u_3 = 0$ [2], los valores de k_n y k_t se expresan como:

$$k_n = \frac{2\mu_\ell + \lambda_\ell}{h} = \frac{E'_\ell}{h(1-\nu'^2_\ell)} = \frac{E_\ell(1-\nu_\ell)}{h(1+\nu_\ell)(1-2\nu_\ell)}, \quad (1)$$

$$k_t = \frac{\mu_\ell}{h}. \quad (2)$$

donde $E'_\ell = E_\ell/(1-\nu^2_\ell)$ and $\nu'_\ell = \nu_\ell/(1-\nu_\ell)$.

De las ecuaciones (1) y (2) se obtiene la relación k_t/k_n:

$$\frac{k_t}{k_n} = \frac{\mu_\ell}{2\mu_\ell + \lambda_\ell} = \frac{1-\nu'_\ell}{2} = \frac{1-2\nu_\ell}{2(1-\nu_\ell)} \quad (3)$$

donde $0 \le k_t/k_n < 0.5$.

Es importante mencionar que si consideramos una capa muy fina con espesor tendiente a cero, $h \to 0$, un valor constante de k_n implica, ver (1) y (2), valores del módulo de Young que tienden a cero, $E_\ell \to 0$, mientras que valores constantes de E_ℓ implican valores crecientes de k_n, $k_n \to \infty$. Si se considera que la capa es ortótropa, la relación k_t/k_n no tendrá las restricciones anteriormente mencionadas.

2.2. *Criterio de fallo de la interfaz*

El modelo de interfaz débil implica la ausencia de singularidades en tensiones en el vértice de la grieta. El daño y/o rotura de una porción de esta capa es modelada como un disminución abrupta (desaparición) de tensiones de tracción y tangenciales en esa porción de la capa, lo que conlleva a una separación/deslizamiento entre ambas superficies cuando un punto alcanza el limite de rotura (en el plano (σ, τ)). Los límites de las tensiones normales y tangenciales (σ_c and τ_c) dependen de la mixticidad del modo de fractura que en el presente trabajo se caracteriza por el ángulo ψ_G (basado en la energía de deformación) definido en [2, 3].

La distribución continua de muelles que modela la interfaz es gobernada por una ley elástica lineal-frágil, escrita para un punto x de la interfaz, mostrado también en la Figura 1:

$$\begin{array}{ll} \text{Interfaz} & \left\{ \begin{array}{ll} \sigma(x) = k_n\delta_n(x) & \delta_n(x) \le \delta_{nc}(\psi_G(x)) \text{ y} \\ \tau(x) = k_t\delta_t(x) & |\delta_t(x)| \le \delta_{tc}(\psi_G(x)) \end{array} \right. \\ \text{lin.-elast.} & \end{array}$$

$$\begin{array}{ll} \text{Interfaz} & \left\{ \begin{array}{l} \sigma(x) = \left\langle \begin{array}{ll} 0 & \delta_n(x) > 0 \\ k_n\delta_n(x) & \delta_n(x) \le 0 \end{array} \right. \\ \tau(x) = 0 \end{array} \right. \\ \text{rota} & \end{array} \quad (4)$$

donde $\sigma(x)$ y $\tau(x)$ son, respectivamente, las tensiones normales y tangenciales en la capa elástica, $\delta_n(x)$ y $\delta_t(x)$ son, respectivamente, los desplazamientos relativos normales y tangenciales entre puntos opuestos de la interfaz. $\delta_n(x)$ y $\delta_t(x)$ también son considerados como los valores de la apertura y el deslizamientos entre las superficies de la interfaz. k_n y k_t son las rigideces normales y tangenciales de la distribución de muelles.

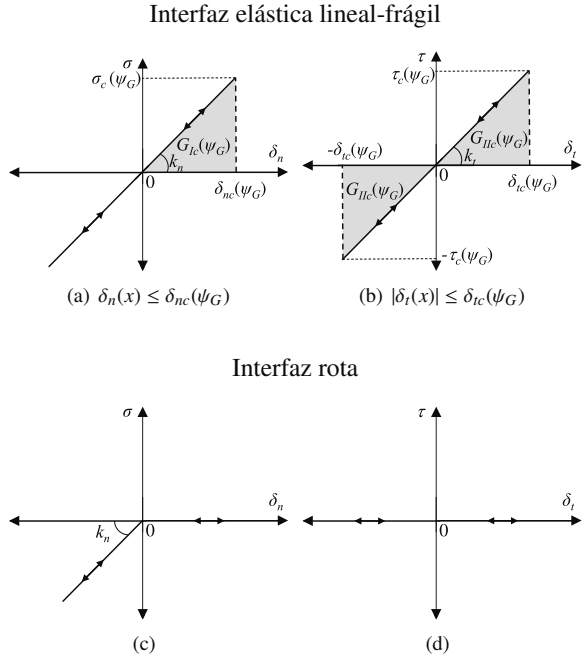


Figura 1: Ley elástica lineal-frágil en la interfaz sin daño (a) normal y (b) tangencial; y ley elástica lineal-frágil en la interfaz rota (c) normal y (d) tangencial.

Es importante notar que los valores críticos $\sigma_c(\psi_G)$, $\delta_{nc}(\psi_G)$, $\tau_c(\psi_G)$ y $\delta_{tc}(\psi_G)$ son funciones del ángulo que define la mixticidad del modo de fractura ψ_G en un punto de la interfaz. Por ello, es posible obtener diferentes valores de estas variables críticas en diferentes puntos de la

interfaz. Se puede definir además que el "muelle" en un punto se rompe cuando δ_n ó δ_t alcancen su valor crítico, $\delta_{nc}(\psi_G)$ ó $\delta_{tc}(\psi_G)$. En ese momento la rigidez tangencial se vuelve cero en ese punto y como consecuencia de ello $\tau(\psi_G(x))$ también se hace cero.

Sobre la ley elástica lineal-frágil normal cuando una porción de interfaz se ha roto, el desplazamiento normal negativo, $\delta_n < 0$, es restringido por medio de una condición de contacto elástico sin fricción, ver ecuación (4) y Figura 1(c). El uso de la condición de contacto elástico sin fricción esta basado en la idea de que una vez que la interfase asumida se rompe, porciones de esta capa permanecen en las superficies de los sólidos adyacentes. Así, cuando estas superficies entran en contacto, parece razonable que estas porciones puedan comprimirse con la misma rigidez que tenían en dirección normal antes de romper.

El criterio de fallo de la interfaz está basado en el concepto de energía unitaria liberada. La energía unitaria liberada en el modelo de interfaz elástica lineal-frágil está definido como la energía de deformación almacenada por unidad de longitud en el muelle ubicado en el vértice de la grieta sin romper (segmento infinitesimal de la interfaz situado en el vértice de la grieta) como se demuestra en [8] y recientemente de manera independiente en [10]. Así, la energía de deformación para una grieta en modo mixto en una interface elástica lineal se define como:

$$G = G_I + G_{II} = \frac{\sigma\delta_n}{2} + \frac{\tau\delta_t}{2}. \tag{5}$$

Los detalles de la deducción del criterio se pueden encontrar en [2, 3], donde finalmente se llega a la expresión general de la tensión crítica normal y desplazamiento crítico normal como funciones del ángulo ψ_G:

$$\sigma_c(\psi_G) = \bar{\sigma}_c \sqrt{1 + \tan^2[(1-\lambda)\psi_G]}.\cos\psi_G, \tag{6}$$

$$\delta_{nc}(\psi_G) = \frac{\sigma_c(\psi_G)}{k_n}. \tag{7}$$

donde $\tan^2\psi_G = G_{II}/G_I$, λ es un parámetro de sensibilidad del modo de fractura (un rango típico de $0.2 \leq \lambda \leq 0.3$ caracteriza una interfaz que depende de manera moderada del modo fractura). $\bar{\sigma}_c$ es la tensión crítica normal alcanzada cuando el muelle rompe en modo I. Es decir, $\bar{\sigma}_c = \sigma_c(0°)$.

De manera similar a (6) y (7), la tensión crítica tangencial y el desplazamiento crítico tangencial se puede expresar en términos de ψ_G, como:

$$\tau_c(\psi_G) = \sqrt{\frac{k_t}{k_n}}\bar{\sigma}_c \sqrt{1 + \tan^2[(1-\lambda)\psi_G]}.\sin\psi_G \tag{8}$$

$$\delta_{tc}(\psi_G) = \frac{\tau_c(\psi_G)}{k_t}. \tag{9}$$

El gráfico del límite de fallo de la interfaz parametrizado por las ecuaciones (6) y (8) se muestra en la Figura 2, para un valor de $k_t/k_n = 4$. Las tensiones críticas normales y tangenciales en modo mixto han sido normalizadas con el valor de la tensión normal crítica en modo I, $\bar{\sigma}_c$. En

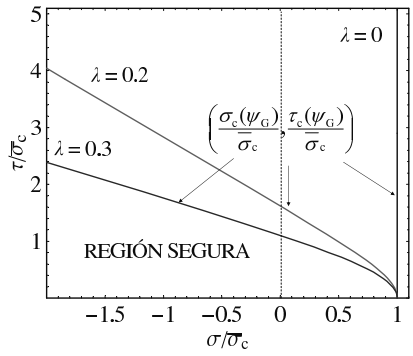


Figura 2: Curvas de fallo de la interfaz en el plano (σ, τ) para diferentes valores de λ con $k_n/k_t = 4$.

la Figura 2 se puede observar como el criterio es capaz de predecir la iniciación de grietas, incluso si aparecen compresiones en el vértice de la grieta (grieta cerrada).

3. INCLUSIÓN CILÍNDRICA SOMETIDA A CARGAS BIAXIALES

3.1. Configuración del problema

El problema de una inclusión cilíndrica (representando una fibra) dentro de una matriz elástica bajo cargas de tensión en el infinito, con o sin despegue parcial a lo largo de su interfaz ha sido estudiada por muchos investigadores, ver referencias en [1, 3, 4, 6].

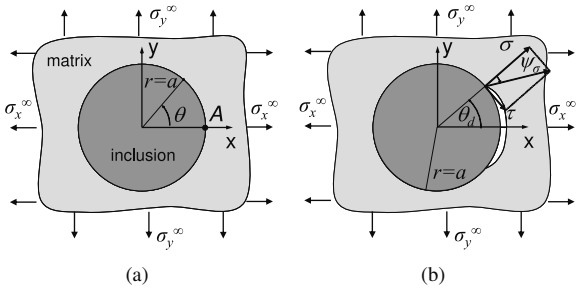


Figura 3: Configuración del problema de inclusión bajo cargas transversales biaxiales (a) sin y (b) con un despegue parcial.

En este trabajo se considera una inclusión cilíndrica infinitamente larga, con una sección circular de radio a, dentro de una matriz infinita, Figura 3. La matriz y la inclusión son considerados materiales isótropos lineales. (x, y, z) y (r, θ, z) son las coordenadas cartesianas y cilíndricas, siendo el eje z el eje longitudinal de la inclusión, y los ejes x e y paralelos a las direcciones donde se aplica la carga. En el presente estudio se consideran las siguientes cargas biaxiales $\sigma_x^\infty \geq 0$ y $\sigma_y^\infty = \eta\sigma_x^\infty$, donde $\eta \leq 1$. El semiángulo de despegue se denomina como θ_d. Además, se supone un estado de deformación plana en el sistema.

3.2. *Solución analítica para la interfaz sin daño*

Gao [9] desarrolló una solución general para problemas con una inclusión circular que incluye una capa lineal elástica bajo una carga aplicada en el infinito. Los materiales se consideran isótropos con μ_i, κ_i, μ_m, y κ_m como las propiedades de la inclusión (i) y la matriz (m) respectivamente. Además, μ el módulo tangencial, $\mu = E/2(1+\nu)$, y $\kappa = 3-4\nu$ para la deformación plana, donde ν es el coeficiente de Poisson. Tomando como base la función de Airy presentada en [9] se obtienen las siguientes expresiones para una carga σ_x^∞ en el infinito ($\eta = 0$).

$$\sigma(x=a,\theta) = \frac{\sigma_x^\infty k_n a(1+\kappa_m)[A + BC\cos(2\theta)]}{2AC}, \quad (10)$$

$$\tau(x=a,\theta) = -\frac{\sigma_x^\infty k_t a(1+\kappa_m)[D\sin[2\theta]]}{2A}, \quad (11)$$

donde

$$A = 12\mu_m^2 + a^2 k_n k_t(\kappa_m + t)(1+\kappa_i t) + a\mu_m(k_n + k_t)(1 + 3\kappa_m + (3+\kappa_i)t), \quad (12)$$

$$B = 6\mu_m + ak_t(1+\kappa_i t), \quad (13)$$

$$C = 4\mu_m + ak_n(2 + (\kappa_i - 1)t), \quad (14)$$

$$D = 6\mu_m + ak_n(1+\kappa_i t), \quad (15)$$

con $t = \mu_m/\mu_i$.

4. SOLUCIÓN NUMÉRICA

Es importante mencionar que aunque el problema es simétrico (geometría y cargas) la iniciación y crecimiento de la grieta de interfaz es no-simétrica, como se puede observar en evidencias experimentales, ver [4]. Así, aunque algunos autores hagan uso de la simetría para estudiar este problema, en el presente trabajo se modela toda la inclusión para ver la capacidad del modelo de representar el comportamiento no-simétrico.

4.1. *Modelo del Método de los Elementos de Contorno (MEC)*

Para este estudio se ha escogido un sistema bi-material típico entre los materiales compuestos reforzados con fibra: fibra de vidrio y matriz epoxi, $E_m = 2.79$ GPa, $\nu_m = 0.33$, $E_f = 70.8$ GPa y $\nu_f = 0.22$ son las propiedades elásticas de la matriz y la fibra respectivamente.

Los valores de los parámetros bi-material de Dundurs obtenidos son, $\alpha = 0.919$ y $\beta = 0.229$, y el valor del módulo de elasticidad efectivo (media armónica) en deformación plana, $E^* = 6.01$GPa, definido en [1, 6, 11]. Los valores críticos de la interfaz fibra-matriz en modo I usados en el presente trabajo son: tenacidad a la fractura, $G_{Ic} = 2\text{Jm}^{-2}$, y el valor de la tensión crítica $\bar{\sigma}_c = 90\text{MPa}/\mu\text{m}$. También se define, una longitud característica del bi-material

$$a_0 = \frac{G_{Ic}E^*}{\bar{\sigma}_c^2} = 1.48\mu\text{m}, \quad (16)$$

y un parámetro estructural adimensional que caracteriza la fragilidad de la interfaz,

$$\gamma = \frac{1}{\bar{\sigma}_c}\sqrt{\frac{G_{Ic}E^*}{a}} = \sqrt{\frac{a_0}{a}} = 0.44, \quad (17)$$

definido en [6]. El valor de $k_n = 2025\text{MPa}/\mu\text{m}$ es obtenido mediante la formula $k_n = \bar{\sigma}_c^2/(2G_{Ic})$. Finalmente se escoge una relación constante entre k_n y k_t ($k_t = k_n/4$). Este valor es obtenido asumiendo la presencia de un material ficticio, una capa muy fina presente entre la fibra y la matriz, modelada por el modelo de interfaz débil cuyo coeficiente de Poisson es $\nu_\ell = 0.33$ (similar al de la matriz) de acuerdo con (3).

El modelo MEC representa una inclusión cilíndrica con un radio a =7.5 μm dentro de una matriz cuadrada relativamente grande con lados iguales a 1 mm. Se usaron 1472 elementos de contorno lineales: 32 elementos para el contorno externo de la matriz y dos mallas uniformes de 720 elementos para modelar la interfaz fibra-matriz (es decir, el ángulo polar de cada elemento es 0.5°).

4.2. *Efecto de η*

En este estudio se toma un valor del parámetro de sensibilidad $\lambda = 0.3$. En la Figura 4 se presentan los resultados para diferentes valores de η, $\eta = -1, -0.5, 0, 0.5, 1$, que caracteriza diferentes cargas biaxiales.

En la parte (a) de la Figura 4 se presenta la carga remota aplicada en el eje x, σ_x^∞, como función del desplazamiento normal relativo (apertura), δ_n, evaluado en el punto A$(a,0)$ definido en la Figura 3(a). El valor de la tensión (mínima) que es necesaria para causar el inicio de la grieta (en otras palabras, la tensión necesaria para romper el primer punto, el primer muelle, en el modelo discreto de interfaz) es llamado tensión crítica, σ_{cx}^∞, y corresponde al máximo local de las funciones presentadas en la figura mencionada. También se puede observar en estas figuras que luego de alcanzar esta tensión crítica, σ_{cx}^∞, el crecimiento de la grieta se torna inestable, requiriendo valores menores de carga aplicada para que crezca la grieta. Este fenómeno de inestabilidad presente en todos los casos es llamado "snap-through".

En la parte (b) de la Figura 4 se presenta la tensión (mínima) aplicada en el eje x, σ_x^∞, necesaria para causar el crecimiento de la grieta versus el semiángulo de despegue θ_d (definido en la Figura 3(b)). Cabe destacar que de esta figura es posible tener una estimación del valor, θ_c, alcanzado por el semiángulo de despegue θ_d una vez terminado el crecimiento inestable de la grieta, y también de la carga σ_{cx}^∞, que produce el crecimiento. Son destacables los casos en que se aplican tracciones en ambos ejes, obteniéndose semiángulos de despegues mayores a 90° lo que implica que el despegue de la fibra es casi completo.

Respecto a la influencia del coeficiente de biaxilidad η, es

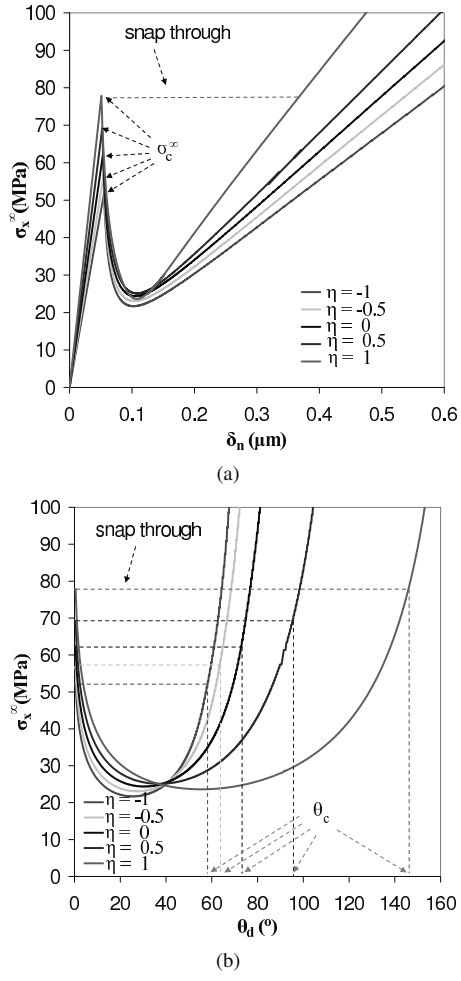


Figura 4: Resultados numéricos obtenidos por el MEC (a) tensión aplicada en el eje x en función de los desplazamientos relativos δ_n en el punto A, ver Figura 3, y (b) tensión aplicada en el eje x versus el semiángulo de despegue θ_d para diferentes casos de cargas biaxiales.

interesante observar que al aplicar una carga de compresión mayor en el eje *y* y manteniendo constante la carga de tracción en el eje *x* (η tiende a valores negativos mayores), el valor de la tensión crítica σ_{cx}^∞ disminuye. Es decir que las compresiones en el eje *y* favorecen la iniciación de la grieta con cargas menores, además de disminuir el semiángulo crítico θ_c, ver Tabla 1.

Por otro lado al aplicar una carga de tracción mayor en el eje *y* y manteniendo constante la carga de tracción en el eje *x* (η tiende a valores positivos mayores), el valor de la tensión crítica σ_{cx}^∞ aumenta. En otras palabras la presencia de tracciones en el eje *y* hace necesario el uso de cargas más grandes para la iniciación de la grieta, además de aumentar el semiángulo crítico θ_c, ver Tabla 1.

4.3. Efecto del tamaño del radio de la inclusión

Haciendo uso de la solución analítica obtenida, ecuaciones (10) y (11), y aplicando el criterio de fallo del modelo

Tabla 1: Cargas que producen la iniciación de la grieta en el eje x, σ_{cx}^∞, y semiángulo crítico, θ_c, para diferentes valores de η.

η	-1	-0.5	0	0.5	1
σ_{cx}^∞ (MPa)	51.9	56.6	62.3	69.2	77.8
$\sigma_{cx}^\infty/\bar{\sigma}_c$	0.573	0.629	0.692	0.769	0.864
θ_c (°)	58.25	63.25	72.75	95.25	146.0

de interfaz elástica lineal-frágil es posible obtener una solución analítica de este problema [3].

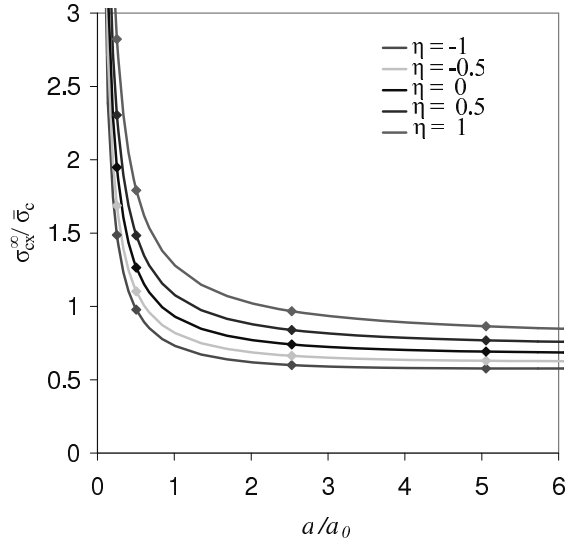


Figura 5: Comparación de los resultados obtenidos por el MEC y la solución analítica. Efecto del tamaño de la inclusión sobre la tensión que produce la iniciación de la grieta, σ_{cx}^∞, como función de a/a_0.

En la Figura 5 se puede observar la dependencia de la carga crítica en el eje *x*, σ_{cx}^∞, con respecto al tamaño de la inclusión. En este gráfico los valores de σ_{cx}^∞ han sido normalizados con el valor de la tensión normal crítica de la interfaz en modo I, $\bar{\sigma}_c$, y los valores del radio de la inclusión han sido normalizados con el parámetro a_0.

Cada uno de los puntos presentes en la Figura 5 representan soluciones obtenidas por el MEC, mientras que las líneas continuas fueron obtenidas con la solución analítica.

4.4. Curva de fallo

Con los desarrollos y resultados obtenidos es posible representar una curva de fallo para una inclusión circular sometida a cargas biaxiales transversales, ver Fig. 6. Se puede asumir que el area cuasi-triangular definida por las curvas de fallo es una zona segura.

Es destacable notar que para casos con un valor de η dentro del rango $\sim -4 \leq \eta < 1$, el punto donde se cumple el

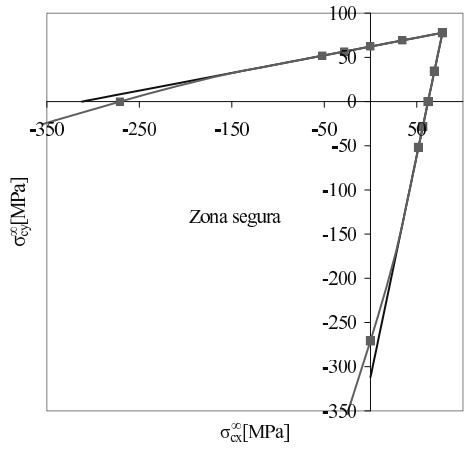


Figura 6: Curva de fallo de una inclusión circular bajo cargas biaxiales transversales.

criterio de fallo, y por ende por donde empieza el fallo de la interfaz, se encuentra en $\theta = 0$ (punto A de la Figura 3(a)). Sin embargo cuando la compresión se hace mayor el primer punto de fallo aparece en un punto diferente al punto A, haciendo que la curva de fallo se desvíe ligeramente (linea roja en Figura 6). La linea azul presente en la Figura 6 es aquella obtenida asumiendo que el punto inicial de fallo será siempre el punto A.

5. CONCLUSIONES

Aunque estrictamente hablando no exista una interfase –una capa de adhesivo- entre la fibra y la matriz, el modelo de interfaz débil ha mostrado que puede ser aplicado para estudiar el comportamiento del sistema fibra-matriz sometido a cargas biaxiales. Se observó que con el criterio de fallo utilizado se pueden obtener resultados bastante aproximados a los que se esperan en la realidad. Los resultados obtenidos son acordes con resultados experimentales biaxiales [12], donde un incremento en las cargas de compresión (como cargas secundarias) conlleva una disminución de la carga de fallo en tracción (dominante). Se ha extendido la aplicación de la solución analítica desarrollada en [3] para obtener resultados en casos de cargas biaxiales. Los resultados obtenidos por el MEC además de darnos las cargas críticas de fallo también nos permiten obtener el tamaño inicial de las grietas producidas por estas cargas críticas. El código MEC ha probado ser una herramienta potente que nos permite modelar el crecimiento de la grieta en todas sus etapas.

Finalmente, se obtuvo la curva de fallo de una inclusión circular bajo cargas transversales biaxiales por medio de la solución analítica y el MEC. Se espera que la curva de fallo de la interfaz obtenida para este problema simplificado dilucide algunos aspectos de la curva de fallo de un material compuesto real sometido a cargas transversales.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer el financiamiento de este trabajo por los proyectos TRA2006 - 08077 y MAT2009 - 14022 del Ministerio de Ciencia e Innovación y los proyectos de excelencia TEP – 1207, TEP – 2045 y TEP - 4051 de la Junta de Andalucía.

REFERENCIAS

[1] F. París, E. Correa, and V. Mantič. Kinking of transverse interface cracks between fiber and matrix. *Journal of Applied Mechanics*, 74:703–716, 2007.

[2] L. Távara. *Damage Initiation and propagation in composite materials. Boundary element analysis using weak interface and cohesive zone models*. PhD Thesis. Universidad de Sevilla: Sevilla, 2010.

[3] L. Távara, V. Mantič, E. Graciani, and F. París. BEM analysis of crack onset and propagation along fiber-matrix interface under transversetension using a linear elastic-brittle interface model. *Engineering Analysis with Boundary Elements*, 35:207–222, 2011.

[4] E. Correa. *Micromechanical study of the "matrix failure" in fiber reinforced composites (in Spanish)*. PhD. Thesis, Universidad de Sevilla, 2008.

[5] M. Xie and A. Levy. Defect propagation at a circular interface. *International Journal of Fracture*, 144:1–20, 2007.

[6] V. Mantič. Interface crack onset at a circular cylindrical inclusion under a remote transverse tension. Application of a coupled stress and energy criterion. *International Journal of Solids and Structures*, 46:1287–1304, 2009.

[7] F. Erdogan. *Fracture mechanics of interfaces, In: Damage and Failure of Interfaces*. Balkema Publishers: Rotterdam, 1997.

[8] S. Lenci. Analysis of a crack at a weak interface. *International Journal of Fracture*, 108:275–290, 2001.

[9] Z. Gao. A circular inclusion with imperfect interface: Eshelby's tensor and related problems. *Journal of Applied Mechanics*, 62:860–866, 1995.

[10] A. Carpinteri, P. Cornetti, and N. Pugno. Edge debonding in FRP strengthened beams: Stress versus energy failure criteria. *Engineering Structures*, 31:2436–2447, 2009.

[11] V. Mantič, A. Blázquez, E. Correa, and F. París. *Analysis of interface cracks with contact in composites by 2D BEM.* In: Fracture and damage of composites, M. Guagliano and M. H. Aliabadi (Eds.) WIT Press: Southampton, Boston, 2006.

[12] F. París, E. Correa, and J. Cañas. Micromechanical view of failure of the matrix in fibrous composite materials. *Composites Science and Technology*, 63:1041–1052, 2003.

DISTANCIA EN EL ESPACIO DE TENSIONES Y CRITERIOS DE PLASTIFICACIÓN

C. Madrigal y A. Navarro

Dpto. Ing. Mecánica y de los Materiales. Escuela Superior de Ingenieros. Universidad de Sevilla.
Avda. Camino de los Descubrimientos, s/n. 41092. Sevilla.
E-mails: cmadrigal@us.es, navarro@us.es

RESUMEN

La idea de distancia en el espacio de tensiones puede utilizarse para interpretar los criterios de plastificación como una forma de definir el tamaño del tensor de tensiones y afirmar que se produce plastificación en un metal sometido a carga multiaxial cuando el tensor de tensiones se hace suficientemente grande, igual que en el ensayo de tracción simple se produce la plastificación cuando la tensión normal aplicada alcanza un valor suficientemente alto. En una primera aproximación geométrica mediante los círculos de Mohr, se pone de manifiesto que, desde el punto de vista de la plasticidad, es siempre posible asociar a cada tensor de tensiones un "vector" cuyas tres componentes son las tensiones tangenciales principales. Si se calcula el módulo de este vector mediante la norma del máximo, se obtiene al criterio de plastificación de Tresca, mientras que si se usa la norma euclidiana, se obtiene el criterio de von Mises. Este procedimiento puede formalizarse y generalizarse mediante la introducción de una métrica en el espacio de tensiones, tratando éste como un espacio vectorial de nueve dimensiones. Imponiendo las restricciones usuales respecto al número de constantes independientes en las leyes de comportamiento, unido al hecho de que las direcciones hidrostáticas deben tener longitud cero para reflejar el hecho de que las tensiones hidrostáticas no influyen en la plastificación, se pueden obtener criterios de plastificación más generales. Se describe la obtención del criterio de von Mises, que resulta de considerar isotropía en el material y se muestra también cómo la consideración de un comportamiento ortótropo conduce directamente al conocido criterio de Hill.

ABSTRACT

The idea of distance in stress space can be used to look at yielding criteria as a mean to define the size of the stress tensor. Then, in a multiaxial situation, yielding is seen to occur simply when the stress tensor gets big enough, much in the same way as yielding occurs in a tension test when the applied normal stress reaches a value sufficiently high. Applying a naive geometrical approach, we show how using Mohr's circles it is always possible to associate to any stress tensor a (three dimensional) principal shear stresses "vector" whose magnitude can be calculated by an appropriate norm. If the maximum norm is used, the Tresca yield criterion is reproduced whereas if the usual euclidean quadratic norm is employed, von Mises' criterion appears. These ideas can be both formalized and generalized by introducing a metric in the stress space seen as a nine-dimensional vector space. Imposing the usual constraints with respect to the number of independent constants in constitutive equations, coupled with the requirement that hydrostatic directions must have zero length to account for the independence of yielding on hydrostatic stresses, lead to more general yielding criteria. We show that the assumption of isotropy results in the obtention of von Mises criterion. For orthotropic materials the well known Hill´s criterion is obtained.

PALABRAS CLAVE: Plasticidad cíclica, Distancia en el espacio de tensiones, Material isótropo, Material ortótropo

1 INTRODUCCIÓN

En trabajos anteriores [1–3] se ha desarrollado una presentación no estándar de las ecuaciones de la teoría de plasticidad que, además, proporciona una nueva regla de endurecimiento cinemático, totalmente diferente de las usadas actualmente (generalmente basadas en el uso de superficies anidadas de Mroz [4]) y una regla de memoria que permiten trabajar en casos de carga multiaxial con una metodología similar a la empleada en el Método de Deformaciones Locales [5–9] que se emplea hoy en día de forma habitual para los cálculos de vida a fatiga a bajo número de ciclos. Estos métodos se basan en "simular" el comportamiento tensión-deformación (elastoplástica) en la base de un entalla utilizando aproximaciones como la regla de la hipérbola de Neuber y la curva de comportamiento cíclico del material y los ciclos de histéresis para obtener los ciclos de deformaciones que se producen y así poder calcular la vida del componente, utilizando el concepto de daño acumulado y la curva $\varepsilon - N$ del material.

Las técnicas desarrolladas se basan en un concepto de dis-

tancia definida en el espacio de tensiones equipado con una métrica que es directamente medible a partir del criterio de plastificación pero que, en los casos más simples de comportamiento de material, se puede obtener de una manera directa sin más que aplicar la condición de que la deformación plástica no se ve influenciada por la tensiones hidrostáticas, como se muestra más abajo.

2 TEORÍA

El origen de estas ideas es el intento de generalizar al caso multiaxial la simple observación de que en el ensayo de tracción de un metal se produce la plastificación cuando la tensión aplicada sobre la probeta alcanza un cierto "valor crítico" que identificamos con el límite elástico. Es decir, se produce plastificación cuando la tensión aplicada se hace suficientemente alta. Un criterio de plastificación sirve precisamente para predecir cuándo se produce la plastificación en el caso de que la carga aplicada sea multiaxial. En este caso, el estado tensional no está caracterizado por un solo parámetro, la tensión normal aplicada en el caso del ensayo de tracción, sino que es necesario manejar el tensor de tensiones al completo.

La cuestión es cómo, si es que es posible, podemos expresar en el caso multiaxial la misma idea que aplicamos en el caso monoaxial, es decir, que se produce la plastificación cuando el nivel de tensiones se hace suficientemente alto. Esto nos lleva a hacernos una pregunta, quizás un poco chocante: ¿cuál es el tamaño del tensor de tensiones?, ¿cómo de grande es el tensor de tensiones?

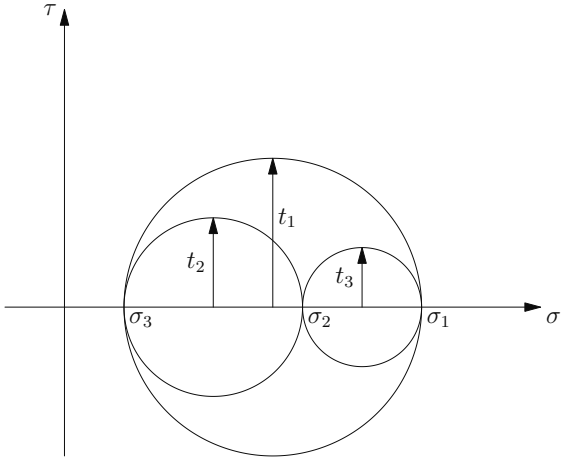


Figura 1. Círculos de Mohr.

Si esto tuviera algún sentido, es evidente que debería ser posible interpretar los criterios usuales de plastificación en estos términos. Pero resulta que esto es sorprendentemente simple si se utiliza (inicialmente) una aproximación, digamos, geométrica. En efecto, consideremos la conocida representación del tensor de tensiones mediante los círculos de Mohr (ver Figura 1). Por supuesto que el criterio de Tresca establece que comienza la plastificación cuando el radio del círculo mayor, es decir, la tensión tangencial máxima, alcanza un valor crítico (el límite elástico a torsión). Es claro que tiene sentido trabajar con la tensión tangencial máxima, mientras que no tendría sentido hacerlo con la tensión normal máxima: rápidamente nos damos cuenta de que si moviéramos los tres círculos hacia la derecha, la tensión principal aumentaría pero esto no afectaría a la plastificación, puesto que, en definitiva, sólo estamos cambiando la tensión hidrostática y es bien sabido que ésta no influye en la plastificación. La posición en el eje horizontal de los círculos de Mohr no tiene ninguna relevancia con respecto a la plastificación. El criterio de Tresca sólo utiliza el radio de uno de los círculos. ¿Por qué no utilizar los tres? Al fin y al cabo, si construimos un "vector" con los tres radios de los círculos podríamos siempre caracterizar el tamaño de los mismos, en definitiva, el tamaño del tensor, mediante el módulo o norma de ese vector. Por tanto, dado que la componente hidrostática no influye en la plastificación, a cada tensor de tensiones le asociamos un "vector" cuyas tres componentes son los radios de los círculos de Mohr, es decir, las tres tensiones tangenciales principales:

$$t_1 = \frac{\sigma_1 - \sigma_3}{2} \tag{1}$$

$$t_2 = \frac{\sigma_2 - \sigma_3}{2} \tag{2}$$

$$t_3 = \frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2} \tag{3}$$

El criterio de Tresca aparece cuando se utiliza para medir el módulo del vector de tensiones tangenciales principales la norma del máximo ($\|\boldsymbol{t}\|_\infty = \max_j |t_j|$). Sin embargo, es mucho más usual calcular el módulo de un vector mediante la norma euclidiana ($\|\boldsymbol{t}\|_2 = \sqrt{t_1^2 + t_2^2 + t_3^2}$). ¿Qué se obtiene en este caso? La expresión en términos de las tensiones principales es inmediata, pero es más ilustrativo obtener la expresión general. Utilicemos para ello las conocidas expresiones obtenidas para las tensiones principales a partir de las soluciones trigonométricas de la ecuación característica de tercer grado para los autovalores del tensor [10]:

$$\sigma_1 = \frac{I_1}{3} + \frac{2}{3}\left(\sqrt{I_1^2 - 3I_2}\right)\cos\phi \tag{4}$$

$$\sigma_2 = \frac{I_1}{3} + \frac{2}{3}\left(\sqrt{I_1^2 - 3I_2}\right)\cos\left(\phi + \frac{2\pi}{3}\right) \tag{5}$$

$$\sigma_3 = \frac{I_1}{3} + \frac{2}{3}\left(\sqrt{I_1^2 - 3I_2}\right)\cos\left(\phi + \frac{4\pi}{3}\right) \quad (6)$$

donde el ángulo ϕ viene dado en función de los tres invariantes del tensor como

$$\phi = \frac{1}{3}\arccos\left(\frac{2I_1^2 - 9I_1I_2 + 27I_3}{2(I_1^2 - 3I_2)^{3/2}}\right) \quad (7)$$

siendo

$$I_1 = \sigma_x + \sigma_y + \sigma_z \quad (8)$$

$$I_2 = \sigma_x\sigma_y + \sigma_y\sigma_z + \sigma_z\sigma_x - \tau_{xy}^2 - \tau_{yz}^2 - \tau_{zx}^2 \quad (9)$$

$$I_3 = \sigma_x\sigma_y\sigma_z - \sigma_x\tau_{yz}^2 - \sigma_y\tau_{zx}^2 - \sigma_z\tau_{xy}^2 + 2\tau_{xy}\tau_{yz}\tau_{zx} \quad (10)$$

Si se obtienen a partir de estas expresiones las tensiones tangenciales principales, se calcula luego la norma euclidiana y se aplica a los ensayos de tracción y torsión para determinar el valor característico que alcanza la norma cuando se produce la plastificación, se llega a la expresión siguiente

$$\begin{aligned}(\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_x)^2 + \\ 6\tau_{xy}^2 + 6\tau_{yz}^2 + 6\tau_{zx}^2 = 2Y^2 = 6K^2\end{aligned} \quad (11)$$

que es, justamente, la expresión usual del criterio de von Mises, tal como aparece en los libros clásicos de plasticidad, como el de Hill [11] o Chakarbarty [12]. En la expresión anterior Y es límite elástico a tracción y K el límite elástico a torsión.

Por tanto, los dos criterios de plastificación más usados pueden verse como dos formas distintas de medir tamaños en el espacio de tensiones. Esto sugiere que podrían obtenerse otros criterios de plastificación útiles para materiales con comportamientos más complicados, anisótropos, por ejemplo, generalizando las ideas anteriores.

Se trata, pues, de considerar el tensor de tensiones como un vector (de nueve componentes - o seis si se tiene en cuenta la simetría) y de utilizar una idea generalizada de distancia en el espacio de tensiones y se introduce, por tanto, una métrica, de modo que el módulo del vector tensión $\boldsymbol{\sigma}$ viene dado por

$$Q^2 = |\boldsymbol{\sigma}|^2 = g_{ij}\sigma^i\sigma^j \quad (12)$$

donde se usa el convenio de suma de Einstein, g_{ij} son las componentes del tensor métrico del espacio y σ^i las componentes (contravariantes) del vector tensión $\boldsymbol{\sigma}$. Nótese que al no ser, en general, g_{ij} el tensor identidad hay que distinguir entre componentes contravariantes y covariantes [13]. El vector tensión $\boldsymbol{\sigma}$ es simplemente el tensor de tensiones pero escrito en forma de columna, utilizando, por ejemplo, el siguiente convenio de ordenación de componentes

$$\begin{array}{lll} 1 - \sigma_x & 2 - \sigma_y & 3 - \sigma_z \\ 4 - \tau_{xy} & 5 - \tau_{yx} & \\ 6 - \tau_{yz} & 7 - \tau_{zy} & \\ 8 - \tau_{zx} & 9 - \tau_{xz} & \end{array} \quad (13)$$

De acuerdo con lo anterior, la expresión general del criterio de plastificación se escribiría

$$Q = |\boldsymbol{\sigma}| = \sqrt{g_{ij}\sigma^i\sigma^j} = k \quad (14)$$

donde k es un valor característico del material cuyo valor puede evolucionar en función del endurecimiento acumulado en el proceso de deformación plástica.

Los coeficientes de la métrica deberían, en principio, determinarse a partir de experimentos que permitieran obtener la forma de la superficie de fluencia del material. Esto puede ser un proceso bastante complicado, si se tiene en cuenta el número tan elevado de constantes a determinar. De todas formas, en los casos más simples de comportamiento la estructura de la métrica puede obtenerse mediante consideraciones físicas muy simples. Veamos, por ejemplo, el caso de materiales isótropos y ortótropos.

3 MATERIALES ISÓTROPOS

Si se supone que el material es inicialmente isótropo, podríamos invocar el Teorema de Representación de funciones tensoriales lineales isótropas [14] para establecer que de las 81 constantes g_{ij} sólo hay dos distintas de cero y además el tensor tiene la siguiente estructura

$$[g_{ij}] = \begin{bmatrix} 2\mu+\kappa & \kappa & \kappa & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ \kappa & 2\mu+\kappa & \kappa & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ \kappa & \kappa & 2\mu+\kappa & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 2\mu & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 2\mu & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 2\mu & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 2\mu & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 2\mu & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 2\mu \end{bmatrix} \quad (15)$$

Por otra parte, puesto que las tensiones hidrostáticas no contribuyen a la plastificación, en el presente contexto cualquier segmento en la dirección hidrostática debe tener longitud cero, o, lo que es lo mismo, dos tensores tensión que sólo difieran en la parte hidrostática deben "medir" lo mismo. Esto implica la siguiente relación entre las dos constantes κ y μ

$$\kappa = -\frac{2}{3}\,\mu \tag{16}$$

Puede comprobarse que si se toma el valor de $\mu = \frac{1}{2}$, el criterio de plastificación dado por la ecuación (14) es exactamente el criterio de von Mises.

4 MATERIALES ORTÓTROPOS

Es bien conocido que materiales inicialmente isótropos, pueden adquirir un cierto grado de anisotropía en procesos tales como conformado en frío, extrusión o estirado. La severa deformación impuesta en tales procedimientos induce una orientación preferente a la estructura cristalina en la dirección de la máxima tensión. En general, para describir el comportamiento de estos materiales son necesarias 21 constantes [15], estando acopladas las componentes normales y tangenciales. Por simplicidad, consideraremos exclusivamente materiales ortótropos, es decir, con tres planos de simetría ortogonales en cada punto. Con esta hipótesis, el número de parámetros distintos de cero son tan sólo nueve, siendo la estructura de la métrica la siguiente:

$$[g_{ij}] = \begin{bmatrix} a & d & e & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ d & b & f & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ e & f & c & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & g & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & g & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & i & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & i & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & k & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & k \end{bmatrix} \tag{17}$$

La magnitud del tensor de tensiones se calcula, por tanto, como

$$\begin{aligned} Q^2 = |\sigma|^2 = g_{ij}\sigma^i\sigma^j = a\sigma_x^2 + b\sigma_y^2 + c\sigma_z^2 \\ +2d\sigma_x\sigma_y + 2f\sigma_y\sigma_z + 2e\sigma_x\sigma_z \\ +2g\sigma_{xy}^2 + 2i\sigma_{yz}^2 + 2k\sigma_{xz}^2 \end{aligned} \tag{18}$$

Por otra parte, dado que las tensiones hidrostáticas no producen plastificación, la magnitud del estado tensional Q ha de ser independiente de dicha carga. Imponiendo esta condición, es decir imponiendo que $Q(\sigma) = Q(\sigma+h)$, o lo que es lo mismo, $|\sigma|^2 = |\sigma + h|^2$, donde $h = \{h, h, h, 0, 0, 0, 0, 0, 0\}$, resulta

$$\begin{aligned} |\sigma + h| = a(\sigma_x + h)^2 + b(\sigma_y + h)^2 + c(\sigma_z + h)^2 \\ +2d(\sigma_x + h)(\sigma_y + h) + 2f(\sigma_y + h)(\sigma_z + h) \\ +2e(\sigma_x + h)(\sigma_z + h) + 2g\sigma_{xy}^2 + 2i\sigma_{yz}^2 + 2k\sigma_{xz}^2 \end{aligned} \tag{19}$$

Introduciendo (18) en (19),

$$\begin{aligned} |\sigma + h| = |\sigma|^2 + h^2(a + b + c + 2(d + e + f)) + \\ 2h(\sigma_x(a+d+e) + \sigma_y(d+b+f) + \sigma_z(e+f+c)) \end{aligned} \tag{20}$$

Para que (20) sea cierta para cualquier estado tensional, las siguientes condiciones han de ser satisfechas:

$$a + b + c + 2(d + e + f) = 0 \tag{21}$$

$$a + d + e = 0 \tag{22}$$

$$d + f + b = 0 \tag{23}$$

$$e + f + c = 0 \tag{24}$$

Estas ecuaciones no son independientes ya que (21) es la suma de (22) a (24). Imponiendo tres de estas condiciones, el número de constantes a determinar se reduce a seis.

De esta forma, la expresión resultante para el criterio propuesto (18) se corresponde idénticamente con el criterio cuadrático de Hill [16], como se muestra a continuación. Si se renombran las constantes como $d = -H$, $g = L$, $e = -G$, $i = M$, $f = -F$ y $k = N$, el tensor fundamental (17) que define la métrica se transforma en

$$[g_{ij}] = \begin{bmatrix} G+H & -H & -G & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ -H & H+F & -F & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ -G & -F & G+F & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & L & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & L & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & L & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & L & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & L & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & L \end{bmatrix} \tag{25}$$

por lo que el criterio de plastificación anisótropo (18), queda

$$\begin{aligned} Q^2 = |\sigma|^2 = H(\sigma_x - \sigma_y)^2 + G(\sigma_z - \sigma_x)^2 \\ +F(\sigma_y - \sigma_z)^2 + 2L\sigma_{xy} + 2M\sigma_{xz} + 2N\sigma yz \end{aligned} \tag{26}$$

coincidiendo con el clásico criterio cuadrático igualado a Q^2 en lugar de a la unidad.

Adoptando la nomenclatura de Hill, si X, Y, Z, R, S y T son las tensiones de fluencia normales y tangenciales en las direcciones principales de anisotropía, puede calcularse fácilmente la relación entre dichos valores y los parámetros característicos del estado de anisotropía

$$G + H = \frac{Q^2}{X^2} \qquad 2F = Q^2\left(\frac{1}{Y^2} + \frac{1}{Z^2} - \frac{1}{X^2}\right)$$

$$F + H = \frac{Q^2}{Y^2} \qquad 2G = Q^2\left(\frac{1}{X^2} + \frac{1}{Z^2} - \frac{1}{Y^2}\right)$$

$$G + F = \frac{Q^2}{Z^2} \qquad 2H = Q^2\left(\frac{1}{X^2} + \frac{1}{Y^2} - \frac{1}{Z^2}\right)$$

$$2L = \frac{Q^2}{R} \qquad 2M = \frac{Q^2}{S} \qquad 2N = \frac{Q^2}{T}$$

Estas constantes coinciden con las de Hill multiplicadas por un factor Q^2.

4.1 Formulación dual

La métrica fundamental relaciona las componentes contravariantes y covariantes de un tensor de forma que

$$s_{ij} = g_{ij}\sigma^{ij} \tag{27}$$

donde s_{ij} son las componentes covariantes.

Una importante consecuencia de imponer que el criterio sea independiente de las tensiones hidrostáticas es que el tensor fundamental (25) es singular. Esto implica que, al igual que ocurre en el caso isótropo, no es posible hallar las componentes covariantes a partir de las contravariantes, ya que la ecuación (27) no es invertible.

Puede observarse que la singularidad es debida a las tensiones normales. De hecho, las tensiones tangenciales sí son fácilmente invertibles

$$s_4 = L\sigma^4 \qquad \rightarrow \qquad \sigma^4 = \frac{1}{L}s_4$$

y de igual forma

$$\sigma^i = \frac{1}{g_{ii}}s_i \qquad \text{para} \quad i = 4\ldots 9$$

Sin embargo, a pesar de la singularidad, las componentes covariantes de las tensiones normales pueden hallarse a través de un procedimiento sencillo, análogo al seguido en el problema isótropo. Así, dejando a un lado las tensiones tangenciales

$$\begin{bmatrix} s_1 \\ s_2 \\ s_3 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} G+H & -H & -G \\ -H & H+F & -F \\ -G & -F & G+F \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma^1 \\ \sigma^2 \\ \sigma^3 \end{bmatrix} \tag{28}$$

Si se multiplican la segunda y tercera línea por el factor apropiado y se sustraen a la primera, se obtiene

$$\begin{aligned} s_1 - \frac{G}{F}s_2 &= \sigma^1(H+G+\frac{HG}{F}) + \sigma^2(-H-G-\frac{HG}{F}) \\ &= (H+G+\frac{HG}{F})(\sigma^1-\sigma^2) \end{aligned} \tag{29}$$

$$\begin{aligned} s_1 - \frac{H}{F}s_3 &= \sigma^1(H+G+\frac{HG}{F}) + \sigma^3(-H-G-\frac{HG}{F}) \\ &= (H+G+\frac{HG}{F})(\sigma^1-\sigma^3) \end{aligned} \tag{30}$$

Para cada valor arbitrario de σ^1 se obtiene un triplete $(\sigma^1, \sigma^2, \sigma^3)$ que satisface las ecuaciones (29) y (30). Sin pérdida de generalidad se puede asignar a σ^1 un valor que simplifique los cálculos. Tomando pues

$$\sigma^1 = \frac{1}{H+G+\frac{HG}{F}}s_1$$

las otras componentes quedan

$$\begin{aligned} \sigma^2 &= \frac{\frac{G}{F}}{H+G+\frac{HG}{F}}s_2 \\ \sigma^3 &= \frac{\frac{H}{F}}{H+G+\frac{HG}{F}}s_3 \end{aligned}$$

Con esto, la norma del vector se reduce a

$$\begin{aligned} |s|^2 = g_{ij}\sigma^i\sigma^j &= (H+G)\frac{s_1^2}{(H+G+\frac{HG}{F})^2} \\ -\frac{HG}{F}\frac{s_1s_2}{(H+G+\frac{HG}{F})^2} &- \frac{HG}{F}\frac{s_1s_3}{(H+G+\frac{HG}{F})^2} \\ -\frac{HG}{F}\frac{s_1s_2}{(H+G+\frac{HG}{F})^2} &+ (H+F)\frac{(\frac{G}{F})^2s_2^2}{(H+G+\frac{HG}{F})^2} \\ -\frac{HG}{F}\frac{s_2s_3}{(H+G+\frac{HG}{F})^2} &- \frac{HG}{F}\frac{s_1s_3}{(H+G+\frac{HG}{F})^2} \\ -\frac{HG}{F}\frac{s_2s_3}{(H+G+\frac{HG}{F})^2} &+ (G+F)\frac{(\frac{H}{F})^2s_3^2}{(H+G+\frac{HG}{F})^2} \end{aligned}$$

Por otro lado, la traza del tensor desviador es nula por definición, es decir $s_1 + s_2 + s_3 = 0$. Esto proporciona una útil relación entre las tensiones en covariantes

$$\begin{aligned} s_1 &= -(s_2+s_3) \\ s_1s_2 + s_1s_3 &= s_1(s_2+s_3) = -s_1^2 \\ s_2s_1 + s_2s_3 &= s_2(s_1+s_3) = -s_2^2 \\ s_3s_1 + s_3s_2 &= s_3(s_1+s_2) = -s_3^2 \end{aligned}$$

Teniendo en cuenta estas relaciones, reordenando e introduciendo las componentes tangenciales llegamos a una expresión más sencilla para el cálculo de la norma a partir de las componentes covariantes:

$$\begin{aligned} |s|^2 = \frac{s_1^2}{H+G+\frac{HG}{F}} + \frac{s_2^2}{F+H+\frac{FH}{G}} + \frac{s_3^2}{G+F+\frac{GF}{H}} \\ + \frac{s_4^2}{L} + \frac{s_5^2}{L} + \frac{s_6^2}{M} + \frac{s_7^2}{M} + \frac{s_8^2}{N} + \frac{s_9^2}{N} \end{aligned}$$

5 CONCLUSIONES

La idea de distancia en el espacio de tensiones puede utilizarse para interpretar los criterios de plastificación como una forma de definir el tamaño del tensor de tensiones

y afirmar que se produce plastificación en un metal sometido a carga multiaxial cuando el tensor de tensiones se hace suficientemente grande, igual que en el ensayo de tracción simple se produce la plastificación cuando la tensión normal aplicada alcanza un valor suficientemente alto.

En una primera aproximación geométrica mediante los círculos de Mohr, se pone de manifiesto que, desde el punto de vista de la plasticidad, es siempre posible asociar a cada tensor de tensiones un "vector" cuyas tres componentes son las tensiones tangenciales principales. Si se calcula el módulo de este vector mediante la norma del máximo, se obtiene al criterio de plastificación de Tresca, mientras que si se usa la norma euclidiana, se obtiene el criterio de von Mises.

Este procedimiento puede formalizarse y generalizarse mediante la introducción de una métrica en el espacio de tensiones, tratando éste como un espacio vectorial de nueve dimensiones. Imponiendo las restricciones usuales respecto al número de constantes independientes en las leyes de comportamiento, unido al hecho de que las direcciones hidrostáticas deben tener longitud cero, para reflejar el hecho de que las tensiones hidrostáticas no influyen en la plastificación, se pueden obtener criterios de plastificación más generales. Se describe la obtención del criterio de von Mises, que resulta de considerar isotropía en el material y se muestra también cómo la consideración de un comportamiento ortótropo conduce directamente al conocido criterio de Hill.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer la financiación recibida del Ministerio de Educación y Ciencia de España a través del proyecto DPI2008-01100, y a la Junta de Andalucía mediante los proyectos TEP-1752 y TEP-03045.

REFERENCIAS

[1] Navarro, A., Brown, M.W. "A Constitutive Model for Elastic-Plastic Deformation under Multiaxial Straining", Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. Vol. 20, No. 5, pp. 747-758, 1997.

[2] Navarro, A., Giráldez J.M., Vallellano, C. "A constitutive model for elastoplastic deformation under variable amplitude multiaxial cyclic loading", Int. J. of Fatigue, Vol. 27, pp. 838-846, 2005.

[3] Navarro, A. y Madrigal, C. "Ecuaciones de Flujo Plástico para el Método De Las Deformaciones Locales con Carga Multiaxial", Anales de Mecánica de la Fractura, Vol. 26-II, pp. 417-423, 2009.

[4] Mróz, Z. "On the Description of Anisotropic Workhardening", J. Mech. Phys. Solids, Vol. 15, pp. 163-175, 1967.

[5] *Fatigue Under Complex Loading: Analyses and Experiments*, R. M. Wetzel, ed., 'Advances in Engineering', Vol. 6, Society of Automotive Engineers, 1977.

[6] FE-Fatigue, nCode International, 2001.

[7] FATIMAS, nCode Internatinal, 2000.

[8] Dowling, N.E. "Mechanical Behaviour of Materials. Engineering Methods for Deformation, Fracture and Fatigue", Prentice Hall, Inc., 1993.

[9] Bannantine, J.A., Comer, J.J., Handrock, J. L. "Fundamentals of Metals Fatigue Analysis", Prentice Hall, Inc., 1990

[10] Barber, J. R. *Elasticity*, Springer, 2nd edition, p. 11, 2002.

[11] Hill, R. *The Mathematical Theory of Plasticity*, Oxford University Press, p. 20, 1986.

[12] Chakrabarty J. *Theory of Plasticity*, McGraw-Hill, p. 61, 1987.

[13] Spain, B. *Tensor Calculus. A Concise Course*, Dover Publications, Inc., pp. 1-22, 2003.

[14] Gurtin, M. E. "An Introduction to Continuum Mechanics", Academic Press, Inc., San Diego, 1981.

[15] Sokolnikoff, I.S. *Mathematical Theory of Elasticity*, McGraw-Hill, 2nd edition, p. 63, 1956.

[16] Hill, R., *op. cit*., p. 318.

CALCULATION OF FATIGUE LIMITS FOR FINITE SIZED COMPONENTS USING A HYBRID FEM AND DDT METHOD

N. Larrosa, A. Navarro y V. Chaves

Dpto. Ing. Mecánica y de los Materiales. Escuela Superior de Ingenieros. Universidad de Sevilla.
Avda. Camino de los Descubrimientos, s/n. 41092. Sevilla.
E-mail: navarro@us.es

RESUMEN

En este trabajo se presenta una herramienta híbrida iterativa (FEMIS) del método de los elementos finitos (MEF) y el método de las dislocaciones distribuidas (DD), que hace uso de un modelo microstructural (Modelo NR) para analizar microgrietas sometidas a carga cíclica creciendo en sólidos bidimensionales finitos, i.e., donde las dimensiones de la grieta y el propio sólido son del mismo orden. La principal ventaja del método desarrollado es la generalidad de su formulación, en la que no se necesita implementar núcleos de deformación especiales para describir la geometría del sólido a analizar. El modelo microstructural implementado tiene en cuenta la interacción de la microgrieta con las sucesivas barreras microestructurales. Se describe la formulación del método FEMIS y su aplicación a problemas cuya solución es conocida, lo que permite validar la herramienta.

ABSTRACT

This work presents an iterative hybrid technique (FEMIS) of the finite element method (FEM) and the distributed dislocation technique (DDT), that makes use of a microstructural model to analyze the growth of fatigue microcracks in plane finite bodies. The main advantage of the method is that it does not make use of any special kernels to represent the stresses generated by the dislocations in the component, making the method general and practical. The microstructural approach implemented (NR model) accounts for the interaction of the crack with the microstructural barriers. The FEMIS method formulation is described and its application to well-known problems is shown to ascertain its potential usefulness.

Keywords: Dislocations, Cracks, Finite Bodies, FEM, DDT

1 Introduction

Engineering components and structures, to be safe and of reliable use, should permit users to know with a certain degree of approximation their behavior under well-known prescribed boundary conditions.

Cyclic loading often is the main reason for the appearance of cracks. It is well known that in fatigue of metals, the short crack regime corresponds to the greatest part of the component's total life, so it is of great importance the development of models that takes the short crack regime into account. Most fatigue theories, such as those of Neuber and Peterson are based on the Wöhler curve concept and are, therefore, phenomenological in nature: they do not consider any crack in the analysis, and are thus unable to account for the full physics of the problem.

On the other hand, Micromechanical models extend fracture mechanics down to the regime where the cracks have the size of the material microstructure. These models describe the interaction of the crack with microstructural barriers and are of great use for predicting fatigue life.

Based on the pioneering ideas of Bilby, Cottrell and Swinden [1] on the representation of a crack and its associated plastic zones by means of dislocations, Navarro and de los Rios [2–4] developed a model for fatigue microcracks growing in plain infinite bodies. The NR model is the foundation of the present work.

Finite bodies behave differently from infinite bodies when the relation between the microstructual length (e.g, grain size D) and a geometrical parameter (e.g, specimen width W) increases, and the boundary effects become more appreciable. This is the case of microelectromecanical devices (MEMS) and medical stents, with an average diameter of 100 micras. Indeed, the study of the behaviour of medical stents under cyclic load is the main driving force behind the development of the current technique.

Many works focus their efforts on the calculation of stress intensity factors or T-stress in finite bodies [5–8]. Iterative hybrid techniques are used in these cases. They all employ a combination of the Boundary Element Method (BEM) and some additional technique that enables the fulfillment of the condition that the tensions over the the crack line must be zero.The distributed dislocation tech-

nique (DDT), the distributed dislocation dipoles method (DDDM) or the displacement discontinuity boundary element approach (DDBE) are examples of this methods.

In general, the hybrid technique decomposes the problem into *(n + 1)* sub-problems where n is the number of crack branches. The required solution will be the sum of these (n + 1) solutions. The first sub-problem is to find the stress distribution induced in the body in the absence of the crack using BEM, FEM or any other method. All of the remaining sub problems, are stress disturbance ones that will be solved using DDT, DDDM or DDBE, for instance. The results will be added and compared with the boundary conditions of the original problem. Iteration will be performed between the boundaries and the crack faces until all of the boundary conditions are satisfied.

In this case, a combination of FEM and DDT is implemented. The selected technique makes use of the separated advantages of both methods. First of all, FEM is a widely used tool in the engineering industry as well as in the research world. Secondly, the DDT is a suitable method to incorporate the NR model. In addition, the present technique requires less storage space than BEM and FEM when the crack is modeled explicitly. Furthermore, it does not present mathematical degeneracies as DBEM does and it does not need remeshing to model crack propagation, as FEM does.

To conclude, several benchmark examples are solved in order to validate the proposed tool and afterwards some problems of industrial and R&D interest are presented as contribution to engineering data.

2 Theoretical model

The NR model incorporates the crack, the plastic zone and the barrier by a continuous distribution of dislocations.

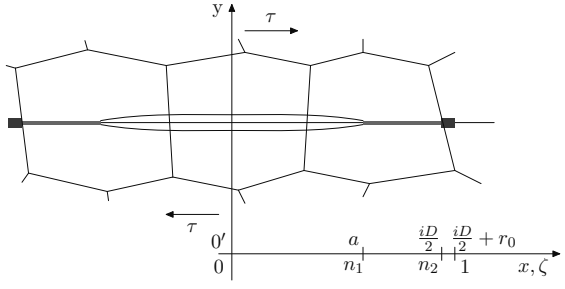


Figure 1. Crack, plastic zone and barrier in a polycrystalline infinite body modelled with dislocations (Mode II)

Figure 1 shows a schematic representation of the model. A polycrystalline infinite body with average grain size *D* and a crack of length *2a* is subjected to a uniform applied stress at infinity. A distribution of screw dislocations subjected to an external shear stress $\tau_{yz} = \tau$ at infinity would model a state of antiplane strain and the crack opened in mode III. The analysis for a distribution of edge dislocations under shear stress $\tau_{xy} = \tau$ at infinity leads to a state of plane strain and the crack opened in mode II . Edge dislocations with Burger's vectors perpendicular to the plane of the crack subjected to a tensile stress $\sigma_{yy} = \sigma$ represents a crack opened in Mode I. The equation that determines the equilibrium of dislocations, which have the same form for the three different load modes, provides a relation between the crack length and the local tension in the barrier. It is a Cauchy-type integral equation and its expression, in terms of the non-dimensional variables x and ξ, is as follows:

$$A \int_{-1}^{1} K(x,\xi)\, f(\xi)\, d\xi \; + \; (\tau(x) - \sigma_f(x)) = 0 \quad (1)$$

where the kernel $K(x,\xi)$ of the equation and will adopt different expressions depending on the geometry and position of the crack and the geometry of the solid. In equation 1, σ_f is the friction stress. The stresses σ_1,σ_2,σ_3 represent the resistance to the movement of dislocations in the crack, plastic zone and barrier, respectively. The unknown variables are the density of dislocations $f(\xi)$ and σ_3. The Distributed Dislocation Technique is a numerical procedure to solve equation (1) for the infinite or semiinfite case. This makes the method quite suitable for application to cracked bodies of arbitrary shape, as we show below. 2 A numerical method proposed by Erdogan, Gupta and Cook [9], is used to approximate the definite integrals by an a system of algebraic equations. Within this quadrature formulae, the unknown variable $f(\zeta)$ is expressed as the product of a bounded function $\phi(\zeta)$ and a weight function $\omega(\zeta)$. This functions are evaluated at the integration points u_j, that corresponds to the zeros of the appropriate Jacobi polynomials [9].

$$\int_{-1}^{1} \phi(\zeta)\, \omega(\zeta)\, d\xi \approx \sum_{i=1}^{N} W_i \phi(\zeta_i) \quad (2)$$

Once the quadratures are defined, it is possible to tackle the problem of the crack emanating form the free surface and reaching the barrier. Figure 2 shows a representation of the problem. When the intervals of integration are normalized to [-1,1] through the corresponding changes of variable [10], it is possible to present the equilibrium equations transformed to a system of algebraic equations, using the integration points (u_j), the collocation points (v_m) and the weights corresponding to each quadrature used to model the problem. In order to avoid problems with a logarithmic singularity arising from the distinct values of the friction stress in each zone, the integration intervals are split between the crack zone (1) and the bar-

rier zone (3). The resultant system is:

$$-\frac{\kappa+1}{2\mu}[\sigma_y^\infty - \sigma_k] = \sum_{j=1}^{N} \frac{2(1+u_{1j})}{2N+1} K(v_{km}, u_{1j}) \frac{n}{2} \phi_1(u_{1j}) + \sum_{j=1}^{N} \frac{2(1-u_{3j})}{2N+1} K(v_{km}, u_{3j}) \frac{1-n}{2} \phi_3(u_{3j}) \qquad k = 1,3 \qquad m = 1,2,\ldots N. \tag{3}$$

where the collocation and integration points are:

$$u_{1j} = \cos\left(\pi \frac{2j-1}{2N+1}\right) \quad u_{3j} = \cos\left(\pi \frac{2j}{2N+1}\right)$$
$$v_{1m} = \cos\left(\pi \frac{2m}{2N+1}\right) \quad v_{3m} = \cos\left(\pi \frac{2m-1}{2N+1}\right) \tag{4}$$

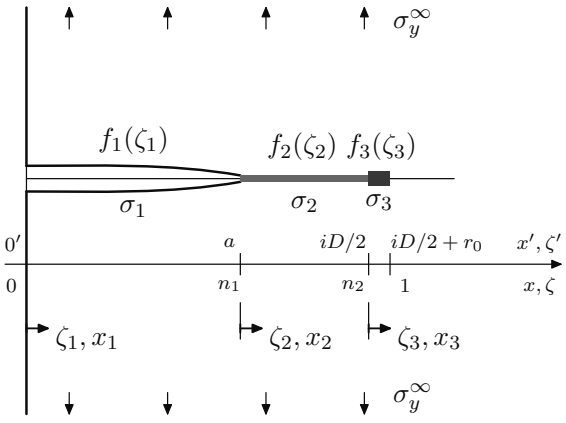


Figure 2. Crack and barrier in a semi-infinite body subjected to Mode I. Two sub-intervals used.

If the friction stress σ_1 is considered to be zero, the system of equations provides 2*N* algebraic equations and 2*N+1* unknowns, which are $\phi_1(u_{1j})$, $\phi_3(u_{3j})$ and σ_3, the stress required to keep the equilibrium [11]. One further equation is thus needed to close the problem, and it is obtained from the coupling of the solutions for the two intervals, which leads to $\phi_1(1) = \phi_2(-1)$. Although the quadrature formulae used does not provide the values $\phi_j(-1)$ and $\phi_j(1)$, Krenk [12] proposed an extrapolation equation, as it is shown in Hills [10]. Finally, a $2N+1$ system of equations is solved which gives $2N$ values of ϕ ($\phi_1(u_{1j})$ and $\phi_2(u_{2j})$) and σ_3.

3 FEMIS: Formulation of the method.

Consider the craked 2D solid of figure 3. To solve the original problem, the first step is to calculate Subproblem 1 (*Sp1*^{0}), the stress state in the uncracked problem. The arbitrarily shaped body is subjected to the same boundary conditions as the original one ($\vec{t}_0 = \vec{t}$ and $\vec{u}_0 = \vec{u}$). The tractions along the crack line ($\vec{t}^{\,0}_{crack} = \sigma^0_{crack}.\vec{n}$) are determined using FEM (ABAQUS).

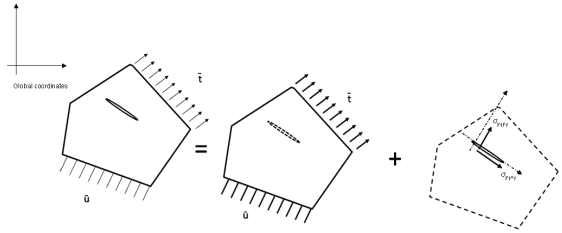


Figure 3. FEMIS decomposition.

The second sub problems (*Sp2*^{0}) is then solved using the distributed dislocation technique (DDT), which incorporates the micromechanical model explained earlier. The inputs for this stage are the tractions along the crack line $\vec{t}^{\,0}_{crack}$ obtained in *Sp1*^{0}. The output is the dislocation density over the crack line, $f^0(\xi)$, and the tension $\sigma_3^{i,0}$ at the *i* barrier (e.g., grain boundary) at iteration *0*.

Conceptually, the dislocation density can be thought as internal disturbances affecting the stress and displacement fields of the body. If it is assume that the obtained $f_x^0(\xi)$ and $f_y^0(\xi)$ are the components of the Burgers vector of a dislocation situated at $[\xi, 0]$ (over the crack line), it is possible to use the solutions of dislocations in infinite or semi-infinite media to calculate the influence of each dislocation at every point of the solid. Thus σ_{ij} and u_i can be written as:

$$\sigma_{ij}(x,y) = \frac{2\mu}{\pi(\kappa+1)} \int_{-c}^{c} (f_x^0(\xi) K_{xij}(x,y,\xi,0) + f_y^0(\xi) K_{yij}(x,y,\xi,0)) d\xi \tag{5}$$

$$u_j(x,y) = \frac{1}{2\pi(\kappa+1)} \int_{-c}^{c} (f_x^0(\xi) U_{xj}(x,y,\xi,0) + f_y^0(\xi) U_{yj}(x,y,\xi,0)) d\xi \tag{6}$$

where K_{rst} and U_{rs} (*r,s,t = x,y*) are the influence functions for stresses and displacements, respectively, and represent the effect of a dislocation situated within the interval $|\xi| \leq c$ in a point (*x,y*). Closed-form expressions for K_{rst} and U_{rs} are given in [10].

The stresses $\sigma_{ij}(x,y)$ are calculated at the integration points (x,y) over the boundary of the finite element model, using equations (5). Once the stresses are known, the "corrective" tractions are calculated:

$$\vec{t}_d = \sigma_{ij}(x,y).\vec{n} \tag{7}$$

Now that the "corrective" tractions and displacements are known (t_d and u_d), it is necessary to modify the initial conditions, in order to satisfy the actual boundary conditions of the problem. The calculations are repeated with the newly obtained values: $\vec{t}_1 = \vec{t}_0 - \vec{t}_d$; $\vec{u}_1 = \vec{u}_0 - \vec{u}_d$. The current value of $\sigma_3^{i,1}$ is compared with the value obtained

in the previous iteration ($\sigma_3^{i,0}$). This iterative scheme is repeated until convergence is obtained. Thus, the value of the minimum stress needed to overcome the barrier *i* (σ_{Li}^N) is calculated and the calculations start again in order to find the barrier strength for the next grain boundary blockage.

4 Fatigue limit calculation

The proposed method outputs a relationship between the external applied load (σ_{yy}) and the minimum stress needed at the barrier to maintain equilibrium in the domain ($\sigma_3^{i,k}$). For the crack to overcome the barrier *i,* it is necessary to generate plastic slip in the next grain This happens when the stress $\sigma_3^{i,k}$ takes a critical value in order to activate dislocation sources in the next grain, or for the dislocations of the plastic zone to be pushed to the next grain.

Once $\sigma_3^{i,k}$ is obtained, it is possible to calculate σ_{Li}^N.as follows:

1) The obtained relation between σ_{yy} and $\sigma_3^{i,k}$ is:

$$\sigma_3^{i,k} = \varphi(K_t, \rho, \alpha, D, r_0).\sigma_{yy} \tag{8}$$

Where φ is a numerical value obtained with FEMIS tool, K_t is the stress concentrator factor of the notch, ρ is the notch radius and α is the notch depth. As mentioned above, *D* and r_0 are the grain size and the barrier width, respectively. Equation (8) has the very important role of relating the macroscopic stresses σ_{yy}, to the microscopic parameter $\sigma_3^{i,k}$.

2) The critical value is reached when:

$$\sigma_3^{i,k} = m_i^* \tau_c^i \tag{9}$$

Using equations (8) and (9) and assuming that the critical value $m_i^* \tau_c^i$ is reached when the external loading is σ_{Li}^N , it is obtained:

$$m_i^* \tau_c^i = \varphi(K_t, \rho, \alpha, D, r_0).\sigma_{Li}^N \tag{10}$$

3) For the infinite or semiinfinite component, we know [11] that:

$$m_i^* \tau_c^i = k\frac{\pi}{4}(\frac{D}{r_0})^{\frac{1}{2}} \tag{11}$$

where *k*=1 for an infinite body and *k*=1.1215 for a semiinfinite one.

For the finite case, as mentioned, closed form expressions are not available. The advantage of the method implemented in this work relies on the numerical value $\varphi(Kt,\rho, \alpha, D, r_0)$ that FEMIS provides. This value allows one to predict the fatigue behavior of components where the boundary effect is important and can not be neglected, and where the use of finite or semiinfinte solutions does not provide the required accuracy. The value of σ_{Li}^N is first calculated for every *i* barrier:

$$\sigma_{Li}^N = \frac{f(K_t, \rho, \alpha, D, r_0)\sigma_{Li}}{\varphi(K_t, \rho, \alpha, a, r_0)} \tag{12}$$

and, as explained above, the fatigue limit of the component will be the maximum value of σ_{Li}^N:

$$\sigma_{FL}^N = Máx \left| \frac{f(K_t, \rho, \alpha, D, r_0)\sigma_{Li}}{\varphi(K_t, \rho, \alpha, a, r_0)} \right| \tag{13}$$

5 Numerical results and application examples

At this point, the accuracy of the method is assessed by considering several examples. The first example's objective is to compare the results with the bibliography available in order to validate the tool. This example corresponds to the semicircular edge notch for a push-pull test on G40.11 steel for various notch radius (*r*). Comparison with the different methods of prediction are performed.

It is important to remember that the formulation includes the effect of the stress raiser by modelling it in FEM-The value of the stresses at each collocation point of the crack is then passed to the DDT. In FEM (ABAQUS) the stresses are calculated at the centroids of the finite elements and interpolated to the collocation points.This way of solving the problems makes it possible to incorporate differently shaped stress raisers without the need of special kernels.

Figure 4 shows the geometry of the problem and the finite element mesh used to solve *Sp1*.The mesh is formed by CPE4 and CPE3 elements from the ABAQUS element library. It can be seen that the mesh is much more refined near the semicircular notch, where the crack lies and this is so because very precise values of the stress gradient are needed over the collocation points of *Sp2*.

Figure 5 shows the fatigue limit of the semicircular notched specimen, reflecting the influence of the notch radius. The specimen width was kept constant (W=70 mm) and big enough with respect to the crack length ($W/a > 300$) in order to compare the results with those of Chaves´PhD Thesis [13], who implemented the NR model numerically using special kernels, following the approach developed by Hills [10].

As can be seeing in Figure 5, the fatigue limit of the notched body (σ_{FL}^N) converge perfectly to $\sigma_{FL}^{material}$, the material fatigue limit, when the notch radius tends to zero ($r \rightarrow 0$) In contrast, when the radius increases (r$\rightarrow \infty$), the value of the fatigue limit reaches $\sigma_{FL}^{material}/3$. The notch influence reaches the crack length, and the stresses that the crack experiments are practically constant and equal to $K_t\sigma_{yy}$. These results are in complete accordance

with what is expected, and makes the method an interesting and valuable tool for fatigue analysis.

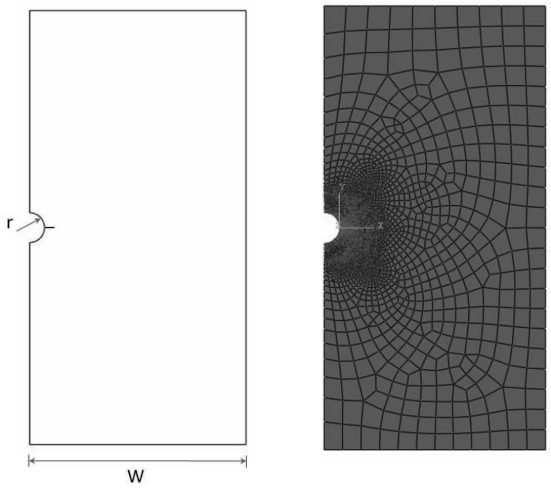


Figure 4. Geometry and Finite element mesh of a semi-circular edge notched cracked specimen

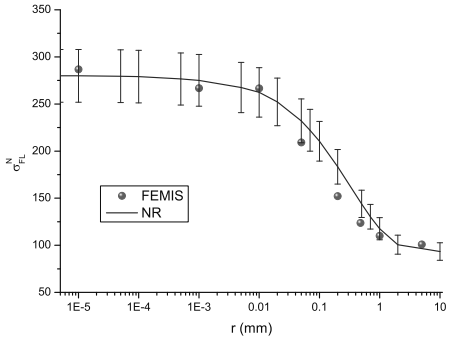


Figure 5. Notch Fatigue Limit for the CSA G40.11 steel. Results compared with Chaves [13].

Next, several width dimensions were modeled in order to quantified the boundary effect. Figure 6 represents the variation of the fatigue limit with the width specimen, maintaining the radius constant (*r=0.2*).

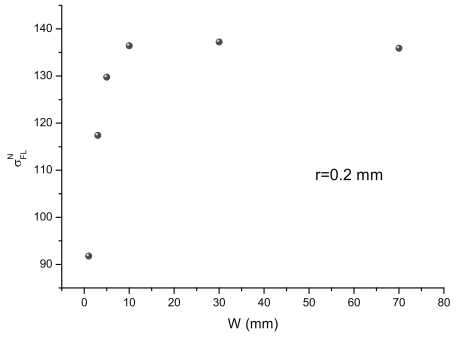


Figure 6. Width effect on the fatigue limit (σ_{FL}^{N}) of a semi-circular notched specimen of radius r=0.2

6 Conclusions

Numerical examples were solved to validate the tool, an iterative hybrid technique used to solve crack problems in finite components.

The outstanding characteristic of this method is the absence of special kernels needed to solve arbitrary finite geometries. This valuable characteristic of the method is achieved by implementing an iterative scheme, that forces the boundary conditions to be satisfied.

Additionally, the method incorporates the boundary effect. In other words, it also quantifies the influence of free edges.

Acknowledgements

The authors would like to thank the Spanish Ministry of Education for its financial support through grant DPI2008-01100 and the Junta de Andalucia through P06-TEP-1752 and P07-TEP-03045.

References

[1] Bilby BA, Cottrell AH, Swinden KH. *The spread of plastic yield from a notch*.Proc R Soc A 1963;272:304–14.

[2] Navarro, A. y de los Rios, E.R. *Short and Long Fatigue Crack Growth: a Unified Model* ,

[3] Navarro A, De los Rios E.R. *An alternative model of the blocking of dislocations at grain boundaries* . Phil Mag A 1988;57:37–42.

[4] Navarro A, De los Rios E.R. *Fatigue crack growth by successive blocking of dislocations*. Proc R Soc A 1992;437:375–90.

[5] Ameen Mohammed, Raghuprasad BK. *A hybrid technique of modeling of cracks using displacement discontinuity and direct boundary element method*. Int J Fracture 1994;67:343–55.

[6] Sturt A, Nowell D, Hills DA. *Applications of the boundary element and dislocation density methods in plane crack problems*. Engng Anal Boundary Elements 1993;11:129–35.

[7] D.N. Dai. *Modelling Cracks in finite Bodies by distributed dislocation dipoles*.Fatigue frac. Engng Mater Struct 25 (2001)

[8] M.S. Matbuly, S.A. Mohamed, Tharwat Osman. *Analysis of cracked plates using an iterative hybrid technique of boundary element method and distributed dislocation method*. Engineering Fracture Mechanics 75 (2008) 1535–1544

[9] Erdogan F, Gupta GD, Cook TS. *Numerical solution of singular integral equations*. In: Sih GC, editor. Methods of analysis and solutions of crack problems. Leyden: Noordhoff; 1973.

[10] Hills DA, Kelly PA, Dai DN, Korsunsky AM. *Solution of cracks problems, the distributed dislocation technique*. Kluwer Academic Publishers; 1996.

[11] V. Chaves, A. Navarro. *Application of a microstructural model for predicting notch fatigue limits under mode I loading*. International Journal of Fatigue 31 (2009) 943–951

[12] Krenk, S. *On the use of the interpolation polynomials for solution of singular integral equations*. Quart Appl Math, 1975; 32: 479-484

[13] Chaves V. Ph.D. Thesis: *Modelo microestructural para la predicción de fallo por fatiga en entallas*. University of Seville; 2006

MODELO MICROMECÁNICO DE DAÑO CÍCLICO PARA INTERFACES HUESO-CEMENTO

J. A. Sanz, H. Esteban[1]

[1] Grupo de Estructuras, Escuela Superior de Ingenieros, Universidad de Sevilla.
Camino de los descubrimientos s/n, 41092, Sevilla, España.
E-mail: jsanz@us.es

RESUMEN

Una de las principales causas de fallo de implantes óseos cementados es debido al aflojamiento que se produce en una de las dos interfaces que conecta la prótesis con el hueso, a saber, interfaz hueso-cemento e interfaz cemento-prótesis. Este aflojamiento se puede producir debido al fallo por fatiga en cualquiera de las dos interfaces, centrándose este trabajo en el estudio micromecánico de la interfaz hueso-cemento. En este trabajo se establecen sendos modelos de daño tanto para el hueso como para el cemento bajo cargas cíclicas. El análisis se plantea en un volumen representativo elemental de la microestructura de la interfaz hueso-cemento. Esta técnica permite homogeneizar a nivel macroscópico las propiedades de dicha interfaz, obteniendo información sobre el comportamiento cohesivo de dicha interfaz en forma de daño homogeneizado. La implementación numérica de la metodología desarrollada se realiza mediante el método de los elementos finitos.

ABSTRACT

Fatigue loosening is one of the main causes of failure of hip replacement, which takes place at one of the two bone-implant interfaces, namely, bone-cement and cement-implant ones. Loosening may regard fatigue failure at any referred microstructural interface, being this work devoted to the bone-cement interface analysis. Two micromechanical models, including fatigue damaged, are introduced to simulate both bone and cement under cyclic loading. Bone-cement interaction is analyzed in a representative volume element of the bone-cement microstructure. This technique allows to homogenize the interface mechanical behaviour through a macroscopic damage representation. Numerical implementation of the models is carried out within the finite element framework.

PALABRAS CLAVE: Interfaces hueso-cemento, Daño por Fatiga, Viscoelasticidad.

1. INTRODUCCIÓN

El reemplazo total de cadera, conocido también como artroplastia de cadera, es una de las intervenciones más comunes en cirugía ortopédica, y uno de los avances quirúrgicos más importantes del siglo XX [1]. Esta técnica ha adquirido un gran éxito debido principalmente a la introducción del cemento óseo para la fijación de la prótesis al hueso [2]. Este cemento óseo funciona como un material de relleno y, por tanto, su poder de anclaje depende de su capacidad para penetrar en el hueso trabecular durante la inserción de la prótesis. Al ser un polímero viscoelástico, tiene la capacidad de funcionar como un amortiguador, permitiendo que las cargas se transmitan uniformemente entre el implante y el hueso, reduciendo las tensiones de contacto localizadas [3]. Una de las principales causas de fallo del implante es debido al aflojamiento que se produce en una de las dos interfaces que conecta la prótesis con el hueso, a saber, interfaz hueso-cemento e interfaz cemento-prótesis [4]. Este aflojamiento se puede producir debido al fallo por fatiga en cualquiera de las dos interfaces, centrándose este trabajo en el estudio de la interfaz hueso-cemento desde un punto de vista micromecánico.

En este trabajo se establecen sendos modelos de daño tanto para el hueso como para el cemento bajo cargas cíclicas. Cada modelo considera las características intrínsecas de cada material, de comportamiento muy diferente entre sí. El análisis se plantea en un volumen estadísticamente representativo elemental de la microestructura de la interfaz hueso-cemento. Esta técnica nos permitirá homogeneizar a nivel macroscópico las propiedades de dicha interfaz, obteniendo el comportamiento cohesivo de dicha interfaz en forma de daño homogeneizado. La implementación numérica de la metodología

desarrollada se realiza mediante el método de los elementos finitos.

Una de las principales ventajas que ofrece la técnica propuesta es la de obtener el comportamiento de la interfaz directamente a partir de la microestructura de la misma, una vez conocida la morfología microestructural y las propiedades mecánicas de cada uno de los materiales que la conforman. Ello evita la necesidad de recurrir al ajuste experimental de parámetros fenomenológicos que definan el comportamiento de un gran número de casos similares. En el trabajo futuro se plantea la aplicación de estos modelos mediante una aproximación multiescala del problema.

2. MODELO DE COMPORTAMIENTO DEL HUESO BAJO CARGAS CICLICAS

El tejido óseo se compone de matriz extracelular y células óseas (osteoclastos y osteoblastos principalmente) en continua actividad de remodelación. La parte pasiva de este tejido se corresponde a la matriz extracelular, la cual está formada por cristales de hidroxiapatita y colágeno, fundamentalmente. Durante la actividad normal de un individuo aparecen cargas mecánicas en el cuerpo, que son transmitidas a los huesos. Estas cargas, normalmente de naturaleza cíclica, son absorbidas por el tejido óseo generándose y reparándose continuamente microgrietas en un proceso conocido como remodelación ósea. Desde un punto de vista de un comportamiento mecánico simplista, el tejido óseo puede considerarse como un material viscoelástico que presenta microgrietas en su interior. En este trabajo, las microgrietas aparecidas en el tejido óseo se tratan desde un punto de vista continuo, e.g. mecánica del daño en medio continuo, donde se considera que el daño es un proceso termodinámicamente reversible debido a la actividad de las células óseas. Se definen, por tanto, unas tensiones efectivas $\overline{\boldsymbol{\sigma}}$ que aparecen en el tejido óseo según la siguiente expresión,

$$\overline{\boldsymbol{\sigma}} = \frac{\boldsymbol{\sigma}}{1-d_h} \tag{1}$$

siendo $d_h \in [0,1)$ un parámetro adimensional escalar (considerando daño isótropo) que mide el daño (degradación o regeneración) producido en el tejido óseo. La ley de comportamiento para este tejido se escribe,

$$\boldsymbol{\sigma} = (1-d_h)\boldsymbol{C}\cdot\boldsymbol{\varepsilon} \tag{2}$$

donde $\boldsymbol{C}$ es una matriz de propiedades elásticas que mide la relación lineal entre tensiones y deformaciones en el material sin dañar.

El daño producido en el hueso proviene de distintas fuentes, por lo que se puede descomponer de la siguiente forma, siguiendo el modelo presentado por Carter y Caler [5],

$$d_h = d_f + d_c - R + d_d + d_a \tag{3}$$

siendo d_f el daño por fatiga, d_c el daño por fluencia (creep), R el daño reparado debido a los procesos de consolidación/remodelación, mientras que d_d y d_a son los daños causados por enfermedad y envejecimiento, respectivamente. En este trabajo sólo se considerará el daño producido por fatiga y creep, por lo que la expresión (3) se simplifica a,

$$d_h = d_f + d_c \tag{4}$$

El daño por fatiga se puede obtener mediante la regla de Miner-Palmgren [6],

$$d_f = \sum_{i=1}^{m} \frac{n_i}{N_{fallo_i}} \tag{5}$$

donde n_i es el actual número de ciclos de carga impuestos en un determinado paso *i*-ésimo, y N_{fallo_i} es el número de ciclos de carga que causan el fallo para el nivel de tensión aplicado en el paso *i*-ésimo. Este último parámetro se obtiene experimentalmente a través de ensayos de fatiga, cuya expresión se ajusta a [7],

$$N_{fallo} = F\sigma^{-G} \tag{6}$$

F y *G* fueron ajustados empíricamente [7] a los valores $2.51\cdot10^{30}$ y 30.4, para una tensión expresada en MPa. σ es la tensión principal máxima de tracción. Usando (6) en (5) y discretizando esta última expresión mediante el operador forward-Euler obtiene,

$$d_f^{i+1} = d_f^i + \frac{\Delta N}{F\sigma_i^{-G}} \tag{7}$$

En la obtención de (7) se ha considerado que las tensiones σ no varían a lo largo de un incremento de ciclos ΔN suficientemente pequeño.

Por otro lado, el daño por creep depende tanto del tiempo como de la carga aplicada, incrementándose progresivamente hasta que se produce la fractura del hueso cuando el daño alcanza el valor unidad. Bajo una tensión constante, el tiempo de fallo se define como,

$$T_b = A\sigma^{-B} \tag{8}$$

donde *A* y *B* son constantes determinadas experimentalmente [7] y sus valores son $3.02\cdot10^{35}$ y 17.95, respectivamente, para tensiones expresadas en MPa y tiempo en segundos. Igualmente, σ es la tensión principal máxima de tracción. Aplicando nuevamente la ley de Miner-Palmgren a (8) se obtiene,

$$\frac{d}{dt}(d_c) = \frac{1}{A\sigma^{-B}} \tag{9}$$

Si se conside ra una excitación de tipo arm ónica, el número de ciclos se puede obtener como $n = {\omega t}/{2\pi}$. Por tanto, (9) quedaría,

$$\frac{d}{dn}(d_c) = \frac{d}{dt}(d_c)\frac{dt}{dn} = \frac{2\pi}{\omega A \sigma^{-B}} \quad (10)$$

Discretizando (10) mediante el ope rador forward-Euler se obtiene,

$$d_c^{i+1} = d_c^i + 2\pi \frac{\Delta N}{\omega A \sigma_i^{-B}} \quad (7)$$

Finalmente, el daño en el tejido óseo en el paso de carga correspondiente al ciclo i+1-ésimo se obtiene,

$$d_h^{i+1} = d_f^{i+1} + d_c^{i+1} \quad (11)$$

La ley de com portamiento del hueso para ca da incremento discreto de ciclos quedaría por tanto,

$$\boldsymbol{\sigma}^{i+1} = (1 - d_h^{i+1})\boldsymbol{C} \cdot \boldsymbol{\varepsilon}^{i+1} \quad (12)$$

3. MODELO DE COMPORTAMIENTO DEL CEMENTO BAJO CARGAS CICLICAS

El cemento usado para la unión del hueso a la prótesis es un material pasivo de comportamiento viscoelástico con daño. Las deformaciones totales en el cemento se componen de la suma de l as deformaciones elásticas ($\boldsymbol{\varepsilon}_e$) y las deformaciones por creep ($\boldsymbol{\varepsilon}_c$),

$$\boldsymbol{\varepsilon} = \boldsymbol{\varepsilon}_e + \boldsymbol{\varepsilon}_c \quad (13)$$

Las tensiones se obtienen a partir de las deformaciones elásticas, quedando por tanto una vez incluido el daño,

$$\boldsymbol{\sigma} = (1 - d_m)\boldsymbol{C} \cdot (\boldsymbol{\varepsilon} - \boldsymbol{\varepsilon}_c) \quad (14)$$

Análogamente al modelo considerado para el tejido óseo, el daño producido en el cemento d_m se considera isótropo. Para el daño acumulado en cemento se emplea una ley de Miner modificada según la siguiente expresión [8],

$$\frac{d}{dn}(d_m) = \frac{\alpha}{N^{\alpha}_{F_{cement}(\sigma)}} n^{\alpha-1} \quad (15)$$

donde $N^{\alpha}_{F_{cement}}$ es el número de ciclos de carga para que se produzca el fallo para un nivel de tensión constante, σ es la tensión pri ncipal máxima de tracción, n es el número de ciclos de carga que ha sufrido el material y α un coeficiente obtenido de resultados experimentales.
La vida a fatiga del cemento, $N^{\alpha}_{F_{cement}}$, se obtiene experimentalmente de ensayos S-N, y su expresión general es como sigue,

$$\sigma = I \cdot N^{J}_{F_{cement}} \quad (16)$$

donde I y J son constantes obtenidas en diferentes ensayos (ver tabla 1) y σ es la tensión principal máxima de tracción expresada en MPa.

Tabla 1. Parámetros de las curvas S-N del cemento [8].

Método de mezcla	I	J
Sin centrifugar	74.805	-4.68
Centrifugado	123.23	-4.74

Utilizando nuevamente el operador forwa rd-Euler para obtener el daño en el cemento obtenemos,

$$\boldsymbol{d_m^{i+1}} = \boldsymbol{d_m^i} + \boldsymbol{\Delta d_m^i} \quad (17)$$

$\boldsymbol{\Delta d_m^i}$ se obtiene a partir de la expresión (15) como,

$$\boldsymbol{\Delta d_m^i} = \frac{\alpha}{N^{\alpha}_{F_{cement}(\sigma_i)}} \boldsymbol{n^{\alpha-1}} \cdot \boldsymbol{\Delta N} \quad (18)$$

siendo ΔN es un incremento de ciclos suficientem ente pequeño donde se supone que $\boldsymbol{\sigma}$ permanece constante.

Por otro lado, se introduce la siguiente expresión para las deformaciones por creep en el cemento,

$$\boldsymbol{\varepsilon_c} = \boldsymbol{R} \cdot \boldsymbol{n^S} \cdot \boldsymbol{\sigma_{VM}^T} \quad (19)$$

siendo R=1.798·10^{-6}, S=0.283, y T=1.858, obtenidos de datos experimentales para la tensión de Von Mises $\boldsymbol{\sigma_{VM}}$. Diferenciando la ex presión anterior con respecto al número de ciclos, se obtiene,

$$\frac{\boldsymbol{d}}{\boldsymbol{dn}}(\boldsymbol{\varepsilon_c}) = \boldsymbol{R} \cdot \boldsymbol{S} \cdot \boldsymbol{n^{S-1}} \cdot \boldsymbol{\sigma_{VM}^T} + \boldsymbol{R} \cdot \boldsymbol{n^S} \cdot \boldsymbol{T} \cdot \boldsymbol{\sigma_{VM}^{T-1}} \cdot \frac{\boldsymbol{d}}{\boldsymbol{dn}}(\boldsymbol{\sigma_{VM}}) \quad (20)$$

Discretizando la expresión mediante el operador forwrad-Euler se obtiene,

$$\boldsymbol{\varepsilon_c^{i+1}} = \boldsymbol{\varepsilon_c^i} + \boldsymbol{\Delta \varepsilon_c^i} \quad (21)$$

donde $\boldsymbol{\Delta \varepsilon_c^i}$ se obtiene considerando $\frac{\boldsymbol{d}}{\boldsymbol{dn}}(\boldsymbol{\varepsilon_c}) \approx \frac{\boldsymbol{\Delta \varepsilon_c^i}}{\boldsymbol{\Delta N}}$ en (20), por tanto,

$$\boldsymbol{\Delta \varepsilon_c^i} = \boldsymbol{R} \cdot \boldsymbol{S} \cdot \boldsymbol{n^{S-1}} \cdot (\boldsymbol{\sigma_{VM}^i})^{\boldsymbol{T}} \cdot \boldsymbol{\Delta N} \quad (22)$$

Para la obtención de (22) se ha considerado que las tensiones de Von Mises permanecen constantes para un número de ciclos suficientemente pequeño.
Finalmente, la ley de comportamiento del cemento para cada incremento discreto de ciclos quedaría,

$$\boldsymbol{\sigma}^{i+1} = (1 - \boldsymbol{d_m^{i+1}})\boldsymbol{C} \cdot (\boldsymbol{\varepsilon}^{i+1} - \boldsymbol{\varepsilon_m^{i+1}}) \quad (23)$$

4. MICROMECÁNICA DE INTERFACES HUESO-CEMENTO

Los modelos planteados anteriormente para el análisis conjunto del hueso y cemento bajo la acción de una carga cíclica, son aplicados en un volumen representativo elemental (VRE) de la microestructura de la interfaz hueso-cemento. La figura 1 muestra una imagen microscópica de una interfaz hueso cemento donde puede distinguirse el hueso (zona grisácea), el cemento (zona blanquecina) e inclusiones de cemento en el hueso como consecuencia de la porosidad del hueso en esa zona.

Figura 1. Imagen microscópica de una interfaz hueso-cemento (100x) [9].

A partir de la imagen microscópica de la figura 1 se desarrolla un modelo idealizado de elementos finitos de la interfaz hueso-cemento. La figura 2 muestra la geometría de dicho modelo (2D deformación plana) donde puede observarse la zona correspodiente al hueso (color azul), el cemento (color rojo) e inclusiones circulares de cemento en el hueso. Este modelo corresponde a un VRE de la microestructura, que a nivel macroscópico o aparente se trataría como un elemento cohesivo o elemento interfaz. Por tanto, a nivel de modelo microscópico sigue guardando la relación de aspecto de un elemento típico de interfaz, siendo la relación ancho frente a alto de 10 a 1. Sobre la geometría presentada en la figura 2 se aplican los modelos de comportamiento correspondientes al hueso y cemento establecidos en los apartados anteriores. En estos análisis se desprecian los efectos dinámicos y se considera una solicitación armónica.

Figura 2. Geometría del modelo de elementos finitos de la interfaz.

Las condiciones de contorno aplicadas sobre el modelo presentado en la figura 2 son condiciones de periodicidad entre los lados izquierdo y derecho, así como desplazamiento impedido en las dos direcciones en los lados superior e inferior. Por otro lado, el VRE de la figura 2 se someterá a una amplitud de deformación volumétrica en la dirección normal (dirección vertical en figura 2) y tangencial. Estas condiciones de contorno y solicitaciones servirán para definir el comportamiento macroscópico de un elemento cohesivo [10].

Una vez resuelto el problema a nivel microscópico las magnitudes son homogeneizadas a nivel macroscópico (o aparente) a partir del siguiente operador,

$$\langle \blacksquare \rangle = \frac{1}{V}\int_V \blacksquare \, dV \tag{24}$$

siendo V el volumen del VRE.

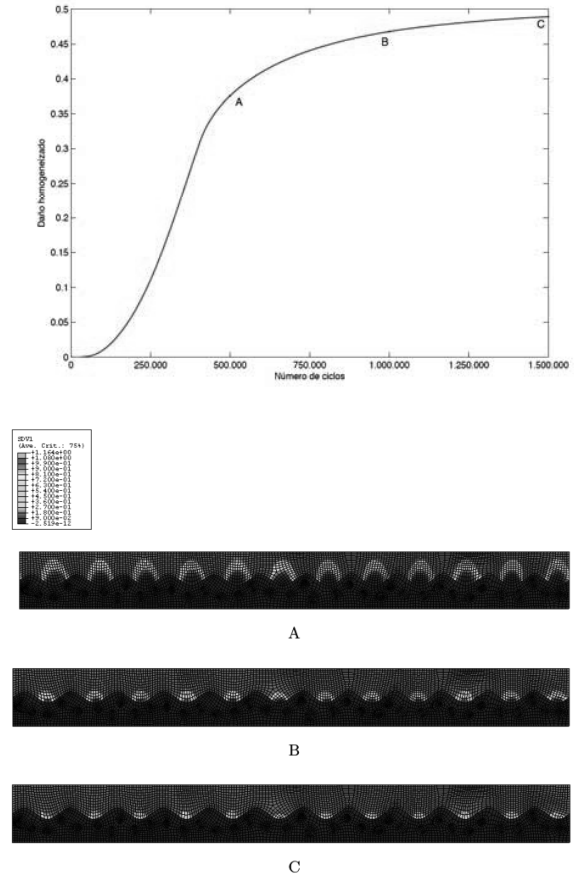


Figura 3. Representación a nivel macroscópico (o aparente) de la función daño homogeneizada para una deformación normal de amplitud 750 με. Mapa de daño a nivel microscópico para 500.000 ciclos (A), 1.000.000 (B) y 1.500.000 (C).

5. RESULTADOS

En esta sección se presentan las gráficas del daño homogeneizado, usando el operador definido en (24), para una amplitud de deformación (normal y tangencial)

dadas. Junto a ellas se muestran los mapas de daño de la interfaz para diferentes números de ciclos.

En la figura 3 se muestran los resultados obtenidos al aplicar una deformación normal de amplitud *750 με* al modelo de interfaz presentado en la figura 2. Se puede observar como el daño crece progresivamente hasta alcanzar el valor de 0.5 cuando se han aplicado 1.500.000 de ciclos de carga. En el punto A, es decir, después de 500.000 ciclos de carga, el cemento presenta zonas completamente dañadas, y se puede ver como las zonas menos dañadas van disminuyendo a medida que aumenta el número de ciclos (punto B), encontrándose el cemento dañado prácticamente en su totalidad en el punto C, correspondiente a 1.500.000 ciclos. Cabe destacar que las inclusiones de cemento en el hueso presentan tensiones considerablemente menores que el resto de la interfaz, y no se encuentran dañadas en ningún momento.

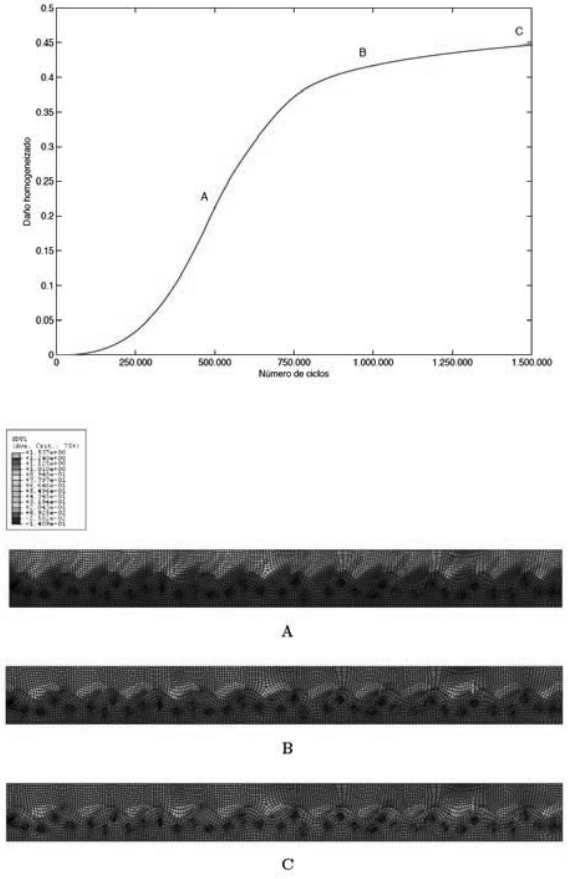


Figura 4. Representación a nivel macroscópico (o aparente) de la función daño homogeneizada para una deformación tangencial de amplitud 1000 με. Mapa de daño a nivel microscópico para 500.000 ciclos (A), 1.000.000 (B) y 1.500.000 (C).

Por otro lado se presenta en la figura 4 los resultados obtenidos de aplicar una deformación tangencial de amplitud *de 1000 με* al modelo de interfaz de la figura 2. Puede observarse que el daño crece hasta alcanzar el valor de 0.45 en el punto C, que muestra el cemento dañado por completo exceptuando las zonas en las que las tensiones son mínimas. En los mapas de daño de los puntos A y B se puede observar la evolución que va sufriendo el daño en la interfaz. Se puede comprobar que las deformaciones normales provocan en la interfaz unas tensiones principales máximas mayores que en el caso de las deformaciones tangenciales, y como consecuencia el cemento daña de forma mucho más rápida para un mismo nivel de deformación si se somete a deformaciones normales.

6. CONCLUSIONES

En este trabajo se ha presentado el estudio micromecánico de interfaces hueso-cemento. Para ello, se han planteado sendos modelos de comportamiento del hueso y cemento bajo cargas cíclicas. El análisis se ha planteado en un VRE de la microestructura de la interfaz, lo cual permite obtener los resultados directamente sobre la microestructura, así como a nivel macroscópico o aparente. El trabajo futuro que se plantea es una formulación multiescala de los modelos aquí presentados, que permita analizar el comportamiento de implantes y prótesis desde un punto de vista micro y macromecánico.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer la financiación obtenida a través del proyecto del Ministerio de Ciencia e Innovación de referencia DPI2010-20399-C04-02.

REFERENCIAS

[1] A.-K. Nilsdotter, A.-K. and Isaksson, F., "Patient relevant outcome 7 years after total hip replacement for OA - a prospective study", *BMC Musculoskeletal Disorders*, 2010.

[2] Charnley. J., "Acrylic cement in orthopaedic surgery", *Churchill/Livingstone*, Edinburgh, 1970.

[3] Bronzino, J.D., "The Biomedical Engineering HandBook", *CRC Press*, second edition, 2000.

[4] Jasty, M., Maloney W.J., Bragdon, C.R., Connor D.O., Haire, T., and Harris, W.H., "The initiation of failure in cemented femoral components of hip arthroplasties", *Journal of Bone and Joint Surgery*, pag. 73-B 551–558, 1991.

[5] Carter, D.R., a nd Caler, W.E., " A cumulative damage model for bone fracture", *Journal of Orthopaedic Research*, pag. 3 84–90, 1985.

[6] Miner, M.A., "Cumulative damage in fatigue", *Journal of Applied Mechanics*, pag. 12 A 159–A164, 1945.

[7] Zioupos, P., Wang, X.T., and Currey, J.D., "Experimental and t heoretical quantification of the development of damage in fatigue test of bone and antler", *Journal of Biomechanics*, pag. 29 989–1002, 1996.

[8] Pérez, M., García J.M., and Doblaré, M., "Analysis of the debonding of the stem-cement interface i n intramedullary fixation using a n on-linear fracture mechanics approach", *Engineering Fracture Mechanics*, pag. 72 1125–1147, 2005.

[9] Mann K. A., Mocarski, R., Dam ron, L.A., Allen, M.J., and Ayers, D.C., "Mixed-mode failure response of the cement-bone interface", *Journal of Orthopaedic Research*, pag. 19 1153–1161, 2001.

[10] Matouš, K., Kulkarni M.G., Philippe H. Geubelle, P.H., "Multiscale cohesive failure modeling of heterogeneous adhesives", *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, pag. 56 1511-1533, 2008.

ESTUDIO DEL COMPORTAMIENTO MECÁNICO DE LA INTERCARA COBRE-CARBONO MEDIANTE DINÁMICA MOLECULAR

A. Lasaosa, A. Luque, J. Aldazabal, J.M. Martínez-Esnaola, J. Gil Sevillano

CEIT y TECNUN (Universidad de Navarra)
Manuel de Lardizabal 15, 20018. San Sebastián-Donostia, España.
Tel: +34943212800. Fax: +34943213078
E-mail: aluque@ceit.es

RESUMEN

En este trabajo se presentan simulaciones de dinámica molecular realizadas mediante la técnica del *Modified Embedded Atom Method* (MEAM) y el software LAMMPS. Mediante dichas simulaciones, se trata de analizar del comportamiento mecánico durante la deformación y hasta la fractura de la intercara formada por el cobre y el carbono. En distintas series de simulaciones se han variado diferentes parámetros, tanto del potencial que liga los átomos (distancia de equilibrio Cu-C), como referidos a la propia simulación (tamaño, temperatura, velocidad de deformación). Con ello, se ha estudiado su efecto sobre la tensión máxima y la deformación para la ocurrencia de ese máximo. También se ha analizado el lugar de nucleación del fallo en función de las condiciones de simulación impuestas.

ABSTRACT

In this paper, we present molecular dynamics simulations carried out with the Modified Embedded Atom Method (MEAM) and the software called LAMMPS. These simulations permit analyzing the mechanical behaviour during deformation up to fracture of the interface formed by copper and carbon. In different sets of simulations, we have changed the value of several parameters, related to the potential that binds atoms together (equilibrium distance in Cu-C), as well as referred to the simulations themselves (system size, temperature, strain rate). Thanks to that, we have studied the effect of those parameters on the maximum stress and the deformation for the occurrence of that maximum. We have also analyzed the failure nucleation site as a function of the imposed simulation conditions.

PALABRAS CLAVE: Dinámica molecular, intercaras, fractura en modo I.

1. INTRODUCCIÓN

La Nanotecnología comprende los campos de la Ciencia y la Técnica en los que los materiales bajo estudio, obtenidos o manipulados tienen un tamaño por debajo de la micra, es decir, son nanométricos. La importancia de la Nanotecnología reside en las nuevas e interesantes propiedades que aparecen como resultado de reducir el tamaño. El reto científico consiste en comprender y controlar adecuadamente estas propiedades con el objeto de hacer un uso más eficiente de las mismas. Cada material ha de ser caracterizado estructural y funcionalmente para probar su adecuación a la aplicación a la que están dedicados.

En el caso de los nanocomposites, éstos se producen para combinar las propiedades de los materiales que los forman. Por esta razón, el campo de nanocomposites resulta muy prometedor en cuanto a mejorar las aplicaciones existentes y futuras de estos materiales. Sirva como ejemplo el caso de los nanomateriales basados en el carbono. Se trata de un candidato muy interesante para el refuerzo de matrices metálicas, como el aluminio, el titanio o el cobre puesto que combina propiedades mecánicas muy atractivas (elevada resistencia) con propiedades térmicas muy interesantes (bajo coeficiente de expansión térmica, elevada conductividad térmica).

Sin embargo, para el caso de los composites nanoestructurados de cobre y carbono, estas propiedades tan buenas no pueden disfrutarse completamente por el débil adhesión que presentan estos materiales en la intercara. Entre estos dos elementos apenas hay reactividad o disolución, lo cual se traduce en un débil enlace mecánico y, finalmente, en una pérdida de propiedades tanto térmicas (aumento del *gap* térmico, peor transporte del calor) como mecánicas (delaminación en la intercara).

En este trabajo se pretende investigar el comportamiento mecánico de la intercara cobre-carbono en distintas condiciones de temperatura o velocidad de deformación, entre otros parámetros, mediante simulaciones de dinámica molecular realizadas con LAMMPS.

2. LAMMPS Y MEAM

LAMMPS [1] es el acrónimo de *Large-scale Atomic/Molecular Massively Parallel Simulator*. Se

trata de un código de simulación de dinámica molecular clásica, diseñado específicamente para ser ejecutado en paralelo de forma eficiente. Es un software de código abierto desarrollado en Sandia National Laboratories, una unidad del Departamento de Energía de los Estados Unidos, que se distribuye libremente bajo los términos de Licencia Pública GNU (GPL). Desde su comienzo, LAMMPS ha ido mejorando gracias a las contribuciones de sus usuarios. Ofrece la posibilidad de simular una amplia gama de tipos de partículas y de considerar una gran variedad de métodos y condiciones de simulación.

De entre los disponibles en LAMMPS, el método de dinámica molecular empleado en las simulaciones de este trabajo es el *Modified Embedded Atom Method* (MEAM [2]). Inicialmente para metales, Daw y Baskes desarrollaron el *Embedded Atom Method* (EAM [3-4]). Esencialmente, este método proopne que la energía de enlace de un átomo con su entorno depende de la densidad electrónica en el lugar ocupado por el átomo. Por eso, este método se ha demostrado muy útil para simular superficies metálicas y grietas [5-8]. En estas zonas, el entorno del átomo es sustancialmente diferente al del interior del material.

La mejora que supone el MEAM respecto al EAM reside en el cálculo de la densidad electrónica atómica, ρ_{ti}. En el EAM, ésta se calcula como una superposición lineal de densidades electrónicas esféricamente promediadas, de tal forma que cada contribución a la densidad electrónica total, $\Delta\rho_{ij}$, sólo depende del material y de la distancia, r_{ij}, es decir,

$$\Delta\rho_{ij} = \rho^{j}\left(r_{ij}\right) \tag{1}$$

Sin embargo, en el MEAM, la densidad electrónica total se encuentra aumentada por unos términos angulares, en clara relación con los orbitales atómicos *s*, *p*, *d* y *f* [2,9]. Esta corrección no sólo produce mejores resultados sino que, además, abre la puerta a la simulación de compuestos covalentes, de enlace direccional, con este método de simulación.

El resto de la formulación del MEAM no cambia sustancialmente con respecto a la del EAM. Así, la energía total de un átomo, E_i, depende de dos términos:

$$E_i = F\left(\rho_{ti}\right) + \sum_{j=1, i\neq j}^{N} \phi\left(r_{ij}\right) \tag{2}$$

El primero, *F*, es la energía de *embedding*, que tiene en cuenta la densidad electrónica del lugar que ocupa el átomo y que, para el MEAM, toma la siguiente expresión analítica:

$$F\left(\rho_{ti}\right) = AE^{0}\rho_{ti}\ln\left(\rho_{ti}\right) \tag{3}$$

donde *A* es un factor de escala y E^0 es la energía de sublimación. El segundo, ϕ, es la energía de interacción entre núcleos, que sólo depende de la distancia entre los mismos. Más detalles sobre la formulación tanto de la densidad electrónica total como de la de cada uno de los términos que contribuyen a ella, así como de la energía de interacción, pueden encontrarse en artículo original de Baskes [2].

Cabe señalar que el propio Baskes establece la metodología a seguir en el caso de querer aplicar el MEAM a sistemas binarios, como el que se desea simular en este trabajo. Sencillamente, hay que construir el potencial de interacción ϕ correspondiente a dos átomos de distinta especie, para lo cual se tienen en cuenta las funciones de *embedding F* de los dos átomos y ciertos parámetros del compuesto intermetálico correspondiente. Pero, como ya se ha mencionado, no existe dicho compuesto intermetálico para el caso del carbono y el cobre, pues no presentan reactividad entre ellos y tampoco una buena solución del carbono en el cobre. Para evitar esta inconveniencia, en este trabajo se ha supuesto que Cu y C forman una estructura cúbica de tipo NaCl, donde en cada celda unitaria se hallan 4 átomos de cobre y otros 4 átomos de carbono, de forma que cada átomo de Cu está rodeado por 6 átomos de C, y viceversa. Se considera esta suposición por analogía con el trabajo de Gall y colaboradores [10].

Nótese, sin embargo, que en este trabajo no se trata de simular dicho compuesto sino la intercara cobre-carbono, aunque, efectivamente, sus propiedades sí que se verán afectadas por esta hipótesis inicial. Por esta razón, se han realizado también simulaciones en las que se ha variado el parámetro r_e que corresponde a la distancia de equilibrio en cobre-carbono. Se ha tomado la distancia de 2.17 Å como referencia y se han simulado tres valores más: 1.91 Å, 2.05 Å y 2.38 Å. En cuanto al resto de parámetros de simulación en relación con el MEAM, éstos se han tomado directamente del artículo de Baskes [2].

3. CARACTERÍSTICAS DE LAS PROBETAS Y DE LAS SIMULACIONES

Por las razones de interés tecnológico descritas en la Introducción, el sistema que se va a simular es el formado por cobre y carbono. El trabajo que se presenta aquí está basado en el artículo de Gall y colaboradores [10], en el cual se investiga el comportamiento a fractura de la intercara incoherente aluminio-silicio. Es posible seguir dicho trabajo puesto que el Cu, al igual que el Al, presenta una estructura cúbica centrada en las caras (*fcc*), mientras que el C, al igual que el Si, presenta una estructura diamante.

El sistema simulado está formado por dos monocristales de los materiales ya mencionados, que determinan la formación de la intercara, como se puede ver en la Figura 1.a. Aunque el tamaño también ha sido uno de los parámetros de variación, el sistema de referencia tiene 4×4×5 celdas unitarias tanto para el monocristal de cobre como para el de carbono. Esto resulta en una

longitud inicial de probeta, l_0, igual a 35.8 Å. La orientación dada tanto al Cu como al C es tal que las direcciones cristalográficas [001] y [010] corresponden con los ejes x e y de la simulación. El sistema es periódico a lo largo de estas direcciones. Sólo las dirección cristalográfica [100] de ambos cristales (eje z) presenta superficies libres. Además, la dirección normal a la intercara es paralela a la dirección [001].

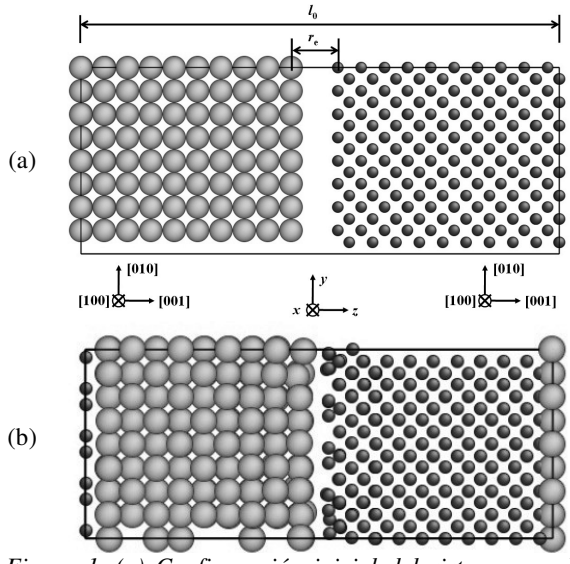


Figura 1. (a) Configuración inicial del sistema, en el caso de r_e = 2.17 A y l_0 = 35.8 Å. Los átomos más grandes y amarillos corresponden al Cu y los más pequeños y negros, al C. (b) Configuración del sistema tras el proceso de relajación a 0 K durante 7 ps.

Una vez generado el sistema, éste se somete a un proceso de relajación cuasi-estática a 0 K durante 7 ps, El incremento de tiempo, Δt, empleado es igual a 1 fs y se ha mantenido este mismo valor en todas las simulaciones. Como resultado de este proceso se produce la relajación de las tensiones del sistema y se alcanza una configuración de equilibrio en la intercara del sistema, como se puede ver en la Figura 1.b. Nótese que el hecho de que aparezcan átomos de Cu y C en el lado contrario del sistema de simulación se debe a un artefacto del programa de visualización de los átomos, AtomEye [11]. Como se ha mencionado, el sistema no es periódico en el eje z (y sí en los ejes x e y).

Finalmente, la temperatura, que se controla mediante el termostato de Nosé-Hoover [12-13], se eleva hasta la temperatura objetivo, T. Aunque se ha tomado 300 K como la temperatura de referencia, en este trabajo se han elegido otras 4 temperaturas más (0 K, 500 K, 750 K y 1000 K) con el fin de estudiar el efecto de esta variable de simulación sobre el comportamiento mecánico de la intercara. El proceso de calentamiento dura 2 ps. Finalmente, la simulación consiste en un ensayo virtual de tracción a la temperatura seleccionada. Las capas de cobre y carbono más alejadas de la intercara y paralelas a ella se desplazan a una velocidad, v_a, de 1 Å/ps, lo que equivale a una velocidad de deformación de $\sim 2.8\times10^{10}$ s^{-1} para la muestra de l_0 = 35.8 Å. Tomando su resultado como referencia, se ha variado la velocidad de deformación para ver su efecto sobre la curva tensión-deformación y el comportamiento de fractura.

4. RESULTADOS

4.1. Simulación de referencia

La Figura 3 muestra la evolución de la tensión durante el ensayo virtual de tracción de la probeta de referencia, es decir, r_e = 2.17 Å, l_0 = 35.8 Å, T = 300 K y v_a = 1 Å/ps.

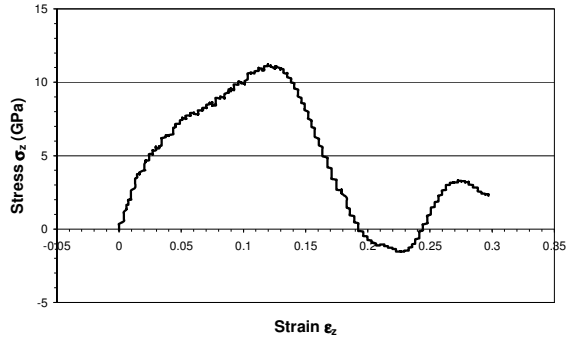


Figura 3. Curva σ-ε del ensayo de tracción en las condiciones de simulación de referencia: r_e = 2.17 Å, l_0 = 35.8 Å, T = 300 K y v_a = 1 Å/ps.

El estado tensional de la probeta al principio del ensayo de tracción es compresivo (~0.1 GPa). Esto es debido a la adecuación de la temperatura a la de ensayo (300 K). Durante el calentamiento, no se permite el cambio de las dimensiones de la probeta. Por ello, la correspondiente dilatación se traduce en la mencionada tensión de compresión. La Figura 4 muestra la configuración del sistema en el momento de comenzar la simulación. La probeta muestra un comportamiento elástico lineal hasta casi el 5% de deformación. El valor de módulo elástico del sistema de referencia, medido al 1.5% de deformación, es 238 GPa. En la Figura 5 se puede ver la configuración de la probeta con r_e = 2.17 Å y l_0 = 35.8 Å en el ensayo con T = 300 K y v_a = 1 Å/ps cuando ε_z es 1.5%. Como se puede ver en la Figura 3, el máximo de la tensión, que está asociado al inicio del fallo del material (Figura 6), ocurre con una deformación del 12.0%. El valor de la tensión máxima aplicada es de 11.2 GPa. Como se ve en la Figura 6, el fallo nuclea aparentemente en la intercada de cobre y carbono. Sin embargo, al seguir el proceso de fractura, se puede ver (Figura 7) que el fallo realmente se produce en el cobre. El carbono, mucho más resistente que el cobre [14], consigue mantener su integridad. El cobre, por su parte, podría admitir deformación plástica, mediante la nucleación y emisión de dislocaciones. Pero considerando la orientación del monocristal de cobre y las condiciones de simulación (tamaño pequeño, alta velocidad de deformación), está favorecida una fractura como la indicada. Como se ve en la Figura 3, siguiendo el sistema después de la fractura de la intercara, se puede observar que la tensión sufre una recuperación

elástica (*elastic spring-back*) que aparece como una tensión oscilante entorno a 0 hasta volver a un estado de equilibrio, como recogen Gall y colaboradores para el Al-Si [10]. Sin embargo, este parte de la curva no es pertinente para el estudio que se desea hacer en este trabajo y no se mostrará en las demás curvas tensión-deformación.

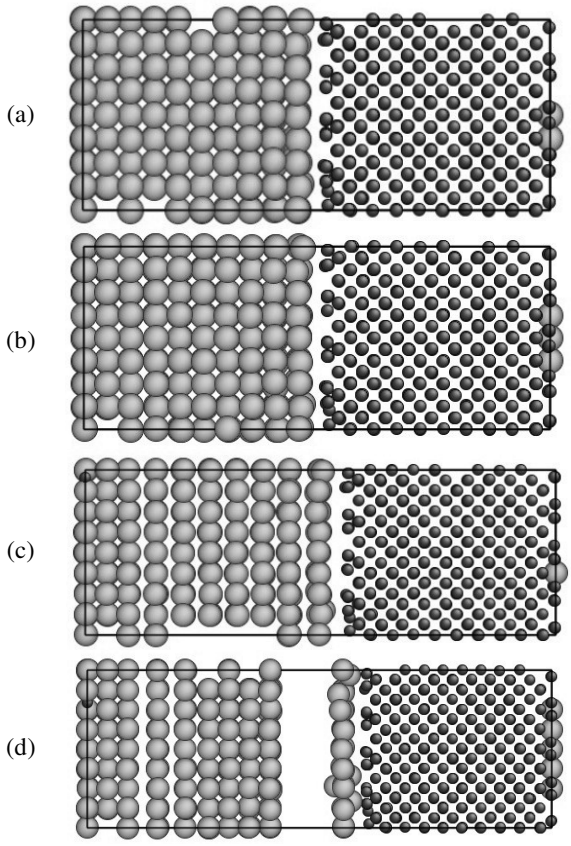


Figura 5. Configuración del sistema (r_e = 2.17 A, l_0 = 35.8 Å) durante el proceso de tracción (300 K, v_a = 1 Å/ps), con (a) ε_z = 0%, (b) ε_z = 1.5%, (c) ε_z = 12.0% y (d) ε_z = 21% (nótese la distinta separación entre los planos [100] del Cu, producida por la recuperación elástica oscilatoria).

4.2. Efecto del tamaño

La Figura 8 muestra la evolución de la tensión durante el ensayo virtual de tracción a 300 K con v_a = 1 Å/ps de la probeta de r_e = 2.17 Å y l_0 variable. Es decir, en estos ensayos, el parámetro de simulación que ha variado ha sido la dimensión de la probeta: no la longitud en *x*, l_0, sino también las otras dos dimensiones. La longitud en *y* y *z* se han variado de forma que se mantiene la semejanza en cada monocristal inicial. Los resultados más interesantes de estas simulaciones se recogen en la Tabla 1. Como se ve ella, existe cierta variación de *E* al cambiar el tamaño de la probeta que, sin embargo, no parece estadísticamente representativo. Sí hay un cierto efecto en la tensión máxima que soporta la probeta y en la deformación para dicho máximo, siendo mayor la tensión y la deformación que puede soportar las muestras de mayor tamaño. Esto podría indicar algún efecto de borde, y por tanto, no deseable, en estos resultados. Además, en términos generales, un mayor tamaño produce variaciones más suaves en la curva σ-ε, como se ve Figura 8. Consecuentemente, convendría realizar las simulaciones con un tamaño lo mayor posible. Sin embargo, dado el carácter preliminar de este trabajo, se ha decidido utilizar l_0 = 35.8 Å, por el incremento de tiempo de simulación que suponen los otros tamaños.

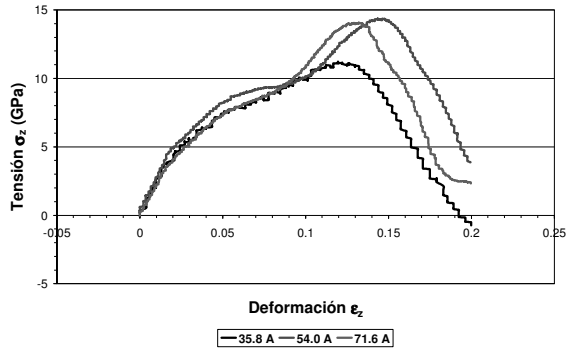


Figura 8. Curvas σ-ε de los ensayos en los que se ha variado la dimensión inicial de la probeta, l_0.

Tabla 1. Módulo elástico, E, tensión máxima, σ_{max}, y deformación para ese máximo, ε_{max}, de las simulaciones realizadas para estudiar el efecto de la longitud de la probeta, l_0 (d_0 es la longitud en las otras dos dimensiones)

l_0 (Å)	d_0 (Å)	E (GPa)	σ_{max} (GPa)	ε_{max} (%)
35.8	14.4	243	11.2	12.0
54.0	21.6	238	14.3	14.8
71.6	28.8	222	14.1	13.2

4.3. Efecto de la distancia de equilibrio en Cu/C

La Figura 9 muestra la evolución de la tensión durante el ensayo virtual de tracción a 300 K con v_a = 1 Å/ps de la probeta de l_0 = 35.8 Å. En estos ensayos, el parámetro de simulación variado ha sido r_e. Para entender cómo afecta r_e a σ_{z0}, conviene recordar que el efecto práctico de aumentar r_e en la simulación es aumentar el *gap* entre los átomos de Cu y C en la intercara. Por eso, al observar el valor del módulo elástico calculado con el 1.5% de deformación, la Tabla 2 indica que este parámetro no es sensible a r_e, salvo para el mayor valor de la distancia de equilibrio al vecino más cercano, para el cual *E* disminuye bruscamente. Lógicamente, r_e impone un vacío en la intercara que hace que la flexibilidad del sistema en su conjunto sea mayor cuanto mayor sea r_e. El efecto de la distancia de equilibrio al vecino más cercano en la intercara Cu/C sobre la resistencia de la intercara es prácticamente inapreciable, no así sobre la deformación necesaria para generar el fallo de la intercara: ε_{max} es sensiblemente menor para el mayor valor de r_e. Nuevamente, esto está relacionado

con la mayor separación de los átomos en la intercara, que redunda en una peor transmisión de la tensión a través de ella.

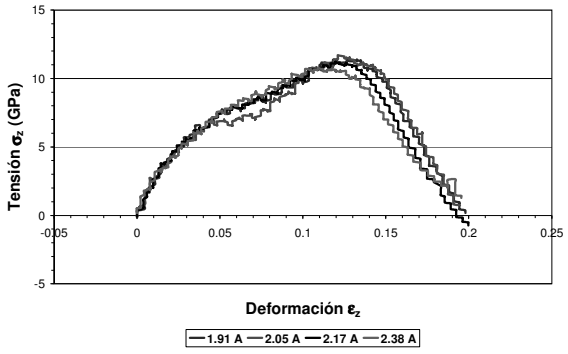


Figura 9. Curvas σ-ε de los ensayos en los que se ha variado la distancia de equilibrio en Cu/C, r_e.

Tabla 2. Módulo elástico, E, tensión máxima, σ_{max}, y deformación para ese máximo, ε_{max}, de las simulaciones realizadas para estudiar el efecto de la distancia de equilibrio para el Cu/C, r_e.

r_e (Å)	E (GPa)	σ_{max} (GPa)	ε_{max} (%)
1.91	241	11.4	12.8
2.05	241	11.7	12.1
2.17	243	11.2	12.0
2.38	202	10.8	10.9

4.4. Efecto de la temperatura

La Figura 10 muestra la evolución de la tensión durante el ensayo virtual de tracción con v_a = 1 Å/ps de la probeta con r_e = 2.17 Å y l_0 = 35.8 Å. En estos ensayos, el parámetro de simulación que se ha variado ha sido la temperatura. Los resultados más interesantes de estas simulaciones se recogen en la Tabla 3. Como se puede ver ella, si aumenta la temperatura de simulación, la tensión compresiva que se induce en el sistema inicial aumenta, puesto que es mayor la dilatación que se ha de compensar. También se puede observar cierta pérdida de rigidez con un menor módulo elástico a las mayores temperaturas. Sin embargo, la disminución sólo es relativamente grande. Esto puede entenderse teniendo en cuenta la elevada rigidez del diamante hasta elevadas temperaturas [14]. El efecto de la temperatura sobre la resistencia de la intercara es algo más notable, como se puede observar en la Tabla 3. Tanto la tensión máxima que es capaz de soportar el sistema, como la deformación que se ha de realizar para alcanzar ese nivel de tensión, son menores cuanto mayor es la temperatura. Esto indica que la nucleación del fallo del material es más fácil. El fallo a temperaturas mayores que la de referencia también se produce por delaminación del cobre en las cercanías de la intercara. Cabe señalar que, al normalizar la σ_{max} con E, el resultado es ~5% para todas las simulaciones.

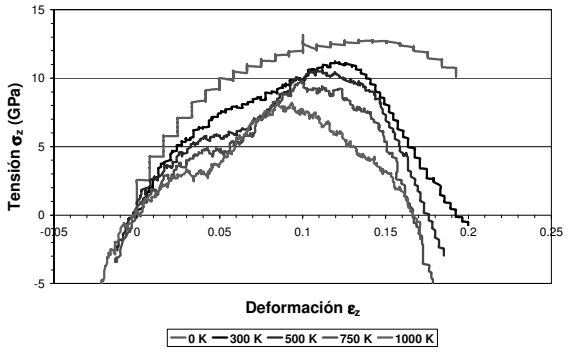


Figura 10. Curvas σ-ε de los ensayos en los que se ha variado la temperatura, T.

Tabla 3. Estado tensional inicial, σ_{z0}, módulo elástico, E, tensión máxima, σ_{max}, y deformación para ese máximo, ε_{max}, de las simulaciones realizadas para estudiar el efecto de la temperatura, T.

T (K)	σ_{z0} (GPa)	E (GPa)	σ_{max} (GPa)	ε_{max} (%)
0	0.7	243	12.8	13.4
300	-0.1	243	11.2	12.0
500	-2.5	210	10.7	10.9
750	-3.2	200	9.8	10.0
1000	-5.0	174	8.3	8.5

4.4. Efecto de la velocidad de deformación

La Figura 11 muestra la evolución de la tensión durante el ensayo virtual de tracción a 300 K de las probetas con r_e = 2.17 Å y l_0 = 35.8 Å. En estos ensayos, el parámetro de simulación que se ha variado ha sido la velocidad de alargamiento, v_a, o, equivalentemente, la velocidad de deformación. Los resultados más interesantes se recogen en la Tabla 4. Como se puede ver en ella y en la Figura 11, el hecho de variar v_a produce un cambio importante en el comportamiento observado y en el valor de módulo elástico. Al aumentar la velocidad de deformación casi un orden de magnitud, el sistema no consigue seguir a las capas de átomos que introducen la deformación y se muestra tan flexible. Sin embargo, no es más que un artefacto de la simulación, y no representa un comportamiento mecánico real. Por otro lado, reducir la velocidad de deformación un orden de magnitud, reduce también el valor de E. La razón de esto puede ser que se permite una mayor relajación tensional antes de seguir deformando el material. Pasar de 1 Å s^{-1} a 5 Å s^{-1}, por el contrario, no supone cambios. Dejando a un lado el caso de 7.5 Å s^{-1}, por lo ya mencionado, en cuanto a σ_{max} y ε_{max}, se observa una disminución de su valor al disminuir v_a. En el proceso de relajación entre etapas de deformación, la configuración en la intercara puede dar origen a un fallo a tensiones y deformaciones menores que en la simulación de referencia. Finalmente, hay que considerar el correspondiente aumento en el tiempo de simulación para la simulación con v_a = 0.1 Å s^{-1}.

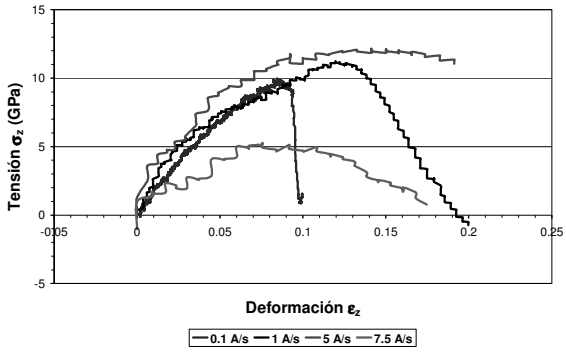


Figura 11. Curvas σ-ε de los ensayos en los que se ha variado la velocidad de alargamiento, v_a.

Tabla 4. Módulo elástico, E, tensión máxima, σ_{max}, y deformación para ese máximo, ε_{max}, de las simulaciones en que varía velocidad de alargamiento , v_a.

v_a (Å s^{-1})	E (GPa)	σ_{max} (GPa)	ε_{max} (%)
0.1	174	9.9	8.6
1	238	11.2	12.0
5	236	12.1	14.1
7.5	58	5.3	7.6

5. CONCLUSIONES

Se ha estudiado el comportamiento mecánico a fractura de una intercara cobre-carbono en función de varios parámetros de simulación. Para ello, se ha empleado el MEAM como técnica de simulación y LAMMPS como software para llevarlas a cabo. Los resultados más relevantes son los siguientes:

- emplear un mayor tamaño de sistema reduce las fluctuaciones de la tensión y evita los efectos de borde;
- los resultados de la simulación no son muy sensibles a r_e en el rango de valores considerados;
- cuanto mayor es T, peores son las propiedades de la intercara, particularmente el valor máximo de tensión que ésta puede soportar;
- v_a tiene un efecto muy importante sobre los resultados de la simulación, y es conveniente seguir investigando el efecto de velocidades de deformación menores que las usadas.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen al Gobierno Vasco la financiación de este trabajo a través del proyecto ETORTEK inanoGUNE II (IE09-243).

REFERENCIAS

[1] Plimpton, S., "Fast parallel algorithm for short-range molecular dynamics",*J. Comp. Phys.*, 117 (1995) 1-19.

[2] Baskes, M.I. "Modified embedded-atom potentials for cubic materials and impurities", *Phys. Rev. B*, 46 (1991) 2727-2741.

[3] Daw, M.S. y Baskes, M.I. "Semiempirical quantum mechanical calculation of hydrogen embrittlement in metals", *Phys. Rev. Lett.*, 50 (1983) 1285-1288.

[4] Daw, M.S. y Baskes, M.I., "Embedded-atom method: derivation and application to impurities, surfaces and other defects in metals", *Phys. Rev. B*, 29 (1984) 6443-6453.

[5] Luque, A., Aldazabal, J., Martínez-Esnaola, J.M. y Gil Sevillano, J., "Plastic deformation by conservative shear-coupled migration of tilt boundaries with intergranular nano-cracks and precipitates", *Philo. Mag.*, 90 (2010) 3743-3756.

[6] Luque, A., Aldazabal, J., Martínez-Esnaola, J.M. y Gil Sevillano, J., "Mode II loading behaviour of intergranular cracks lying on a Σ17(530)/[001] symmetrical tilt boundary in copper", *Phys. Status Solidi C*, 6 (2009) 2107-2112.

[7] Luque, A., Aldazabal, J., Martínez-Esnaola, J.M. y Gil Sevillano, J., "Molecular dynamics simulation of crack tip blunting in opposing directions along a symmetrical tilt grain boundary of copper bycristal", *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.,* 30 (2007) 1008-1015.

[8] Luque, A., Aldazabal, J., Martínez-Esnaola, J.M. y Gil Sevillano, J., "Atomistic simulation of tensile setrength and toughness of cracked Cu nanowires", *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, 29 (2006) 615-622.

[9] Lee, B., Baskes, M.I., Kim, H. y Choo, Y.K., "Second nearest-neighbour modified embedded atom method for bcc transition metals", *Phys. Rev. B*, 64 (2001) 184102.

[10] Gall, K., Horstemeyer, M.F., Van Schilfgaarde, M., y Baskes, M.I., "Atomistic simulations on the tensile debonding of an aluminium-silicon interface", *J. Mech. Phys. Solids*, 48 (2000) 2183-2212.

[11] Li, J., "AtomEye: an efficient atomistic configuration viewer", *Modell. Simul. Mater. Sci. Eng.*, 11 (2003) 173-177.

[12] Nosé, S. "A unified formulation of the constant temperature molecular dynamics methods", *J. Chem. Phys.*, 81 (1984) 511-519.

[13] Hoover, W.G., "Canonical dynamics: equilibrium phase-space distributions", *Phys. Rev. A*, 31 (1985) 1695-1697.

[14] Luque, A., Aldazabal, J., Martínez-Esnaola, J.M. y Gil Sevillano, J., "Propiedades termo-elásticas y de fractura de diversas estructuras de carbono simuladas mediante dinámica molecular", *Anales de Mecánica de la Fractura.*, 25 (2008) 474-479.

ANALISIS DE LAS TENSIONES PARA LA INICIACIÓN DE LAS GRIETAS DE FATIGA Y SU SENSIBILIDAD A LA ENTALLA, POR EL MÉTODO DEL GRADIENTE MEDIANTE CALCULOS POR ELEMENTOS FINITOS. APLICACION A LOS ACEROS ALEADOS.

C.Ferrer Giménez[1], L.A.Gómez Soler[1], M.Pascual Guillamón[1], J.Orozco[1], Mohamad Sabsabi, Kudama A. Habib[2]

[1.-]Instituto de Tecnología de Materiales. UPV. Camino de Vera s/n. 46022 Valencia. cferrer@upvnet.upv.es

[2.-]Universidad Jaime I. Av. de Vicente Sos Baynat s/n.12071 Castellón de la Plana

RESUMEN

En la etapa inicial de la fatiga, las grietas se inician por deformaciones plásticas locales, en puntos que alcanzan el límite elástico consecuencia de las concentradores, aunque las nominales sean inferiores.
Así el diseño en fatiga objetivo fiabilidad 100%, la evaluación de las tensiones en los concentradores. objeto de este estudio. La evaluación se realiza, en primera aproximación, por Elementos finitos para modelizar las tensiones monotónicas en el fondo de entalla, tipificada por la profundidad y el radio del fondo de entalla.
Se realiza la obtención de la fiabilidad del concepto "Gradiente de tensiones en fondo de entalla" que permite la correlación con la tensión de fatiga para el material definido por su límite elástico.
Se hace una aplicación a los aceros aleados modelizando su tensión de fatiga. Además este indicador permite el análisis de las tensiones triaxiales en la entalla y justifica desviaciones del concepto conocido como "Sensibilidad del material a la entalla" por el endurecimiento local del material en la entalla por efecto del estado triaxial de tensiones.
Para un análisis más detallado de las tensiones se estudiará los planos de las tensiones máximas y los cortantes a lo largo de la entalla, con el fin de explicar el crecimiento de grieta debido a esfuerzos cortantes máximos.

ABSTRACT

In the initial stage of fatigue, stress in "stress concentrations" is influential. Cracks are initiated by local plastic deformation at points reaching the elastic limit as a result of the "stress concentrations", although being nominal stress lower.
Therefore, in order to found a fatigue design 100% reliable, it is required the evaluation of tension in the "stress concentrations"; this is the objective of this study. Firstly, the evaluation is performed using the finite element method, in order to model the monotonic tension at the "notch tip", typified by the depth and radius of the "notch tip". The study is completed by obtaining the indicator "stress gradient at notch tip", that allows correlation with the stress of fatigue for the material defined by its elastic limit. An application is made to alloy, modelling its tension fatigue. Furthermore, this indicator allows the analysis of the stresses in the notch and justify deviations from the concept known as "sensitivity of the material at the notch" by the local hardening of the material in the notch by effect of triaxial state of stress.
For an analysis more detailed of the stresses it will be studied the planes of the maximum stresses along the notch, to explain the grown of the crack due to the maximum cutting forces.

PALABRAS CLAVE: gradiente, fatiga, entalla, triaxialidad de tensiones

KEYWORDS: gradient, fatigue, notch, stresses triaxiality

.

1. INTRODUCIÓN.

1.1.- FATIGA

En una superficie fracturada por fatiga pueden distinguirse tres etapas: a) iniciación de grieta. b) propagación de grieta estable. c) propagación de grieta inestable. En la primera etapa, las grietas de fatiga se inician generalmente en las discontinuidades superficiales o concentradoras de tensiones [1]. Su formación se potencia por la presencia de entallas o acumuladores de tensiones geométricos, o defectos superficiales. Sin embargo, también pueden iniciarse en defectos subsuperficiales tales como un defecto de fundición, inclusiones, grietas de temple, grietas inducidas por hidrógeno, etc. Las grietas se forman a través de procesos de deformaciones plásticas locales que generan altas densidades de dislocaciones locales sobre planos de deslizamiento [2−5]. Las tensiones nominales a las grietas de fatiga suelen estar por debajo del límite elástico del material. No obstante, el análisis a nivel microestructural indica tensiones locales superiores al límite elástico, como resultado de las concentraciones de tensiones alrededor de los defectos del material e inclusiones que conducen a altas deformaciones plásticas localizadas [6].

1.2.-TENSIONES EN EL FONDO DE ENTALLA

El factor de concentración de tensiones es una medida muy usada que relaciona la tensión máxima en el fondo de la entalla con la tensión nominal aplicada, y viene dada por la siguiente ecuación

$$K_t = \frac{\sigma_{y,\max}}{\sigma_{nom}} \tag{1}$$

El campo de tensiones alrededor de una entalla de radio ρ, bajo la teoría elástica lineal, con solución Wastergaard es del tipo [7], Fig. 1:

$$\sigma_x = \frac{K_I}{\sqrt{2\cdot\pi\cdot r}}\cdot\left[\cos\frac{\theta}{2}\cdot\left(1 - sen\frac{\theta}{2}\cdot sen\frac{3\cdot\theta}{2}\right) - \frac{\rho_e}{2\cdot r}\cdot\cos\frac{3\cdot\theta}{2}\right] \tag{2.1}$$

$$\sigma_y = \frac{K_I}{\sqrt{2\cdot\pi\cdot r}}\cdot\left[\cos\frac{\theta}{2}\cdot\left(1 + sen\frac{\theta}{2}\cdot sen\frac{3\cdot\theta}{2}\right) + \frac{\rho_e}{2\cdot r}\cdot\cos\frac{3\cdot\theta}{2}\right] \tag{2.2}$$

$$\tau_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\cdot\pi\cdot r}}\cdot\left[sen\frac{\theta}{2}\cdot\cos\frac{\theta}{2}\cdot sen\frac{3\cdot\theta}{2} - \frac{\rho_e}{2\cdot r}\cdot sen\frac{3\cdot\theta}{2}\right] \tag{2.3}$$

Para valores ρ = 0 y r = ρ/2, se obtiene:

$$\tau_{xy} = \sigma_x = 0$$
$$\sigma_y = \frac{2}{\sqrt{\pi}}\cdot\frac{K_I}{\sqrt{\rho_e}} = 2\cdot\sigma\cdot\sqrt{\frac{a}{\rho_e}} \tag{3}$$

Sustituyendo la Ecuación. (3) en la Ecuación. (1) se obtiene:

$$K_t = \frac{\sigma_{y,\max}}{\sigma_{nom}} = 2\cdot\sqrt{\frac{a}{\rho_e}} \tag{4}$$

Las entallas concentran las tensiones y sus correlacionadas las deformaciones. El grado de concentración es un factor de la resistencia a la fatiga de partes entalladas. Este es medido por el factor de concentración de tensiones elásticas Kt. Uno de los objetos de estudio es la comprobación del factor de concentración de tensiones Kt para entallas específicas mediante el método de elementos finitos.

1.3.-GRADIENTE DE TENSIONES

Otro indicador de las tensiones en el fondo de entalla es el concepto gradiente de tensiones. Es decir, el valor de la pendiente de la tangente en el fondo de entalla del campo de tensiones[8], dando el factor máximo de la pendiente en el límite de entalla [9].

$$\chi = \lim_{x\to 0}\frac{1}{\sigma_n}\frac{d\sigma}{dx} \tag{5}$$

La importancia de este nuevo parámetro radica en su buena relación con el coeficiente de sensibilidad del material a entalla. Se define como coeficiente de sensibilidad a entalla q como:

$$q = \frac{K_f - 1}{K_t - 1} \tag{6}$$

donde K_f es el coeficiente de aminoración de la tensión de fatiga por la entalla. Kt es mayor a Kf, ergo q es menor que uno. Cuanto menor es q, el material es menos sensible a la entalla. Se puede correlacionar con el radio.

Otro indicador equivalente a l q es el denominado llama coeficiente de adaptación dinámica, que se obtiene a partir de q, simplemente quitando el "-1" del numerador y denominador e invirtiendo los coeficientes Kt y Kf

$$\delta_f = \frac{K_t}{K_f} \tag{7}$$

El coeficiente de adaptación dinámica justifica un método para la definición de las tensiones de fatiga En efecto la figura 1 correlaciona el coeficiente δ con el gradiente de la entalla para cada tipo de acero.

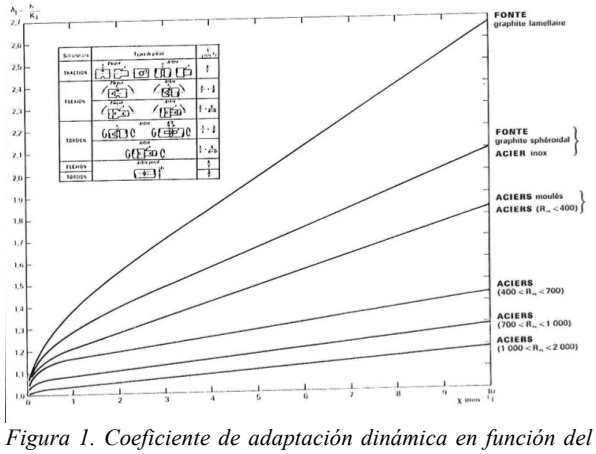
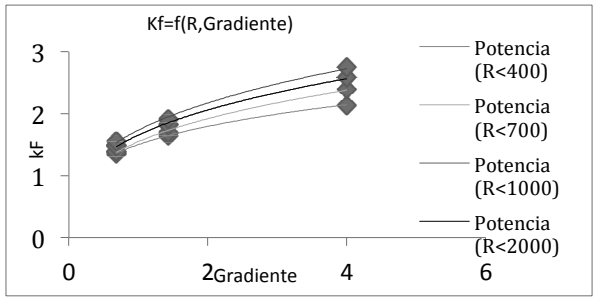


Figura 1. Coeficiente de adaptación dinámica en función del gradiente para todos los modelos de solicitaciones. [8]

Así puede deducirse el coeficiente δ=f(X) o alternativamente del δ=f(Kt). Así el cálculo del coeficiente Kf es evidente. En la figura 2 se observa esta correlación para los diferentes tipos de acero.



Gráfica 1.-Correlación del gradiente frente a Kf

1.4.-CRECIMIENTO DE GRIETA EN EL FONDO DE ENTALLA

Está demostrado que las tensiones nominales a las que las grietas de fatiga se forman suelen estar por debajo del límite elástico del material. No obstante el análisis a nivel microestructural indica tensiones locales superiores al límite elástico, como resultado de las concentraciones de tensiones, alrededor de los defectos, heterogeneidad del material e inclusiones, que conducen a altas deformaciones plásticas localizadas.

La grieta inicial que se forma es transcristalina siguiendo la dirección de los máximos esfuerzos cortantes que para el caso de tensiones axiales sin efectos de entalla es a 45º. En la segunda etapa, la grieta de fatiga inicial se propaga como un resultado de deformaciones plásticas locales en el fondo de grieta, ocurriendo esto durante cada período de carga de extensión .Las cargas de compresión colaboran en el proceso de dañado que permite su crecimiento, lo que se puede deducir a partir del diagrama de Goodman. La figura 2 justifica el crecimiento de la grieta en cada ciclo por el efecto de las tensiones cortantes.

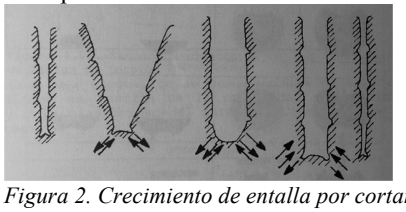


Figura 2. Crecimiento de entalla por cortantes

Se puede proceder a una justificación mediante el análisis de las tensiones a lo largo de la entalla.

2. EXPERIMENTAL.

2.1.- MODELIZACIÓN DE LA EXPERIENCIA

La fórmula (4) muestra la relación entre la tensión máxima en el fondo de entalla y el radio de entalla, la tensión nominal y la longitud de la misma. Se ha hecho una comparación los resultados con los analizados para 25 casos distintos, y se ajustará la fórmula anterior para una mayor exactitud. Algunos autores ya han propuesto modelos para explicar el gradiente de tensiones en entallas [10], tomando como variable Kt [11], en este caso no se va a tomar como variable Kt, que además ya estaba corregida antes, sino que se van a tomar directamente las variables de las cuales depende Kt, es decir, a y ρ.

Los parámetros variables son a y ρ, tomando como valores para la profundidad de entalla a=5, 10, 15, 20 y 25mm, y para ρ=0,05, 0,25, 0,5, 1 y 1,5 mm de radio. Se ha considerado para el análisis un acero con un módulo de Young de 2,1GPa y un coeficiente de Poisson de υ=0,3, así como una malla de 8 nodos. La tensión a la que está sometida cada modelización es de 100MPa.

En cada zona del modelo se ha asignado un tamaño de malla distinto, siendo más pequeño a medida que nos acercamos al fondo de entalla.

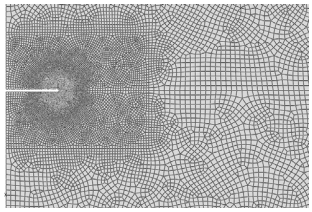


Figura 3. Malla del modelo.

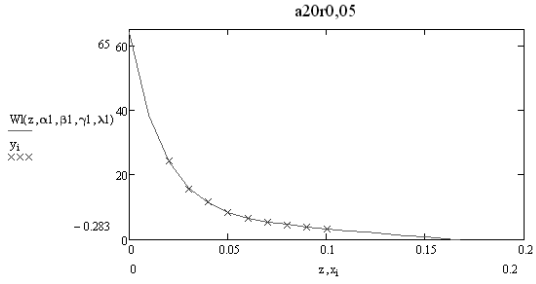
Con los datos obtenidos en Abaqus, se ha obtenido un modelo para el factor de concentración de tensiones en probetas sólo con entalla, mediante la correlación de la fórmula (4) con los resultados reales que se obtienen del modelo. El modelo de la nueva fórmula será

$$K_t = \frac{\sigma_{y,max}}{\sigma_{nom}} = C \cdot a^n \cdot \rho^m \qquad (8)$$

donde se buscarán los coeficientes C, n y m que más se ajusten a la realidad para cada a y , correlacionando mediante hoja de cálculo ambos términos de la ecuación; el que contiene a las tensiones y el que incluye los factores entalla y profundidad

2.2.-PROCEDIMIENO PARA OBTENER EL GRADIENTE DE TENSINES

Para obtener las distintas evoluciones de gradientes se ha seguido la fórmula (5), tomando como tensión no-



Gráfica 2. Extrapolación del gradiente

minal 100Mpa y la tensión de cada punto dada por el Abaqus. Lo que se pretende es hallar la pendiente del incremento de tensiones en el límite. Para ello se ha representado en una gráfica el incremento de tensiones a lo largo de la línea horizontal desde el fondo de entalla, frente a la distancia al fondo de entalla, tomando como constante el radio, y posteriormente tomando como constante la profundidad de entalla. De esta forma, mediante una interpolación, se pretende hallar el valor del eje de ordenadas cuando x tiende a 0. Al representar la nube de puntos se puede concluir un buen ajuste para ellos es $y = \alpha + \beta x + \gamma e^{-\lambda x}$,donde y es el gradiente y la x es la distancia al centro de entalla, como se puede apreciar en la gráfica 1. De esta forma se puede ver la

correlación del gradiente con el radio y con la longitud de entalla por separado, y tomando ambas variables.

Al ser una fórmula compleja, se ha utilizado el programa MathCAD para realizar las extrapolaciones.

Análogamente se ha procedido a la introducción cálculo del gradiente de tensiones en x siguiendo la fórmula (6) propuesta.

$$\chi = \lim_{x\to 0} \frac{1}{\sigma_{x,\max}} \frac{d\sigma_x}{dx} \tag{9}$$

2.3.-CORRELACIÓN DEL GRADIENTE DE TENSIONES CON LAS TENSIONES DE ROTURA DE LA PROBETA CON ENTALLA.

Gracias al gradiente se puede correlacionar la carga de rotura de la probeta entallada con el gradiente de tensiones. Para un acero 35CD4 templado y revenido se toman para distintas geometrías, sus Kt [8]

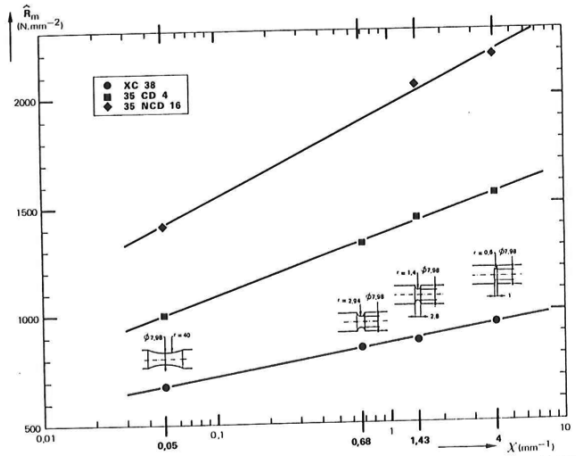


Figura 4. Resultados experimentales de tensión frente al gradiente para aceros XC38, 35CD4 y 35NCD16 de la norma francesa [8].

Kt es siempre mayor que Kf debido al endurecimiento dado por el efecto de entalla por la triaxialidad de tensiones. Y es menos cuanto mayor es Kf. Lo que se justifica en la figura 1.

2.4.-GRADIENTE DE TENSIONES EN X

En el fondo de entalla, las tensiones en x tienden a 0, luego el punto de análisis es el lugar de la entalla semicircular donde σ_x y σ_y tiendan a igualarse, esto viene a ser a 45º. Dibujar un flujo de tensiones. Se ha creado un camino para analizar las tensiones que está a 45º como se ve en la figura 8.

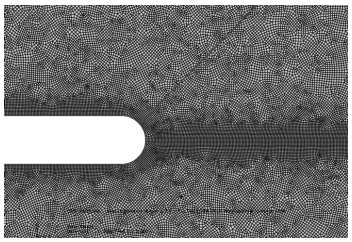


Figura 5. Camino para analizar las tensiones en x para a=15 y r=0,5.

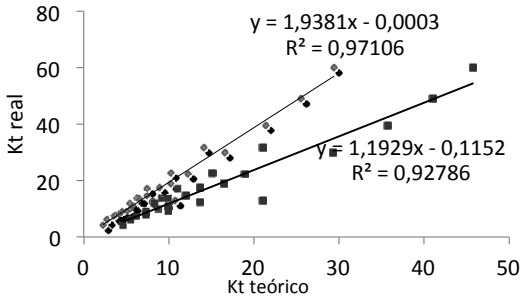
3. RESULTADOS Y DISCUSION.

3.1.-FACTOR CONCENTRADOR DE TENSIONES CORREGIDO.

La correlación máxima entre los términos de la ecuación $K_t = \frac{\sigma_{y,max}}{\sigma_{nom}} = C \cdot a^n \rho^m$, se obtiene mediante hoja de cálculo dando como resultado:

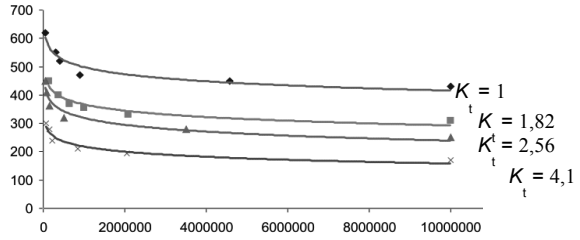
$$K_t = \frac{\sigma_{y,\max}}{\sigma_{nom}} = 1{,}938 \cdot (a^{0{,}625} \rho^{-0{,}47}) \tag{10}$$

Diferenciándose de la teórica cada vez más a medida que aumenta la profundidad de entalla y el radio es más pequeño. En el gráfico 2 la curva correspondiente a la Kt teórica es la de la derecha, mientras que la de la izquierda corresponde a la modelizada



Gráfica 3. Kt obtenida frente a teórica

Se puede comparar ambos factores de concentración de tensiones aplicándolos en ensayos de fatiga. Así tenemos que para un acero templado y revenido las curvas de Whöler para cada factor de concentración de tensiones son las indicadas en la gráfica 3:



Gráfica 4. Curvas de Whöler para distintas Kt

3.2.-GRADIENTE EN "Y" EN FUNCIÓN DE LA GEOMETRÍA DE LA PIEZA

A medida que disminuye la tensión media, la diferencia entre los factores teóricos y modelizados se va agudizando.

Gracias a las gráficas obtenidas que correlacionan el gradiente de tensiones con el radio y con la profundidad de entalla, se puede ver que es mucho más fuerte la correlación con el radio, no pudiendo obtenerse una buena correlación dependiente únicamente de la longitud de entalla.

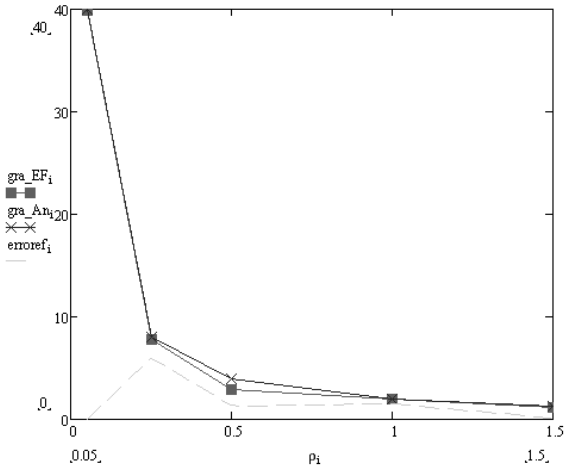


Gráfico 5.- Gradiente en función del radio

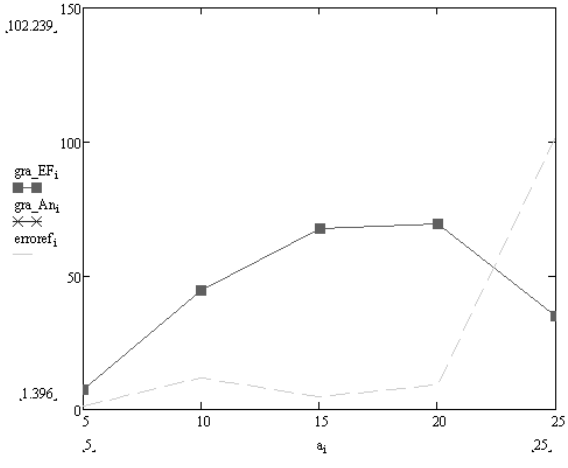


Gráfico 6.- Gradiente en función de la profundidad de entalla.

Si se coloca el gradiente en función de la profundidad de entalla (gráfico 5), se ve que el error aumenta en gran medida cuando aumentamos de 20mm de profundidad. Por tanto, el último dato para a=25 no deberá ser tenido en cuenta a la hora de realizar cálculos con exactitud

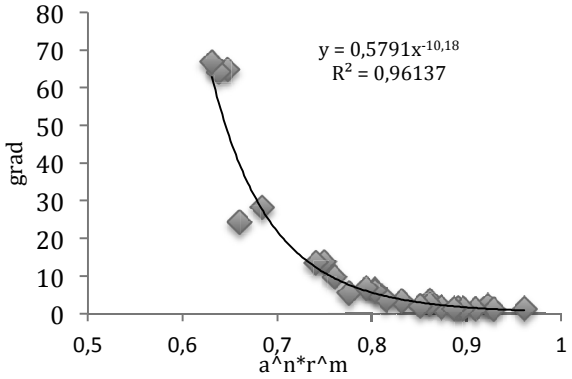


Gráfico 7. Gradiente en función de "a" y "ρ"

Tomando el gradiente como función de "a" y de "ρ" se obtiene la ecuación 11:

$$\gamma = 0{,}579 \cdot a^{-1{,}01} \cdot \rho^{0{,}505} \tag{11}$$

3.3.-GRADIENTE DE TENSIONES EN "X". RESULTADOS

En lo referente al gradiente de tensiones en "x", para longitudes de entalla constantes, variando el radio de entalla se obtiene el gráfico 7. No se obtiene ninguna correlación si se toma como única variable la longitud de entalla

.

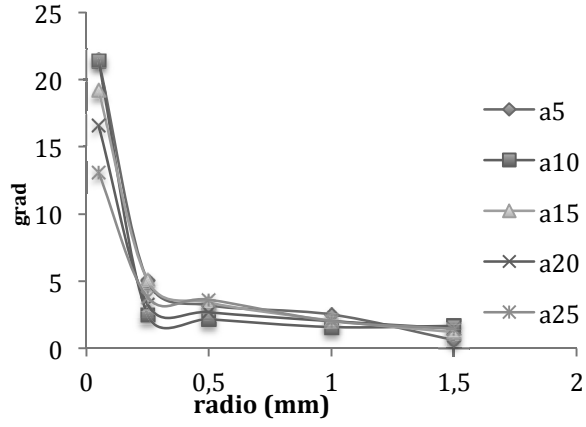


Gráfico 8. Gradiente en "x" frente a radio de entalla.

Lo más deseable es obtener una correlación con ambas variables, quedando:

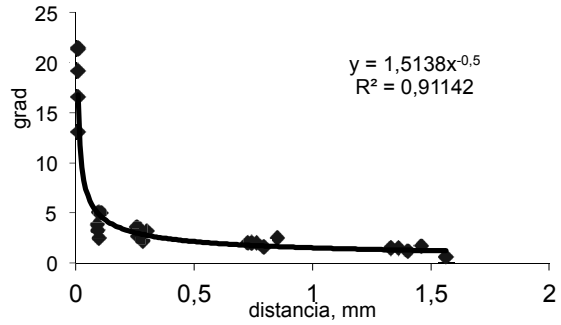


Gráfico 9.Gradiente en "x" en función de a y de ρ

Quedando la correlación:

$$\gamma = a^{-0,1} \cdot \rho^{1,5}$$
$$\gamma = 1,5138 \cdot (a^{-0,1} \cdot \rho^{1,5})^{-0,4995} \quad (12)$$
$$\gamma = 1,5138 \cdot a^{-0,4995} \cdot \rho^{0,74925}$$

Suponiendo que el la acción de dañado en fatiga se da por efecto de los cortantes máximos, se ve que va aumentando el cortante a medida que nos acercamos al fondo de entalla.

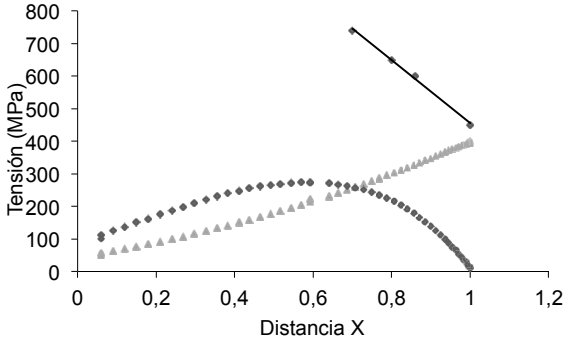


Gráfico 10. Evolución de tensiones en "x" y representación del punto crítico

Y se observa que la triaxialidad máxima de tensiones está donde se cruzan ambas líneas de tensiones. A 0,75mm del centro del círculo de entalla.

5. CONCLUSIONES.

Para probetas entalladas es más precisa la ecuación

$$K_t = \frac{\sigma_{y,\max}}{\sigma_{nom}} = 1,938 \cdot (a^{0,625} \rho^{-0,47})$$

-Es mayor Kt revisado que la teórica.
-Kt solo atiende la evolución de las tensiones sy.
-El modelo del gradiente de tensiones hallado es

$$\chi = 0,579 a^{-1} \rho^{0,505}$$

-El gradiente en "x" es

$$x = 1,51 \cdot a^{0,05} \rho^{0,74}$$

-El punto de iniciación de grieta se sitúa en el fondo de entalla donde Sy es máxima
-Si se adiciona una parte recta el inicio de la grieta es doble y separada en las zonas de radio.
-El mayor valor de Kt frente a Kf se justifica por la triaxialidad de tensiones que determina un límite elástico y una carga de rotura mayores en la probeta entallada.

5. REFERENCIAS.

[1] D. Godard, P. Archambault Et Al. Acta Materialia. 50 (9);2319-2329. Mayo. 2002.

[2] ME Fine, RO Ritchie. Fatigue-crack initiation and near-threshold crack growth. In: M Meshii, editor. Fatigue and microstructure. Metals Park (OH): ASM; 1978. p. 245–78.

[3] M Klesnil, P. Luksa, Fatigue of metallic materials. New York (NY): Elsevier; 1980. p. 57–80.

[4] S. Suresh Fatigue of materials. 2nd ed. Cambridge University Press; 1998. p. 132–64.

[5] K. S. Chan, Roles of microstructure in fatigue crack initiation, Int. J. Fatigue., 32 (2010), 1428-1447.

[6] X. Zheng. On some basic problems of fatigue research in engineering, Int. J. Fatigue., 23 (2001), 751-766.

[7] D. Dini, D.A. Hills, The effect of a crack-tip radius on the validity of the singular solution, IMechE, 2004

[8] A.Brand, Calcul des pieces a fatigue. Méthode du gradient, 16-17

[9]E. Siebel, M. Stieler Ungleichformige Spannungsverteilung bei schwingender Beanspruchung. VDI Z 1955;97(5):121–6.

[10] O. P. Ostash y V. V. Panasyuk Internacional Journal of Fatigue. 25 (2003); 703-708.

[11] R.I. Stephens, A. Fatemi, R.R. Stephens, H.O. Fuchs, Metal fatigue in engineering, Second Edition, Wiley Inter-Science.

PROPUESTA DE TENSIÓN EFECTIVA Y DISTANCIA CRÍTICA PARA EL ANÁLISIS DE COMPONENTES ENTALLADOS A FATIGA

C. Vallellano, A. Navarro, V. Chaves

Departamento de Ingeniería Mecánica y de los Materiales. Escuela Superior de Ingeniería.
Universidad de Sevilla. Camino de los Descubrimientos s/n. 41092 Sevilla (Spain)
e-mail: carpofor@us

RESUMEN

Los métodos basados en la Teoría de Distancia Crítica (TDC) han demostrado su aplicabilidad práctica para predecir el fallo, tanto por fatiga como por fractura, de componentes bajo gradientes de tensiones. El actual trabajo presenta por primera vez una deducción analítica de la tensión efectiva y de su distancia crítica asociada correspondiente a un componente entallado sometido a fatiga. El análisis se realiza para una entalla elíptica en un sólido semi-infinito sometido a un estado antiplano de tensiones. Los resultados, soportados así mismo por la MFEL, indican que la tensión efectiva adecuada resulta ser la media geométrica de las tensiones efectivas propuestas por Neuber y Peterson, coincidiendo la distancia crítica con la distancia crítica del material propuesta por Taylor.

ABSTRACT

The methods based on the Theory of Critical Distance (TCD) have demonstrated its applicability in predicting experimental failure results different failures mechanisms, such as fatigue and fracture, under stress gradients. The current paper presents for the first time an analytical deduction of the effective stress and its critical distance associated for a notched component subjected to fatigue. The analysis is performed for an elliptical notch in a semi-infinite solid and subjected to an antiplane state of tension. The results, likewise supported by the LEFM, indicate that the most appropriate effective stress seems to be the geometric mean of the effective stress proposed by Neuber and Peterson, and the critical distance coincides with the material critical distance proposed by Taylor.

PALABRAS CLAVE: Fatiga, Teoría de Distancia Crítica, Entallas, Método del Punto, Método de la Línea

1. INTRODUCCIÓN

Los métodos basados en la Teoría de Distancia Crítica (TDC) están siendo una herramienta muy útil, desde el punto de vista ingenieril, para el análisis de la resistencia a fatiga de componentes entallados o de elementos sometidos a gradientes de tensiones. Brevemente dichos métodos se basan en suponer que el fallo por fatiga del componente ocurre cuando el valor de una determinada tensión efectiva, evaluada a una determina distancia crítica medida desde la superficie, alcanza un cierto valor de referencia (e.g. el límite de fatiga del material). El profesor David Taylor y colaboradores han revisado los conceptos y modelos clásicos basados en TDC, y han puesto de manifiesto sus capacidades para predecir el fallo bajo diferentes mecanismos (e.g. fatiga, fractura frágil, fractura dúctil, etc.) de componentes sujetos gradientes de tensiones (e.g. con entallas o concentradores de tensión, sujetos a fretting-fatiga, etc.) de diferentes materiales (e.g. metales, polímeros, cerámicos, materiales biológicos, etc.) y sometidos a cargas tanto monoaxiales como multiaxiales [1-4]. Entre los métodos más explotados se encuentran el denominado Método de la Línea (ML), basado en la propuesta original de Neuber (1958) [5], y el Método del Punto (MP), propuesto inicialmente por Peterson (1959) [6]. No obstante, a pesar de las bondades exhibidas por dichos métodos, no existe aún un riguroso análisis de teórico que permita dar explicación a tales capacidades de una manera generalizada. Los únicos análisis teóricos existentes están restringidos a grietas.

El actual trabajo presenta por primera vez una deducción analítica de la tensión efectiva y de su distancia crítica asociada, correspondientes a un componente entallado sometido a fatiga. El análisis se particulariza para una entalla elíptica en un medio semi-infinito, sometido a un estado de tensiones antiplano. Como resultado se propone una tensión efectiva que puede expresarse como media geométrica de la media de la media de las tensiones y la tensión local, evaluadas a una distancia crítica igual a la propuesta inicialmente por El-Haddad [7], y posteriormente por Taylor. Finalmente, las predicciones del nuevo método se comparan con las obtenidas con las aproximaciones

del ML y MP, discutiendo la aplicabilidad de la propuesta.

2. LA TEORÍA DE DISTANCIA CRÍTICA.

La TDC tiene su origen en los trabajos de Neuber y Perterson sobre la predicción del fallo a fatiga de componentes con entallas. El primero, propone que el fallo por fatiga de un componente entallado se produce cuando la media de la tensión (principal máxima), en un cierto volumen crítico de material en la raíz del concentrador, alcanza el límite de fatiga del material [5]. El segundo establece que el componente entallado falla por fatiga cuando el nivel local de tensión (principal máxima), a una determinada distancia crítica medida desde fondo del concentrador, se hace igual al límite de fatiga del material [6]. En ambos casos los tamaños o distancias críticas a las que hacen referencia son propiedades del material, relacionadas por ejemplo con la resistencia a tracción del mismo, y se obtienen experimentalmente.

Taylor y colaboradores han dotado a esta y otras propuestas de una cierta estructura común y han propuesto expresiones semi-empíricas para obtener la distancia crítica del material en cada caso. Así mismo, los citados autores han puesto de manifiesto en numerosos trabajos la capacidad de dichos métodos para predecir con razonable precisión el fallo tanto por fractura como por fatiga, de componentes de distintos materiales sometidos a un gradiente de tensiones.

Como se ha comentado, en términos generales, los métodos basados en la TDC establecen que el fallo del material se produce ocurre cuando el valor de una determinada tensión efectiva, evaluada a una determina distancia crítica desde la superficie, alcanza un cierto valor de referencia. Así, los dos elementos esenciales para su aplicación son la distribución elástica de tensiones en el componente y la distancia crítica del material, parámetro que los autores denominan *L*. El valor de *L* se puede obtener a partir de otros parámetros del material,

$$L = \frac{1}{\pi}\left(\frac{K_C}{\sigma_0}\right)^2 \qquad (1)$$

donde K_C es un factor de intensidad de tensiones crítico, *e.g.* la tenacidad a fractura en el caso de cargas estáticas o el FIT umbral en el caso de fatiga, y la tensión σ_0 que caracteriza la resistencia del material según el modo de fallo considerado (*e.g.* en fatiga se considera igual al límite de fatiga del material).

Dos de los métodos más empleados son: (1) el Método de la Línea (ML) y (2) el Método del Punto (MP). El ML se corresponde con el método propuesto originariamente por Neuber, esto es, emplea la media de la tensión como tensión efectiva. En este caso, Taylor *et al.* identifica como distancia crítica para dicha media un valor de $2L$ medido desde la superficie del componente. Por su parte, el MP se corresponde con el método propuesto por Perterson, el cual usa como tensión efectiva la tensión puntual a una distancia crítica, que Taylor *et al.* estiman en $L/2$.

Como se ha indicado anteriormente, la capacidad predictiva de tales métodos se ha puesto de manifiesto a través de numerosas contrastaciones experimentales [1-4]. Su versatilidad, sencillez y aplicabilidad son incuestionables. Amén de otros modelos propuestos, el principal mérito de Taylor *et al.* es el proporcionar una expresión simple, basada en parámetros del material fácilmente obtenibles en la práctica, para estimar la distancia crítica del material para cada método y tipo de fallo. No obstante, las expresiones que se manejan hasta el momento para el ML, el MP, etc., y de sus distancias críticas asociadas, tan sólo se han podido probar matemáticamente para el caso concreto de gradientes de tensión producidos por grietas, y no para el de entallas o gradientes más generales.

Estos son fundamentalmente los puntos fuertes y débiles de la TDC, reconocidos también por Taylor, como se refleja en el siguiente comentario extraído de la sección inaugural de la European Conference on Frature 2006:

> "In conclusion, the Theory of Critical Distances is a theory which has not received as much attention as it deserves. One barrier to its general acceptance is the lack of a clear theoretical basis to explain its success. This is a challenge for future work; however, we should remember that the first and most important test of any scientific theory is its ability to predict the experimental data: this is a test which the TCD passes with flying colours.".

El estudio que sigue intenta precisamente sustentar las bases teóricas de la TDC, realizando un análisis de la tensión efectiva y de la distancia crítica necesaria directamente para el caso de una entalla sometida a fatiga.

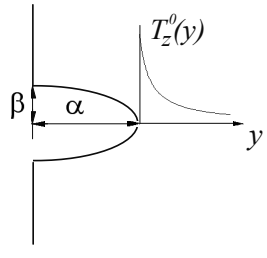


Figura 1. Esquema de entalla elíptica.

3. ANÁLISIS DE UNA ENTALLA ELÍPTICA

Con el fin de poder resolver analíticamente el problema de un sólido entallado, se supondrá para el siguiente

análisis una entalla elíptica en la superficie de un sólido semi-infinito sometido a un estado de tensión antiplano (Fig. 1). Dicho estado se ha empleado en varias ocasiones como aproximación inicial para problemas o estados más complejos. A este respecto, merece recordar que la propuesta de Neuber [5], renombrada aquí como ML, fue obtenida para un estado antiplano y ha sido aplicada con éxito a casi todas las situaciones imaginables. Con estos preliminares, entendemos que el uso un estado antiplano puede estar justificado.

Supóngase además una grieta de longitud *d* en la raíz de la entalla elíptica de semiejes α y β (véase Fig. 2). Empleando las técnicas de transformación conforme y la representación del problema elástico antiplano mediante potenciales complejos, es posible transformar matemáticamente el problema de una grieta en el especimen entallado al caso más simple de una grieta en un especimen infinito [8].

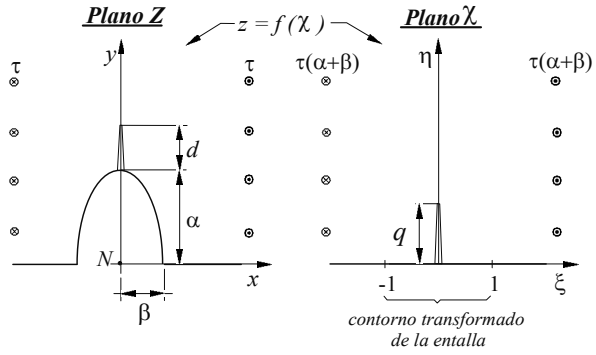


Figura 2. Transformación conforme del semiplano entallado (plano Z) al semiplano sin entalla (plano χ).

La Fig. 2 se muestra el plano Z original, donde $z = x + i\,y$ es la variable compleja. Aquí, la entalla se encuentra sometida a una tensión tangencial uniforme τ, aplicada lejos del concentrador. La grieta se modela mediante dislocaciones distribuidas de tornillo. Se puede comprobar que la transformación conforme

$$z = f(\chi) = \beta\,\chi + \alpha\left(\chi^2 - 1\right)^{\frac{1}{2}} \tag{2}$$

convierte el plano Z en un nuevo plano χ ($\chi = \xi + i\,\eta$) (Fig. 2), tranformando el espécimen entallado en un semiplano agrietado sometida a una tensión tangencial uniforme $\tau(\alpha+\beta)$ (para más detalles véase [8]). La expresión que relaciona las tensiones en ambas configuraciones viene dada por

$$\tau_{\xi N} - i\,\tau_{\eta N} = \frac{dF}{d\chi} = \frac{dF}{dz}\frac{dz}{d\chi} = \left(\tau_{xN} - i\,\tau_{yN}\right)\frac{dz}{d\chi} \tag{3}$$

donde F es el potencial complejo, el cual para este problema cumple la siguiente relación

$$\frac{dF}{d\chi} = \tau(\alpha+\beta) \tag{4}$$

Finalmente, se debe reseñar que el problema antiplano del semiplano agrietado con dislocaciones de tornillo (plano χ) es matemáticamente equivalente al de una grieta, simétrica respecto de la superficie libre, en un plano infinito (véase [8]). En esta situación, es relativamente estándar obtener la distribución de dislocaciones, los desplazamientos y las tensiones en el plano de la grieta [8,9]. En particular, la tensión en el frente de la grieta en el plano χ se expresa como

$$T_\chi(\eta) = \tau(\alpha+\beta) - \frac{\sqrt{\eta^2 - q^2}}{\pi}\int_{-q}^{q}\frac{\tau(\alpha+\beta)\,d\eta'}{(\eta-\eta')\sqrt{q^2-\eta'^2}} \quad \therefore \quad \eta \geq q \tag{5}$$

A partir de (2) y (3), la tensión en el plano Z queda

$$T_Z(y) = \frac{T_\chi(\eta)}{\left.\frac{dz}{d\chi}\right|_{\xi=0}} = \frac{T_\chi(\eta(y))}{\beta + \frac{\alpha\,\eta(y)}{\sqrt{1+\eta^2(y)}}} \quad \therefore \quad y \geq \alpha + d \tag{6}$$

La Ec. (6) permite obtener la tensión en la entalla en ausencia de grieta, $T_Z^0(y)$, sin más que sustituir $T_\chi(\eta)$ por la tensión aplicada en el plano transformado $\tau(\alpha+\beta)$, esto es,

$$T_Z^0(y) = \frac{\tau(\alpha+\beta)}{\beta + \frac{\alpha\,\eta(y)}{\sqrt{1+\eta^2(y)}}} \quad \therefore \quad y \geq \alpha \tag{7}$$

Otros parámetros de interés para la discusión posterior y fácilmente obtenibles a partir de las expresiones anteriores son: la media de la tensión en la entalla sobre una distancia *d* en ausencia de grieta ($\overline{T}_Z^0(d)$) y la tensión local a una distancia *d* desde la entalla en ausencia de grieta ($T_Z^0(d)$)

$$\overline{T}_Z^0(d) = \tau(\alpha+\beta)\frac{q}{d} = \tau(\alpha+\beta)\frac{\eta(d)}{d} \tag{8}$$

$$T_Z^0(d) = \frac{\tau(\alpha+\beta)}{\left.\frac{dy}{d\eta}\right|_{\eta=q}} \tag{9}$$

donde se ha tenido en cuenta que $q = \eta(d)$.

Finalmente, el FIT de la grieta en la raíz de la entalla se expresa como

$$K_Z = \lim_{y\to\alpha+d} T_Z(y)\sqrt{2\pi\left(y-(\alpha+d)\right)} = \frac{\tau(\alpha+\beta)\sqrt{\pi}}{\left[\frac{1}{\eta(d)}\left.\frac{dy}{d\eta}\right|_{\eta=q}\right]^{\frac{1}{2}}} \tag{10}$$

4. PROPUESTA DE TENSIÓN EFECTIVA

Para el fallo por fatiga, el procedimiento que Taylor *et al.* [1,2] siguieron para definir la distancia crítica del ML y del MP se resume como sigue: (1) Suponer un gradiente de tensiones por una grieta larga; (2) Obtener las tensión efectiva según el método empleado; (3) Calcular la distancia crítica imponiendo, por un lado, que la tensión efectiva sea igual al límite de fatiga del material y, por otro lado, que el SIF de la grieta sea también igual al SIF umbral de grieta larga, esto es, $K = K_{th}$. Esta última condición asegura que la grieta crece por fatiga y por tanto puede provocar el fallo del componente.

Las distancias críticas así obtenidas, $2L$ para ML y $L/2$ para el MP, se han extrapolado de manera extensiva a componentes entallados o a situaciones más complejas de una manera heurística y sin justificación física clara. El único soporte ha sido su contrastación experimental, la cual se debe reconocer que ha sido y está siendo bastante satisfactoria. No obstante, para muchos investigadores, entre los que se incluyen los autores, esta falta de justificación física es el punto más comprometido de la TDC. En efecto, es bien sabido que las distribuciones de tensión en el frente de una grieta pueden diferir notablemente de las existentes en la raíz de una entalla o concentrador de tensión, y por ende el comportamiento de ambos elementos puede llegar a ser muy distinto al de una grieta.

En efecto, reproduciendo de manera inversa el procedimiento anterior es posible identificar una distancia crítica y tensión efectiva para nuestro componente entallado. Supóngase una grieta de longitud *d* en el fondo de la entalla. Esta crecerá por fatiga cuando se cumpla $K = K_{th}$. De acuerdo con la Ec. (10), esto se impone

$$K_Z = \frac{\tau(\alpha+\beta)\sqrt{\pi}}{\left[\dfrac{1}{\eta(d)}\left.\dfrac{dy}{d\eta}\right|_{\eta=q}\right]^{\frac{1}{2}}} = K_{th} \tag{11}$$

Multiplicando las Ecs. (9) y (10) se obtiene la relación

$$\frac{\left[\bar{T}_Z^0(d)\,T_Z^0(d)\right]d}{\left[\tau(\alpha+\beta)\right]^2} = \frac{1}{\dfrac{1}{\eta(d)}\left.\dfrac{dy}{d\eta}\right|_{\eta=q}} \tag{12}$$

que introduciéndola en la Ec. (11) lleva a la relación

$$K_Z = \sqrt{\bar{T}_Z^0(d)\,T_Z^0(d)}\,\sqrt{\pi d} = K_{th} \tag{13}$$

La Ec. (13) indica que el FIT de una grieta de longitud *d* en el fondo de una entalla se puede expresar como media geométrica de la media de la tensión ($\bar{T}_Z^0(d)$) y de la tensión local ($T_Z^0(d)$) en ausencia de grieta, calculadas en una distancia igual a *d*, y multiplicada por $\sqrt{\pi d}$. Haciendo uso de la distancia crítica del material (Ec. (1)) de fallo por fatiga , $L = \frac{1}{\pi}(K_{th}/\sigma_0)^2$, donde σ_0 se corresponde ahora con el límite de fatiga del material, la Ec. (13) se puede expresar como

$$\sqrt{\bar{T}_Z^0(d)\,T_Z^0(d)}\,\sqrt{\pi d} = \sigma_0\sqrt{\pi L} \tag{14}$$

La Ec. (14) indica que, si se define como tensión efectiva la media geométrica antes referida, es decir,

$$\sigma_{eff}(d) = \sqrt{\bar{T}_Z^0(d)\,T_Z^0(d)} \tag{15}$$

el fallo por fatiga del componente entallado se alcanzará cuando ésta se iguale a σ_0, a una distancia crítica $d = L$.

Resulta interesante notar que la tensión efectiva definida por la Ec. (15) es una combinación de las tensiones efectivas empleadas en el ML y el MP. Además, la distancia crítica obtenida coincide exactamente con distancia característica del material definida por Taylor y colaboradores (L), y no con múltiplos o fracciones de dicha distancia como ocurre en el caso del ML o del MP.

Por último, es interesante analizar el caso en que la entalla sea tan aguda como una grieta, lo cual se consigue haciendo $\beta \to 0$ en las ecuaciones anteriores. En este caso, la Ec. (2) se transforma en

$$y = \alpha\left(\eta^2+1\right)^{\frac{1}{2}} \tag{16}$$

y las Ecs. (8) y (9) se reducen a

$$\bar{T}_Z^0(d) = \tau\,\alpha\,\frac{\eta(d)}{d} \quad \therefore \quad T_Z^0(d) = \frac{\tau}{\alpha}\,\frac{\alpha+d}{\eta(d)} \tag{17}$$

Por tanto, la tensión efectiva queda como:

$$\sigma_{eff}(d)\big|_{\beta\to 0} = \sqrt{\bar{T}_Z^0(d)\,T_Z^0(d)} = \tau\sqrt{\frac{\alpha+d}{d}} \tag{18}$$

Imponiendo que se produzca el fallo por fatiga, esto es,

$$\sigma_{eff}(d)\big|_{\beta\to 0} = \sigma_0 \quad \Rightarrow \quad \tau\sqrt{\frac{\alpha+d}{d}} = \sigma_0 \tag{19}$$

y teniendo en cuenta que para que una grieta de longitud $\alpha + d$ se propague se debe cumplir

$$K = \tau\sqrt{\pi(\alpha + d)} = K_{th} \tag{20}$$

se tiene que

$$\frac{K_{th}}{\sqrt{\pi(\alpha + d)}}\sqrt{\frac{\alpha + d}{d}} = \sigma_0 \quad \rightarrow \; d = L \tag{21}$$

donde se ha tenido en cuenta la distancia crítica del material para fatiga $L = \frac{1}{\pi}(K_{th}/\sigma_0)^2$. Se puede observar que nuevamente, en el caso de una entalla tan aguda como una grieta, la distancia crítica asociada a la tensión efectiva propuesta (Ec. (15)) se iguala a la distancia crítica del material propuesta por Taylor.

Se puede concluir que la tensión efectiva definida por la Ec. (15) es por tanto una alternativa adecuada para caracterizar el fallo a fatiga de componentes entallados. Y a diferencia de las propuestas actuales, dicha tensión efectiva ha sido obtenida para una situación más general que hasta ahora, como es el gradiente de una entalla elíptica. Esta resultado engloba al gradiente de una grieta como caso particular. A efectos prácticos, la tensión efectiva y distancia crítica propuestas serían *a priori* de aplicación para entallas macroscópicas (ingenieriles) y siempre que la distancia crítica sea inferior a la zona de influencia de la entalla. Se excluyen entallas microestructuralmente pequeñas y/o situaciones que pudieran originar grietas no propagantes. No obstante, una definición más precisa del intervalo de validez de la presente propuesta requeriría una mayor contrastación práctica.

5. RELACIÓN CON EL MP Y ML

Por último, sería interesante comparar como quedan las distancias críticas obtenidas con el ML y el MP para el gradiente de tensiones de una entalla elíptica.

Para ello, expresemos el FIT dado por la Ec. (10) en función de las tensiones efectivas del ML y el MP, esto es, de la media de la tensión $\overline{T}_Z^0(d)$ y de la tensión local $T_Z^0(d)$, respectivamente, e impongamos la condición de fallo, es decir, $K = K_{th}$.

$$K_Z = \overline{T}_Z^0(d)\sqrt{\pi\frac{d}{\dfrac{\eta(d)}{d}\left.\dfrac{dy}{d\eta}\right|_{\eta=q}}} = K_{th} \tag{22}$$

$$K_Z = T_Z^0(d)\sqrt{\pi\left(\eta(d)\left.\frac{dy}{d\eta}\right|_{\eta=q}\right)} = K_{th} \tag{23}$$

Introduciendo ahora la distancia crítica del material para fallo por fatiga, $L = \frac{1}{\pi}(K_{th}/\sigma_0)^2$, las expresiones anteriores se reducen a

$$\overline{T}_Z^0(d)\sqrt{\pi\frac{d}{\dfrac{\eta(d)}{d}\left.\dfrac{dy}{d\eta}\right|_{\eta=q}}} = \sigma_0\sqrt{\pi L} \tag{24}$$

$$T_Z^0(d)\sqrt{\pi\left(\eta(d)\left.\frac{dy}{d\eta}\right|_{\eta=q}\right)} = \sigma_0\sqrt{\pi L} \tag{25}$$

Imponiendo finalmente que, según el ML y el MP, el fallo por fatiga se alcanza cuando $\overline{T}_Z^0(d) = \sigma_0$ y $T_Z^0(d) = \sigma_0$ respectivamente, las Ecs. (24) y (25) proporcionan dos relaciones que permiten obtener las correspondientes distancias críticas en entallas elípticas. En efecto, las distancias críticas se obtienen resolviendo las ecuaciones

$$\frac{d^2}{\eta(d)\left.\dfrac{dy}{d\eta}\right|_{\eta=q}} = L \qquad \text{para el ML} \tag{26}$$

$$\eta(d)\left.\frac{dy}{d\eta}\right|_{\eta=q} = L \qquad \text{para el MP} \tag{27}$$

Se puede comprobar que para el caso de una entalla tan aguda como una grieta ($\beta \rightarrow 0$), las distancias críticas que se obtienen de resolver (26) y (27) se corresponden las propuestas por de Taylor. En efecto, introduciendo la Ec. (16) en las expresiones anteriores se obtiene

$$\frac{d^2}{\left(\dfrac{2\alpha d + d^2}{\alpha + d}\right)} = L \qquad \text{para el ML} \tag{28}$$

$$\frac{2\alpha d + d^2}{\alpha + d} = L \qquad \text{para el MP} \tag{29}$$

Suponiendo que $\alpha \gg d$, se puede comprobar que, como era de esperar, la Ec. (28) conduce a una distancia crítica $d = 2L$ para el ML; y la Ec. (29) proporciona una distancia crítica de $d = L/2$ para el MP.

Por último, analicemos los resultados de las Ecs. (26) y (27) para el caso de una entalla circular ($\alpha = \beta = \rho$). En dicho caso, la Ec. (2) toma la expresión

$$y = \rho\left(\eta + \left(\eta^2 + 1\right)^{\frac{1}{2}}\right) \tag{30}$$

y su inversa es

$$\eta = \frac{y}{2\rho}\left(1-\left(\frac{\rho}{y}\right)^2\right) \tag{31}$$

Haciendo uso de (30) y (31), particularizadas para $y = \alpha + d$, las expresiones (26) y (27) quedan

$$\left(\frac{d}{\rho}\right)\left(\frac{\left(1+\frac{d}{\rho}\right)^2+1}{\left(1+\frac{d}{\rho}\right)\left(2+\frac{d}{\rho}\right)}\right)=\frac{L}{\rho} \qquad \text{para el ML} \tag{32}$$

$$\left(\frac{d}{\rho}\right)\left(\frac{\left(1+\frac{d}{\rho}\right)\left(2+\frac{d}{\rho}\right)}{\left(1+\frac{d}{\rho}\right)^2+1}\right)=\frac{L}{\rho} \qquad \text{para el MP} \tag{33}$$

Si las expresiones de distancia crítica obtenidas por Taylor para grietas fuesen universales, es decir, valiesen para cualquier tipo gradiente, las expresiones (32) y (33) deberían corroborar dichos resultados. Se puede comprobar que esto no es así con un ejemplo genérico con valores realistas. En efecto, supongamos una entalla típica de radio $\rho = 5$ mm en un acero común donde $L \approx 0.3$ mm . Resolviendo (32) y (33) se obtiene que para el ML $d_{ML}/L \approx 1.03$ y para el MP $d_{MP}/L \approx 0.97$. Como se puede observar estos resultados distan mucho de los valores esperados de $d_{ML}/L = 2$ y $d_{MP}/L = 0.5$.

A tenor de lo anterior, se puede establecer que las distancias críticas establecidas para grietas no son en general válidas para todas las entallas. La pregunta natural que surge ahora es, ¿entonces por qué funcionan estos métodos tan razonablemente bien para entallas y/o gradientes típicos en ingeniería?. La respuesta está aún abierta. No obstante, en opinión de los autores, la respuesta puede encontrarse en la robustez del propio método, es decir, en el hecho de que para gradientes típicos de entallas, dentro de los rangos de aplicación de estos métodos, los errores cometidos en tensiones al suponer una determinada distancia crítica, el doble de ésta o su mitad, son relativamente pequeños, y en muchos casos justificados en base a la propia dispersión de los datos experimentales.

6. CONCLUSIONES

El presente trabajo discute los modelos basados en TDC y la metodología propuesta por Taylor y colaboradores para determinar las distancias críticas asociadas al ML y al MP. Del análisis realizado se propone una nueva tensión efectiva y expresión de distancia crítica, obtenida directamente para el caso de una entalla elíptica en modo antiplano. Así mismo se estudia la validez para entallas de las distancias críticas asociadas actualmente al ML y al MP, las cuales fueron obtenidas originariamente para grietas. Se ha comprobado que en general éstas no serían adecuadas para todas las entallas. Sin embargo, si se emplean, las predicciones que se obtienen pueden ser aceptables dada la robustez de estos métodos.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer la financiación recibida para este trabajo a través del proyecto DPI2009-13335 del Plan Nacional de I+D del Ministerio de Ciencia e Innovación.

REFERENCIAS

[1] Taylor, D., “Geometrical effects in fatigue: a unifying theoretical model”, Int J Fatigue, 21, pp. 413–20, 1999.

[2] Taylor, D., *The Theory of Critical Distances: A new perspective in fracture mechanics*, Elsevier Science, Oxford, UK, 2007.

[3] Taylor, D., “The theory of critical distances”, Engineering Fracture Mechanics, 75, pp. 1696-1705, 2008.

[4] Taylor, D., “Applications of the theory of critical distances in failure analysis”, Engineering Failure Analysis (doi:10.1016/j.engfailanal.2010.07.002), *in press*, 2010.

[5] Neuber, H., *Theory of Notch Stresses*, Springer, Berlin, Germany, 1958.

[6] Peterson, R.E., In *Metal Fatigue* edited by G.Sines and J.L.Waisman, McGraw Hill, New York, pp. 293-306, 1959.

[7] El-Haddad, M.H., Topper, T.H., Smith, K.N., “Prediction of non-propagating cracks”, Eng. Fract. Mech. 11, pp. 573-584, 1979.

[8] Vallellano, C., *Crecimiento de grietas pequeñas por fatiga en componentes con concentradores de tensión*, Tesis Doctoral, Univ. de Sevilla, 1998.

[9] Vallellano, C., Navarro, A. and Domínguez, J., “Compact Formulation for Modelling Cracks in Infinite Solids Using Distributed Dislocations”, *Philosophical Magazine* A, 82, pp. 81-92, 2002.

ESTUDIO NUMÉRICO DE LA EVOLUCIÓN A LO LARGO DEL ESPESOR DEL FACTOR DE INTENSIDAD DE TENSIONES

J. García-Manrique[1a], D. Camas[1b], A. Gonzalez-Herrera[1c]

[1]Departamento de Ingeniería Civil, de Materiales y Fabricación, E.T.S. de Ingenieros Industriales, Universidad de Málaga, C/Doctor Ortiz Ramos s/n, Campus de Teatinos, 29071, Málaga, España.
E-mail: [1a]josegmo@uma.es, [1b]dcp@uma.es, [1c]agh@uma.es

RESUMEN

El estudio de los campos en el entorno del frente de grieta se acomete normalmente asumiendo un comportamiento homogéneo a lo largo del mismo y un estado principal de tensión o deformación plana en función del espesor de la probeta. Estudios recientes muestran un comportamiento más complejo a lo largo del espesor. Por un lado el efecto de cierre inducido por plasticidad afecta principalmente a una zona cercana a la superficie (ΔK_{eff} menor cerca de la superficie). Por otro lado la evolución de la zona plástica no es tan sencilla como la prevista en la MFEL ("hueso de perro") sino que presenta una distribución de K variable a lo largo del espesor y decreciente conforme avanzamos hacia el exterior. Una de las consecuencias de estos dos mecanismos es la curvatura del frente de grieta. Ambos requieren de un estudio específico y separado para poder evaluar en cada caso su aportación al fenómeno de curvatura y conseguir una correcta modelización del mismo. En este trabajo se estudia esta evolución del Factor de Intensidad de Tensiones a lo largo del espesor mediante el modelado numérico de una probeta AL 2024-T35 CT, eliminando el efecto de la estela plástica a fin de poder discriminar su efecto del anterior.

ABSTRACT

The study of crack tip fields is often conducted assuming a homogeneous behaviour through the thickness. Depending on the specimen thickness, a state of plane stress or plane strain is normally presumed. However, recent studies have shown a more complex behaviour along the thickness. On the one hand, plasticity-induced crack closure effects affect mainly to a small region close to the specimen surface (smaller effective ΔK close to the surface). On the other hand, the plastic zone evolution along the thickness is not as simple as the classic dog-bone shape normally described in Fracture Mechanics textbooks, which is probably due to ΔK being smaller near the surface than in the interior. One of the consequences of these effects on the fatigue crack growth is the curvature of the crack front. The current work attempts to evaluate numerically both effects in order to separate their individual influence and their magnitude. This is done by evaluating the Stress Intensity Factor distribution along the thickness at different planes on an Al 2024-T35 compact tension specimen. The plastic wake effect is removed from the model in order to distinguish between both effects.

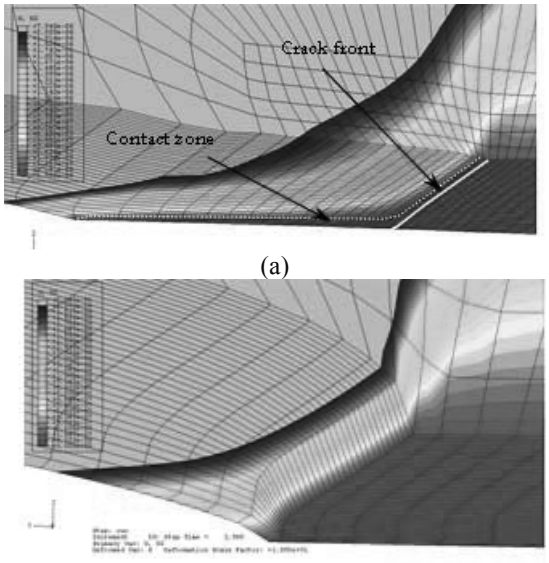
PALABRAS CLAVE: Factor de Intensidad de Tensiones, Elementos Finitos, Probeta CT.

1. INTRODUCCIÓN Y ANTECEDENTES.

El estudio de los campos en el entorno del frente de grieta se acomete normalmente asumiendo un comportamiento homogéneo a lo largo del mismo y un estado principal de tensión o deformación plana en función del espesor de la probeta. Generalmente se presupone una transición lineal entre ambos casos [1]. Estudios recientes muestran un comportamiento más complejo a lo largo del espesor. La figura 1 muestra el campo de desplazamientos en una simulación por elementos finitos en 3D del crecimiento de grieta en fatiga para una probeta CT. Se consideró frente de grieta plano. La metodología aplicada puede consultarse en [2]. El caso mostrado se corresponde con una R=0,3, b=3mm, K_{max}= 25 MPa·m$^{1/2}$. Se muestran los desplazamientos verticales a ambos lados de la grieta con carga mínima (figura 1a) y carga máxima (figura1b).

Plantean varias cuestiones, como que el efecto de cierre inducido por plasticidad afecta principalmente a una zona cercana a la superficie. Solo una línea de nodos está en contacto en el interior mientras que en la región

cercana a la superficie, con la estela plástica simulada, presenta contacto con carga mínima. Además puede observarse en la figura 1b que el COD (crack opening displacement) con K_{max} es mayor en el interior que en el exterior.



(a)

(b)

Figura 1. Desplazamientos verticales en el plano de una Grieta Plana con R=0.3, b=3 mm. K_{max}=25 MPa·m1/2 (a) carga mínima, K_{min} (b) carga máxima, K_{max}. Simulación del cierre de grieta bajo hipótesis de frente recto.

Por otro lado, en la figura 2 puede observarse como la evolución de la zona plástica no es tan sencilla como la prevista en la MFEL ("hueso de perro"). Al contrario de lo esperado teóricamente el tamaño de la zona plástica decrece en una pequeña zona cerca de la superficie al desplazarnos desde el interior.

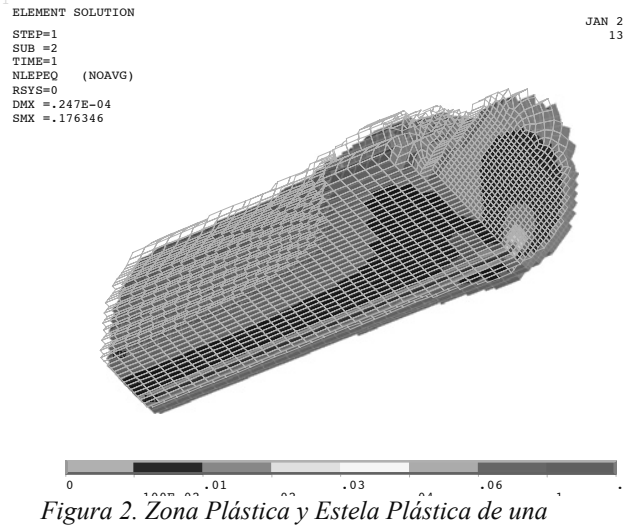


Figura 2. Zona Plástica y Estela Plástica de una simulación con frente recto R=0.3, b=3 mm. Kmax=20 MPa·m $^{1/2}$

La curvatura de la grieta es una de las evidencias experimentales que pueden explicarse como una consecuencia directa de estos efectos. Cuando una grieta crece debido a un proceso de fatiga el frente de grieta adopta una forma curva. La grieta crece más rápido en el interior que en el exterior.

Esta curvatura puede explicarse mediante dos mecanismos. Por un lado al efecto cierre de grieta cerca de la superficie, con una ΔK_{eff} menor cerca de la superficie, lo que implica una menor velocidad de avance en esa zona. Este efecto ha sido evaluado en modelos 3D de EF donde se ha considerado el fenómeno de plastificación inducida por el cierre de grieta [3,4,5]. El ratio $\Delta K_{eff\ ext}$ / $\Delta K_{eff\ int}$ era de 0,5 aproximadamente y se veía afectado por el valor de R, la carga y el espesor de la probeta para un frente de grieta recto.

El otro mecanismo hace referencia a la evolución observada del tamaño de la zona plástica a lo largo del espesor. Como se presentó en la figura 2, ésta decrece inesperadamente en una región cercana a la superficie. Este mecanismo no está directamente relacionado con el efecto del cierre de grieta, sino que puede ser atribuido al campo de deformaciones elasto-plásticas resultantes de las fuertes diferencias entre las condiciones de contorno interiores y exteriores del frente de grieta. Como consecuencia se obtiene un valor menor de ΔK cerca de la superficie. Probablemente exista interferencia entre ambos mecanismos.

Branco et al. [6] desarrollan un trabajo interesante para evaluar cómo estos efectos pueden modelar la curvatura del frente de grieta. Encuentran que se alcanza una curvatura estable del frente independientemente de la forma inicial si se mantienen las condiciones de carga. Sin embargo, las limitaciones de su mallado a lo largo del espesor y la técnica empleada para calcular K limitan la extensión de sus conclusiones.

Este trabajo es un primer paso para evaluar estos mecanismos de forma separada. En este caso se ha eliminando la estela plástica a fin de poder discriminar entre ambos efectos. Se estudia la evolución del Factor de Intensidad de Tensiones a lo largo del espesor mediante el modelado numérico de una probeta AL 2024-T35 CT en fractura.

2. METODOLOGÍA.

Se presenta la metodología empleada en torno a dos aspectos determinantes. El primero de ellos es el propio modelo de elementos finitos y el segundo el post-procesado de los resultados, en particular, lo referente a obtener los valores del factor de intensidad de tensiones a lo largo de espesor.

2.1. Modelo Numérico

Se ha desarrollado una metodología específica basada en trabajos previos en el estudio del cierre de grieta

[2,3,4], adaptándola al estudio de K a lo largo del espesor. Para aislar el efecto de la estela plástica se aplica un solo escalón de carga, no existiendo plasticidad inducida por cierre de grieta.

Un aspecto clave en el modelado del problema es que el comportamiento plástico se concentra en un área pequeña en el entorno de la grieta en la que se producen gradientes drásticos de tensiones y deformaciones. Esto implica la necesidad de tamaños de elementos muy reducidos en la zona. En este trabajo, como en anteriores, se utiliza el radio plástico de Dugdale (1) como referencia para seleccionar el tamaño mínimo de elemento.

$$r_{pD}^{TP} = \frac{\pi}{8}\cdot\left(\frac{K_{nom}}{\sigma_y}\right)^2 \qquad r_{pD}^{DP} = \frac{r_{pD}^{TP}}{3} \qquad (1)$$

donde:
r_{pD}^{TP}: radio plástico de Dugdale en tensión plana.
r_{pD}^{DP}: radio plástico de Dugdale en deformación plana.
σ_y: Tensión de plastificación en Pa (σ_y=470·10^6 Pa)
K_{nom}: Valor nominal Factor de intensidad de tensiones.

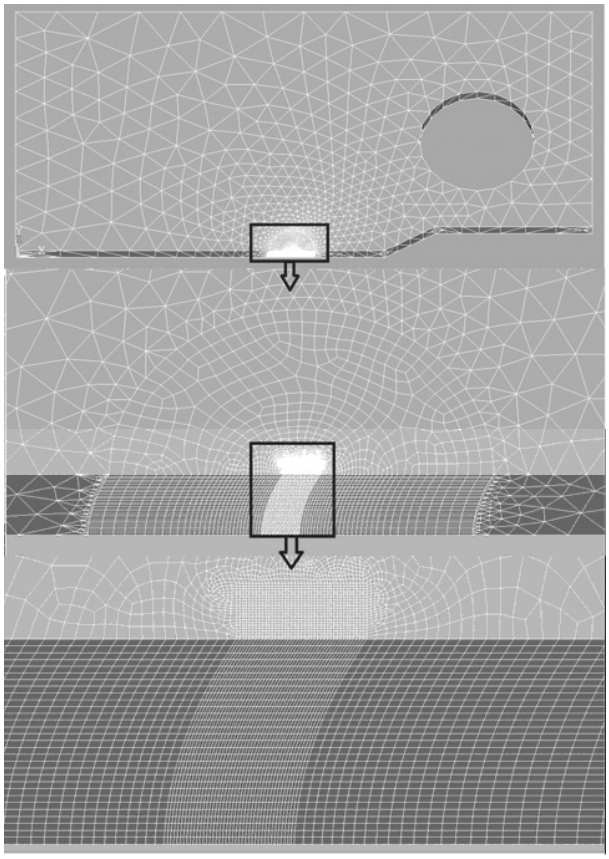


Figura 3. Modelo de Malla para Frente Curvo con radio de 20º. b=3 mm. K_{nom}=20 MPa·m $^{1/2}$

Para no penalizar el coste computacional son necesarias transiciones fuertes desde el entorno del frente de grieta hacia el resto de la probeta. Por ello el modelo se divide en diferentes volúmenes. Los cercanos al frente mallados de forma regular con elementos hexaédricos sin distorsión y los más alejados con elementos tetraédricos que facilitan la transición. El tamaño mínimo de elemento se determina de acuerdo a trabajos anteriores [4] y a la propia convergencia de los parámetros estudiados, K y J-integral.

A lo largo de este trabajo, el número de divisiones se plantea como un ratio entre el tamaño de la zona plástica según Dugdale (r_{pD}) y el tamaño del elemento menor. Se ha considerado un número de divisiones entre 20 y 40 en el entorno del frente de grieta. El número de elementos a lo largo del espesor se determina en orden a mantener un ratio de forma aceptable en los elementos y un mallado suficiente para apreciar los gradientes en la superficie. Se toma como condición límite un ratio de 4 en el entorno del frente de grieta, aunque en los cálculos presentados en este trabajo no se supera el de 1,5. Se obtiene un buen compromiso entre la exactitud de los resultados y el coste computaciones utilizando elementos con 8 nodos.

Una característica principal del modelado es el mallado fino empleado a lo largo de espesor. Se trata de un punto ya tratado en trabajos anteriores [2,3] y un aspecto clave, sobre todo a la hora de interpretar los resultados cerca de la superficie.

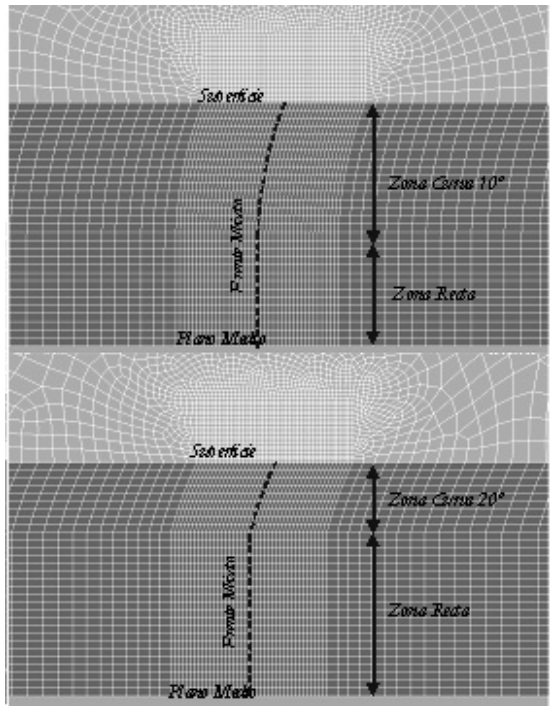


Figura 4. Ejemplos de Mallado para Frentes Mixtos de Grieta. b=3 mm. K_{nom}=20 MPa·m $^{1/2}$

La figura 3 muestra un ejemplo del modelo utilizado en uno de los cálculos. Como puede verse en la figura 3 se ha considerado el efecto de curvatura del frente de grieta. Para ello se han estudiado grietas curvas parametrizadas en función de su ángulo de curvatura. Se han estudiado casos mixtos, como los descritos en la

figura 4, en los que se modela un primer tramo del frente de grieta recto (región más cercana al plano medio de la probeta) y otra curva cercana al plano exterior. Estas últimas bajo dos parámetros, el tamaño relativo entre ellas por un lado y el ángulo de curvatura de la segunda por otro.

En la figura 5 se esquematizan las formas del frente de grieta presentadas en este trabajo.

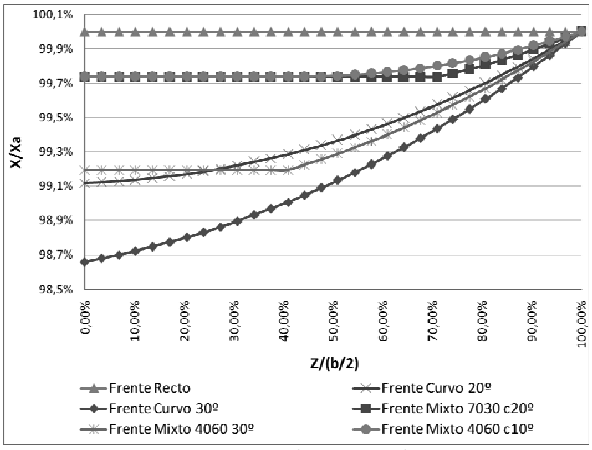


Figura 5. Formas de Frente de Grieta.

2.1. Cálculo de K basado en COD y en J-integral

El aspecto central de este trabajo ha sido el de desarrollar una metodología apropiada para obtener el factor de intensidad de tensiones (SIF) y su distribución a lo largo del espesor. Su determinación está influenciada por la aproximación teórica a su cálculo, por parámetros del propio modelado numérico como son el tamaño de malla en el entorno del frente, y por el postprocesado en la distancia a la que tomamos los datos.

Para ello se ha continuado la línea de trabajo iniciada en aportaciones anteriores [7] para 2-D. Se van a relacionar los resultados con el valor teórico del factor de intensidad de tensiones asociado al modo I de solicitación de la grieta, que se estima en función de parámetros geométricos de la probeta, longitud de la grieta y carga aplicada, y que en la probeta CT objeto del estudio, viene dado por la expresión (2):

$$K_{nom} = \frac{P}{B\sqrt{W}} \left\{ \frac{2+\frac{a}{W}}{\left(1-\frac{a}{W}\right)^{\frac{3}{2}}} \cdot \left[\begin{array}{l} 0.886 + 4.64 \cdot \left(\frac{a}{W}\right) - 13.32 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^2 \\ +14.72 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^3 - 5.6 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^4 \end{array} \right] \right\} \quad (2)$$

Este valor es el que denominamos nominal (K_{nom}) y es al que se hace referencia normalmente en estudios de fractura y fatiga a la hora de establecer tanto hipótesis de partida como análisis de los resultados.

Por un lado se ha estudiado el SIF basado en COD (K_{COD}) el cual se basa en la relación establecida entre el valor del factor de intensidad de tensiones y los desplazamientos verticales de los nodos en el entorno del vértice de grieta para materiales elásticos y lineales. Para un caso bidimensional y simétrico, la formulación es (3):

$$K_{COD} = \sqrt{2\pi} \frac{G}{1+\kappa} \frac{|u_y|}{\sqrt{r}}$$
$$\kappa = \begin{cases} = 3 - 4\upsilon & \text{Tensión Plana} \\ = \dfrac{3\upsilon}{1+\upsilon} & \text{Deformación Plana} \end{cases} \quad (3)$$

Se ha establecido una rutina en el programa de elementos finitos ANSYS [8] donde el valor de u_y se determina en función la relación lineal en base a los datos de dos nodos seleccionados en la grieta (4).

$$\frac{|u_y|}{\sqrt{r}} = A + B \cdot r \qquad r \xrightarrow{\lim} 0 \Rightarrow \frac{|u_y|}{\sqrt{r}} = A \quad (4)$$

Un factor crítico es determinar la distancia a la que se toman estos datos. Se han comprobado los casos conocidos de estados bidimensionales de tensión y deformación plana para validar el método y establecer cuando los resultados se estabilizan. Como se puede observar en las figura 6 esto ocurre a partir de una distancia suficiente que establecemos en al menos 10 veces el radio plástico de Dugdale.

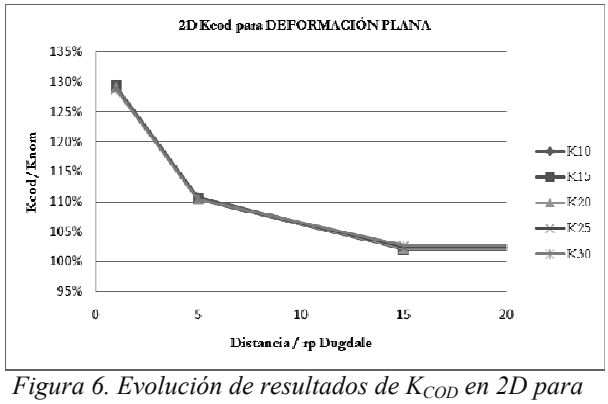


Figura 6. Evolución de resultados de K_{COD} en 2D para Deformación Plana en función de la distancia al vértice de Grieta.

Por otro lado se ha estudiado el SIF en función de su relación con la J-integral (K_J) definida por (5):

$$K_I = \begin{cases} \sqrt{J \dfrac{E}{(1+\upsilon^2)}} & \textit{Deformación Plana} \\ \sqrt{J \cdot E} & \textit{Tensión Plana} \end{cases} \quad (5)$$

Para ello se ha evaluado en ANSYS [8] la integral (6):

$$J = \int_r W dy - \int_r \left(tx \frac{\partial ux}{\partial x} + ty \frac{\partial uy}{\partial y} \right) ds \qquad (6)$$

donde
W = energía de deformación por unidad de volumen.
tx = vector tracción a lo largo del eje x.
ty = vector tracción a lo largo del eje y.
u = vector desplazamiento.
s = distancia a lo largo del recorrido γ
γ = cualquier recorrido alrededor del vértice de grieta.

También se ha comprobado el método en los casos bidimensionales anteriores. Tal y como se muestra en la figura 7, éste no presenta el condicionante de la distancia (en este caso a la que calcular la integral de línea) más allá de alejarse al menos un elemento del vértice:

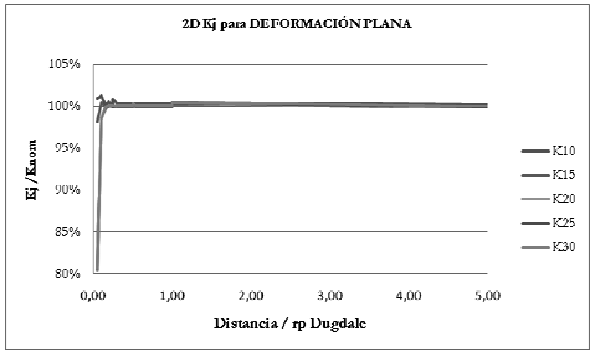


Figura 7. Evolución de resultados de K_J en 2D para Deformación Plana en función de la distancia al vértice de Grieta.

3. CÁLCULOS REALIZADOS.

Una vez que la metodología ha sido establecida se ha procedido a su aplicación en el cálculo en 3D en una serie de planos perpendiculares al frente de grieta para distintos niveles de carga y formas del frente.

3.1. Resultados de K_{COD} 3D.

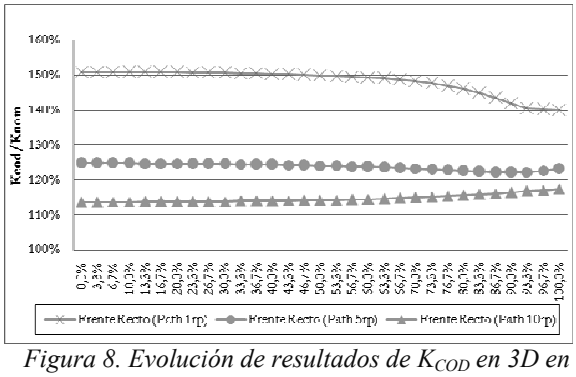


Figura 8. Evolución de resultados de K_{COD} en 3D en función de la distancia al frente recto de grieta.

La figura 8 muestra cómo evoluciona KCOD conforme nos alejamos del frente de grieta. Tal y como ocurría con los resultados en 2D los valores en cada plano varian con esta distancia. Sin embargo tambien lo hace la distribución de K a lo largo del espesor tendiendo a un valor homogéneo que no nos permite observar lo que ocurre en el entorno del frente.

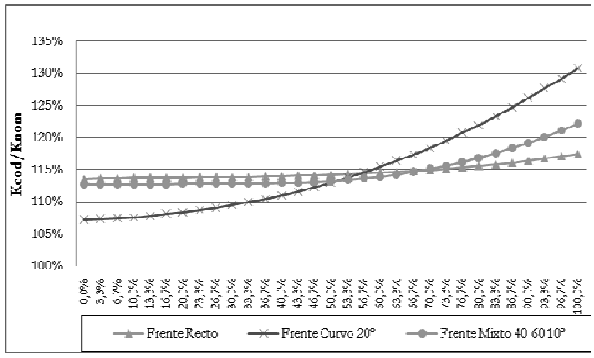


Figura 9. Resultados de K_{COD} en 3D en función de la forma del frente de grieta. Medido a $10r_{pD}$.

En la figura 9 se observa un valor mayor de K_{COD} conforme avanzamos hacia el exterior, lo que no es consistente con las zonas plásticas observadas. Este factor se acrecienta cuando consideramos además el efecto de curvatura del frente de grieta. Esto es debido a la dependencia lineal del método con los u_y medido a distancias idénticas de cada nodo de la grieta y a que a estas distancias las isolineas de los u_y son prácticamente paralelas. Se trata de una formulación que no permite evaluar la distribución a lo largo del espesor del factor de intensidad de tensiones en las cercanías del frente de grieta.

3.2. Resultados de K_J 3D.

Los resultados para K_J se presentan en las figuras 10 y 11 para unas integrales a distancias de 1 r_{pD} de la grieta. La integral a lo largo del espesor para todos los casos da un resultado de 103-105% del K_{nom} lo que concuerda con lo teóricamente previsto. Además el método si permite evaluar el comportamiento de K a lo largo del espesor en las inmediaciones del frente de grieta.

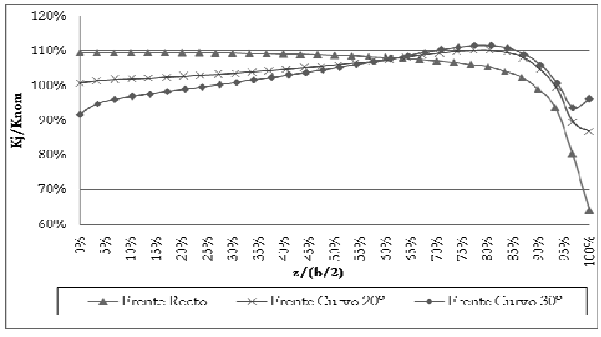


Figura 10. Resultados de K_J en 3D. Frente curvo vs Frente Recto.

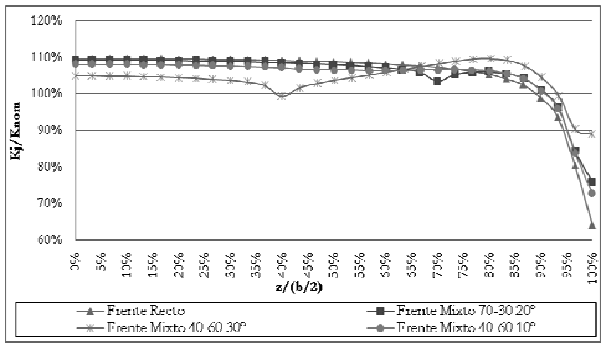


Figura 11. Resultados de K_J en 3D. Frente mixto vs Frente Recto.

Las figuras 10 y 11 muestran un comportamiento diferente de K_J a lo largo del espesor en función de la forma del frente de grieta lo que significa diferentes velocidades de crecimiento como ya es sabido. El factor de intensidad de tensiones es por tanto un factor causal del efecto de curvatura.

Las formas curvas presentan una reducción de K_J en el plano medio, contrario a lo observado empíricamente. Este efecto puede corregirse utilizando formas mixtas donde se mantiene una porción recta en el entorno del plano interior.

Es previsible que exista una posición intermedia donde se alcance la iso-K aunque tal y como se observa en el exterior siempre existe una disminución de K. Esto significaría que la curvatura nunca tendería a estabilizarse, lo que no es realista. Como limitación a estos resultados hay que recordar que el efecto del cierre de grieta por fatiga no está incluido. Además en el exterior existe una doble singularidad que debe estudiarse con mayor detenimiento.

4. CONCLUSIONES

Este trabajo demuestra la existencia de una serie de efectos a lo largo del espesor que normalmente son ignorados en los estudios de crecimiento de grieta. Se ha propuesto una metodología de cálculo por EF que permite obtener la distribución del SIF a lo largo del espesor.

Se han considerado dos métodos, uno basado en COD y otro en la J-integral. Éste último ha demostrado mejores resultados tanto cuantitativos como cualitativos en el entorno del frente de grieta.

Se ha observado que la distribución de K a lo largo del espesor es muy dependiente de la curvatura del frente de grieta, tanto de su magnitud como de su forma.

Es clave apreciar la evolución de K cerca de la superficie con un mallado adecuado del espesor, aspecto no tratado por muchos autores y que puede ser el origen de resultados divergentes.

REFERENCIAS

[1] Ewalds, H.L., Wanhill, R.J.H., *Fracture Mechanics*, Arnold, London (1984).

[2] Camas-Peña, D., García-Manrique, J., Lopez-Crespo, P., González-Herrera, A. *Estudio numérico de la evolución del estado tensional a lo largo del espesor en probetas CT*, XXVI GEF Santander, Anales de Mecánica de la Fractura, Vol 26, 2009

[3] Gonzalez-Herrera, A., Zapatero, J., *Influence of minimum element size to determine crack closure stress by the finite element method*, Engineering Fracture Mechanics, 2005;72:337–355.

[4] Gonzalez-Herrera, A., Garcia-Manrique, J., Cordero, A., Zapatero, J., *Plastic Zone Study by Means of Tri-dimensional Finite Element Models on Fatigue Crack Closure*, Key Engineering Materials, 2006;324-325 (1):555-558

[5] Gonzalez-Herrera, A., Zapatero, J., *Tri-dimensional numerical modelling of plasticity induced fatigue crack closure*, Engineering Fracture Mechanics, 2008;75:4513-28.

[6] Branco, R., Rodrigues, D.M., Antunes, F.V. Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., 31 (2008) 209.

[7] Garcia-Manrique, J., Camas-Peña,D., Gonzalez-Herrera, A., *Análisis del error en la determinación numérica del factor de concentración de tensiones,* XXVI GEF Santander, Anales de Mecánica de la Fractura, Vol 26, 2009.

[8] ANSYS Theory Manual, Version 12

PAPEL DEL ESTADO TENSODEFORMACIONAL RESIDUAL GENERADO POR PRECARGAS SOBRE LA FRAGILIZACIÓN POR HIDRÓGENO DE ALAMBRES ENTALLADOS

M. Lorenzo[1], L. Aguado[2], D. Vergara[2], V. Kharin[2], J. Toribio[2]

[1] Departamento de Ingeniería Mecánica, Universidad de Salamanca.
E.T.S.I.I., Avda. Fernando Ballesteros 2, 37700 Béjar (Salamanca), España.
E-mail: mlorenzo@usal.es

[2] Departamento de Ingeniería de Materiales, Universidad de Salamanca.
E.P.S., Campus Viriato, Avda. Requejo 33, 49022 Zamora, España.

RESUMEN

La fragilización por hidrógeno (FH) es la principal causa de fallo en servicio de los alambres de acero de pretensado en presencia de ambientes agresivos. Para determinar la susceptibilidad a la FH en estos aceros se utilizan diferentes tipos de ensayo, siendo los más adecuados los denominados en Inglés *Slow Strain Rate Tests* (SSRT) con probetas entalladas. En este artículo se ha profundizado en la línea establecida en trabajos previos por medio del análisis de la difusión de hidrógeno asistida por el estado tensodeformacional en dos casos diferentes aplicados a un alambre de acero perlítico. El primero es un alambre entallado convencional y el segundo es un alambre sometido a una precarga aplicada antes de la carga mecánica de servicio. Los resultados muestran que pueden aparecer diferentes comportamientos en las muestras frente a la FH simplemente mediante una selección adecuada de los campos tensodeformacionales residuales.

ABSTRACT

Hydrogen embrittlement (HE) is the main cause of in-service failure of prestressing steels wires surrounded by harsh environments. Different types of tests for evaluating HE susceptibility of such steels are used. The most adequate are the *Slow Strain State Test* (SSRT) using notched samples. The present paper goes further on the line established in previous works by means of the analysis of hydrogen diffusion assisted by both stress and strain fields in two different cases applied to a pearlitic steel wire. First one is a conventional un-preloaded notched wire and the second is a wire subjected to a certain preload applied prior to mechanical load in service. Results show that different performances of the specimens against HE can happen just by an adequate selection of stress and strain fields.

PALABRAS CLAVE: Fragilización por hidrógeno, Difusión de hidrógeno, Estado tenso-deformacional residual.

1. INTRODUCCIÓN

Los alambres de acero perlítico trefilado se utilizan habitualmente en diversas aplicaciones en ingeniería como elemento estructural debido a sus excelentes propiedades mecánicas [1]. No obstante, la acción sinérgica del ambiente circundante y del estado tenso-deformacional provoca en los aceros de pretensado la aparición del fenómeno de fractura asistida por el ambiente denominado fragilización por hidrógeno (FH), al que dichos materiales son altamente susceptibles [2].

El análisis del fenómeno de FH en aceros de pretensado se ha abordado en la literatura científica de dos formas: (i) numéricamente, mediante el análisis de la etapa que gobierna el proceso [3]: la difusión de hidrógeno en el interior del material; (ii) experimentalmente, bien mediante la realización de método de ensayo propuesto por la Federación Internacional del Pretensado (FIP) [4], o bien, mediante los ensayos a velocidad de deformación lenta, denominados en inglés *slow strain rate tests* (SSRT, [5]) sobre una gran variedad de tipología de probetas (lisas, entalladas o prefisuradas).

El ensayo FIP consiste en la aplicación de una carga constante (80% de la resistencia a tracción del alambre) en presencia de un ambiente agresivo formado por una solución acuosa de tiocianato amónico (NH_4SCN) al 20%, obteniendo como resultado final del ensayo el tiempo de rotura del alambre. A pesar de ser el método de ensayo utilizado para la aceptación de estos aceros, este método presenta un serio inconveniente: la gran dispersión de los resultados. Esta dispersión se puede atribuir a variaciones en el estado superficial o a la presencia de tensiones residuales producidas por el trefilado [6]. Esto que plantea serias dudas sobre la idoneidad de este método de ensayo para la evaluación de la susceptibilidad a la FH de aceros de pretensado.

Por otro lado, los ensayos realizados a baja velocidad de deformación (*slow strain rate test*, SSRT) son una técnica que se ha establecido como una alternativa al ensayo FIP para la determinación de la susceptibilidad de metales a la fractura inducida por el ambiente en los alambres de acero de pretensado. Este tipo de ensayos viene recogido en la norma internacional ISO 7539-7 [7] en la cual se especifican las condiciones para la realización de dichos ensayos.

A pesar de que la norma establece la posibilidad de hacer el ensayo sobre una gran variedad de tipos de muestras (planas, entalladas y prefisuradas) (cf. [7]) las probetas entalladas presentan importantes ventajas que las convierten en las más adecuadas para la evaluación de los fenómenos de fractura asistida por el hidrógeno en materiales metálicos [5]. Por este motivo, la determinación de los parámetros más adecuados de la entalla para la realización del estos ensayos constituye una cuestión de la más alta relevancia. Esta cuestión fue abordada en el estudio de Toribio y Ayaso [8] donde se determinaron las condiciones óptimas para realización de los ensayos SSRT a través del análisis de los efectos en el proceso de difusión de hidrógeno de los estados tensodeformacionales generados durante un ensayo de fractura a tracción en probetas entalladas con diferentes geometrías de entalla.

El objetivo del presente trabajo es continuar la línea establecida en el estudio [8], a través del análisis, en diferentes probetas entalladas, de las distribuciones de concentración de hidrógeno obtenidas mediante la simulación numérica del proceso de difusión de hidrógeno asistida por el estado tensodeformacional generado bajo dos condiciones diferentes de carga. La primera consiste en una carga monótona creciente y la segunda por una combinación de una precarga (capaz de generar un estado tensodeformacional residual) seguida por una carga monótona creciente similar a la del caso anterior. De esta forma los resultados obtenidos permitirán realizar una selección "*a la carta*" de los estados tensodeformacionales residuales que dan lugar a comportamientos diferentes en cuanto a la difusión de hidrógeno (y la consiguiente FH) simplemente variando parámetros tales como la geometría de la entalla o el nivel de la precarga, realizando así un diseño *ad hoc* del estado tensodeformacional residual que condiciona la FH de alambres de acero de pretensado.

2. MODELIZACIÓN NUMÉRICA

Para conseguir el objetivo planteado en el presente artículo se han llevado a cabo dos simulaciones desacopladas mediante el método de los elementos finitos (MEF). La primera de ellas corresponde a la solución de la parte mecánica del problema planteado: la determinación de los estados tensodeformacionales presentes en el alambre en cada uno de los casos de estudio. A partir de dichos estados es posible abordar la segunda parte del problema: la simulación numérica del proceso de difusión de hidrógeno asistida por el estado tensodeformacional.

La simulación de la parte mecánica del problema se ha realizado con un programa comercial (MSC.MARC®) que implementa el MEF, mientras que, por el contrario, para realizar la simulación del proceso de difusión se ha utilizado un programa no comercial de elementos finitos desarrollado *ad hoc* a partir del modelo de difusión asistida por el estado tensodeformacional desarrollado previamente y descrito en la referencia [9].

En el estudio [8] se analizaron cuatro tipos de probetas axisimétricas entalladas con entallas circulares, variando dos parámetros que definen la geometría de la entalla: la profundidad, b, y el radio, ρ. Los resultados de dicho estudio [8] revelaron que las geometrías de las probetas más adecuadas para la evaluación de la FH eran las entallas con radios pequeños y diferente profundidad. Por este motivo se ha decidido centrar el presente estudio en dos geometrías de entallas (ver figura 1) en las que, manteniendo el mismo radio de curvatura de la entalla (suficientemente pequeño), se ha variado la profundidad de la misma. Los parámetros geométricos se muestran en la figura 2 adimensionalizados con el diámetro de la probeta (d) para las dos geometrías de entalla analizadas: entalla de tipo A (de pequeña profundidad) y entalla de tipo B (de gran profundidad).

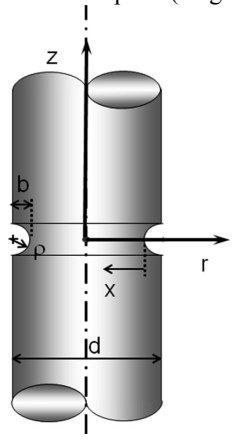


Figura 1. Esquema del alambre entallado con los parámetros que definen su geometría.

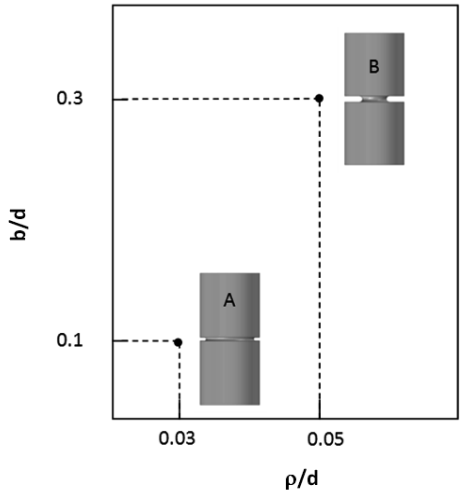


Figura 2. Parámetros de las geometrías entalladas adimesionalizados con el diámetro del alambre (d).

Tal como se comentó previamente se han considerado dos tipos de cargas aplicadas a los dos tipos de probetas consideradas (entalla A y entalla B). Por un lado, la primera carga consiste en una carga monótona creciente hasta alcanzar el 70% de la carga de rotura (P_R) del alambre entallado (tomado de los resultados de los ensayos realizados en el estudio [10]). Por otro lado, la segunda carga considerada consiste en la combinación de una precarga formada por un ciclo de carga, hasta el 90%P_R, y descarga, hasta un nivel de carga nulo, seguida de una carga monótona creciente hasta alcanzar el 70%P_R. La elección de estos niveles se ha basado en los resultados del estudio [1] donde se determinó que, para dicho nivel de carga, los alambres entallados del mismo acero con idénticas geometrías de entalla son susceptibles a la acción del hidrógeno.

El material analizado en este artículo es un acero perlítico de alta resistencia cuyo límite elástico es 720 MPa. La ecuación constitutiva utilizada para realizar el análisis elastoplástico se tomo de los resultados del estudio [11]. El modelo de endurecimiento por deformación más adecuado para la simulación del comportamiento mecánico de estos aceros es el endurecimiento cinemático [11]. La figura 3 muestra la reducción geométrica por simetría y las condiciones de contorno aplicadas. Se han considerado diversas mallas de las geometrías entalladas hasta alcanzar una convergencia adecuada en los resultados.

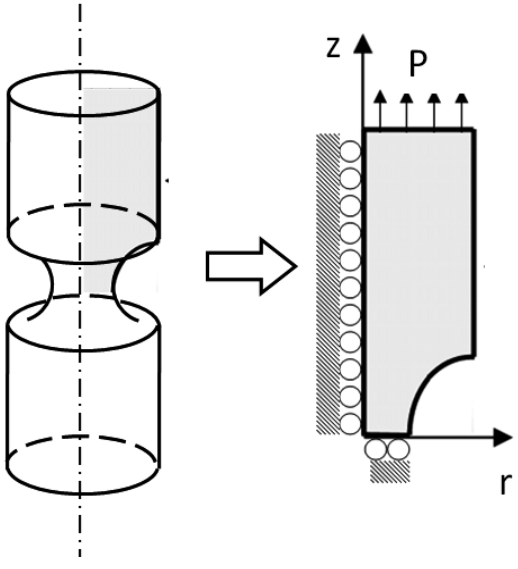


Figura 3. Reducción de la geometría de la probeta entallada y condiciones de contorno aplicadas.

Por otro lado, la simulación del proceso de difusión de hidrógeno se ha realizado a partir del modelo de difusión asistida por el estado tensodeformacional desarrollado en [9]. En dicho modelo se considera que el daño por hidrógeno aparece en el material cuando la concentración de hidrógeno (C) alcanza un valor crítico (dependiente del campo tensodeformacional tal como se muestra en la expresión 1) en ciertos puntos del material donde se alcanza la máxima solubilidad de hidrógeno K_s, la cual depende tanto de las tensiones como de las deformaciones plásticas, cf. ecuación 2,

$$C(x,t) = C_{cr}(x, \sigma, \varepsilon) \tag{1}$$

$$K_S = K_{S\varepsilon}(\bar{\varepsilon}_p)\exp\left(\frac{v_H}{RT}\sigma\right) \tag{2}$$

donde v_H es el volumen parcial molar de hidrógeno, R es la constante de los gases ideales, T es la temperatura absoluta y $K_{S\varepsilon}$ es la componente de la solubilidad dependiente de las deformaciones plásticas cuya dependencia viene dada por la ecuación 3.

$$K_{S\varepsilon}(\bar{\varepsilon}_p) = 1 + 4\bar{\varepsilon}_p \tag{3}$$

El hidrógeno acumulado en dichos puntos proviene de la superficie exterior (Γ) donde se puede considerar que la concentración de equilibrio (C_{eq} de acuerdo con la ecuación 4) permanece invariable durante el tiempo de exposición al ambiente agresivo.

$$C_\Gamma = C_{eq}(\Gamma) = C_0 K_{S\varepsilon}(\bar{\varepsilon}_p(\Gamma))\exp\left(\frac{v_H}{RT}\sigma(\Gamma)\right) \tag{4}$$

El flujo de difusión (**J**) se puede expresar en términos del gradiente de la concentración de hidrógeno, el gradiente de la tensión hidrostática y el gradiente de la solubilidad de hidrógeno ($K_{S\varepsilon}$):

$$\mathbf{J} = -D(\bar{\varepsilon}_p)\left\{\nabla C - C\left[\frac{v_H}{RT}\nabla\sigma + \frac{\nabla K_{S\varepsilon}(\bar{\varepsilon}_p)}{K_{S\varepsilon}(\bar{\varepsilon}_p)}\right]\right\} \tag{5}$$

La ecuación diferencial (5) no se puede resolver analíticamente y, por tanto, resulta necesario utilizar métodos numéricos como el MEF para obtener una solución aproximada. En este caso, y debido a la simetría de revolución de la probeta entallada, la aproximación bidimensional axisimétrica del modelo es adecuada. La simulación se ha realizado con los siguientes valores de los parámetros que influyen en el proceso de difusión de hidrógeno: temperatura (T = 323K), volumen parcial molar de hidrógeno ($v_H = 2\ 10^{-6}$ m^3/mol) y difusividad de hidrógeno en la red cristalina del acero ($D = 6\ 10^{-11}$ m^2/s) a partir de los resultados obtenidos en estudios previos [6].

3. RESULTADOS

Los resultados de la simulación mecánica permiten obtener los estados tensodeformacionales a los que está sometido el alambre durante la exposición al ambiente agresivo. El análisis de estos resultados se ha centrado en las variables que representan los estados tensodeformacionales en el modelo de difusión [9], *i.e.*, la tensión hidrostática (σ) y la deformación plástica equivalente ($\bar{\varepsilon}_P$). Las distribuciones de dichas variables a lo largo del radio del alambre se muestran en las figuras 4 y 5 respectivamente para las entallas de tipo A (poca

profundidad) y tipo de B (gran profundidad) donde el asterisco indica simulaciones con precarga.

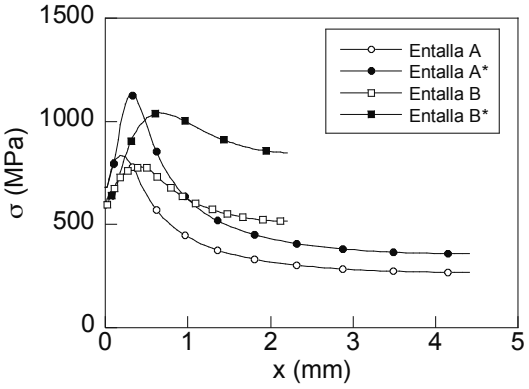


*Figura 4. Distribución de tensión hidrostática en la sección de entalla generada en las muestras simuladas con una carga del 70%P_R, sin precarga (A y B) y con una precarga previa del 90% P_R (A * y B *).*

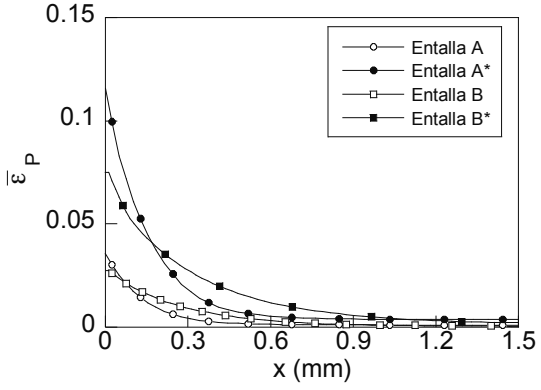


*Figura 5. Ley de deformación plástica equivalente en la sección de entalla generada en las muestras simuladas con una carga del 70%P_R, sin precarga (A y B) y con una precarga previa del 90% P_R (A * y B *).*

Tal como se puede apreciar en la figura 4, las distribuciones de las tensiones hidrostáticas presentan claras diferencias dependiendo de los dos parámetros variados en el estudio: la profundidad de la entalla y la existencia de tensiones residuales producidas por la precarga. A grandes rasgos, los resultados obtenidos muestran que las distribuciones de tensión hidrostática en las dos geometrías consideradas presentan un valor máximo similar situado cerca de la superficie del alambre. No obstante, en dicha figura se aprecia claramente que la distancia a la superficie de este máximo es menor en el caso de la entalla con menor profundidad (entalla A). Esto hace que el gradiente de las tensiones hidrostáticas en la dirección radial sea mayor en la geometría entallada A.

También resulta interesante destacar que el valor de la tensión hidrostática en la superficie es ligeramente mayor en la entalla A que en la entalla B y que, a lo largo de la sección de entalla, la distribución en la entalla B (mayor profundidad) es más uniforme que la entalla tipo A (menor profundidad) en la que aparecen estados de tensión hidrostática sensiblemente menores en los puntos situados a mayor profundidad del máximo de la distribución.

El efecto de la precarga consiste básicamente en un aumento del estado tensional, sin modificar sustancialmente la forma del perfil de tensiones, el gradiente en la dirección radial ni tampoco la tensión en la punta de la entalla, pero sí se puede apreciar un desplazamiento de la posición donde aparece el máximo de la distribución hacia puntos más profundos, pero, tal como se indicó previamente, sin modificar el gradiente de tensiones en la dirección radial respecto al caso simulado sin precarga.

En el estado deformacional (figura 5) también se observan claras diferencias en función de los dos parámetros variados en este trabajo. Por un lado se aprecia que la entalla A (menor profundidad) presenta en la superficie deformaciones plásticas equivalentes más elevadas que la entalla B (menos profundidad). Por otro lado en ésta última la zona plástica se distribuye sobre una zona más amplia. Esto supone, al igual que en el caso de las tensiones hidrostáticas, que en la entalla A (la de menor profundidad de entalla) la distribución de deformaciones plásticas está más concentrada en las proximidades de la punta de entalla y con un nivel de deformación plástica en la superficie mayor que en la entalla B (la de mayor profundidad).

Como en el caso de las tensiones hidrostáticas, el efecto del estado deformacional residual producido por la precarga se muestra en el perfil de las deformaciones plásticas equivalentes en el aumento, por un lado, del estado deformacional la superficie de la probeta y, por otro, del tamaño de la zona plástica. No obstante, dicho aumento se produce sin modificar las diferencias observadas entre las entallas A y B sin precarga, *i.e.*, la entalla A (la de menor profundidad) presenta un estado deformacional más elevado y más localizado en la zona próxima a la punta de la entalla que la entalla B (la de mayor profundidad).

Los efectos de la precarga se muestran de forma similar al caso de las tensiones hidrostáticas, *i.e.*, por un lado aparece un incremento del tamaño de la zona plástica y por otro un aumento del nivel de deformaciones plásticas en la superficie. De esta forma se puede ver que la precarga actúa como un intensificador de los estados tensodeformacionales que presenta el alambre entallado.

Para estimar el daño producido por el hidrógeno se ha representado, en las figuras 6 y 7, la evolución en el tiempo de las distribuciones de la concentración de hidrógeno en la sección de la entalla en los casos analizados en el presente trabajo, es decir, los perfiles de concentración de hidrógeno (concentración para distintos puntos de la sección neta de la probeta entallada) para diferentes tiempos.

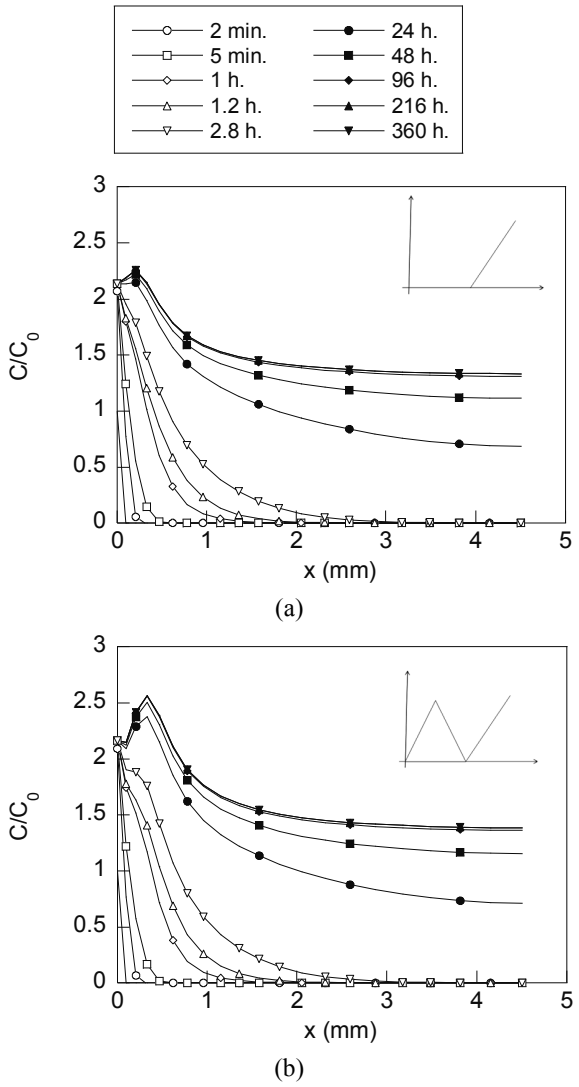


Figura 6. Distribuciones de concentración de hidrógeno obtenidas para diferentes tiempos de exposición al ambiente agresivo en la muestra entallada tipo A sin precarga (a) y A con precarga (b) cuando una carga constante correspondiente al 70% P_R actúa de forma simultánea con el ambiente agresivo.*

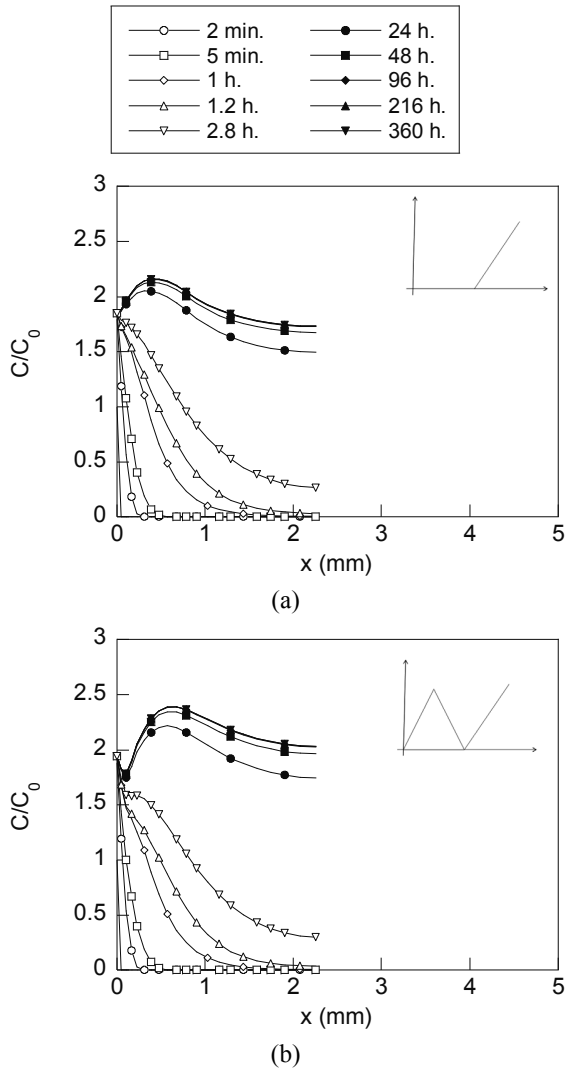


Figura 7. Distribuciones de concentración de hidrógeno obtenidas para diferentes tiempos de exposición al ambiente agresivo en la muestra entallada tipo B sin precarga (a) y B con precarga (b) cuando una carga constante correspondiente al 70% P_R actúa de forma simultánea con el ambiente agresivo.*

Tal como se puede observar en las figuras 6 y 7, el proceso de acumulación de hidrógeno en los diferentes puntos de la sección del alambre se realiza de forma progresiva alcanzando, para tiempos largos de exposición al ambiente agresivo, una distribución estacionaria cuya forma es semejante a la obtenida para las tensiones hidrostáticas (cf. figura 4). Como era de esperar, las variaciones observadas en los estados tensodeformacionales (cf. figuras 4 y 5) tienen sus reflejo en las distribuciones de la concentración de hidrógeno. De esta forma, la mayor acumulación de hidrógeno en ambas entallas está fuertemente localizada en puntos próximos a la punta de la entalla. No obstante, es en la entalla A (menor profundidad) donde este efecto es más acusado.

Por otro lado, el efecto del estado tensodeformacional residual generado por la precarga, viene dado por dos factores localizados en las proximidades de la punta de la entalla. El primero es un ligero desplazamiento del valor máximo de la distribución de la concentración de hidrógeno en la sección de la entalla hacia puntos más internos. El segundo es en una reducción, apreciable desde los primeros instantes del proceso de difusión, de la concentración de hidrógeno en las proximidades de la punta de entalla.

Ambos efectos son sensiblemente más acusados en el caso de la entalla B (la de mayor profundidad de entalla) que en el caso de la entalla A (la de menor profundidad de entalla).

4. DISCUSIÓN

Los resultados obtenidos amplían la información sobre el proceso de difusión y acumulación de hidrógeno en las geometrías estudiadas en [8] incluyendo el efecto de las deformaciones plásticas sobre el proceso de difusión. De tal forma que no solo es posible estimar la cantidad de hidrógeno presente en la sección del alambre entallado sino que, además, aporta información que puede resultar útil en la interpretación del daño micro-estructrural producido por el hidrógeno y, por tanto, en el análisis de la susceptibilidad a la FH. Por un lado se determina la posición donde está localizado el valor máximo de la concentración de hidrógeno (que se puede relacionar con las dimensiones de la zona del daño microstructural producido por el hidrógeno) y, por otro, el tiempo de exposición al ambiente agresivo necesario para alcanzar una determinada concentración de hidrógeno en un determinado punto del material.

La precarga en las probetas entalladas produce, por un lado, un efecto más intenso en los estados tenso-deformaciones así como en el valor máximo de la concentración de hidrógeno y, por otro lado, genera mayores diferencias entre las dos geometrías estudiadas (posición del máximo de concentración de hidrógeno). El aumento en el valor máximo de concentración de hidrógeno observado en las probetas precargadas se puede atribuir al aumento de las tensiones hidrostáticas y deformaciones plásticas, así como el mayor tamaño de zona plástica (provocando un aumento en la solubilidad de hidrógeno dentro del material). El aumento del tamaño de zona plástica justifica que el efecto del hidrógeno alcance mayores profundidades desplazando su máximo hacia el interior. Por otro lado, el hecho de que la precarga genere estados residuales de compresión en la zona próxima a la superficie dificulta la entrada del hidrógeno en el material, siendo este efecto más acusado en la entalla B, puesto que los efectos de la precarga son más intensos en dicha geometría.

5. CONCLUSIONES

Las probetas entalladas con distinta profundidad de entalla generan distintos campos tensodeformacionales residuales tras la aplicación de una misma precarga, lo que provocará una respuesta diferente del material frente a las condiciones de servicio, especialmente en el caso de ambientes de hidrógeno.

Los estados tensodeformacionales residuales inducidos por la precarga en las probetas hacen que éstas soporten mayores tensiones en el interior como resultado de la superposición de las tensiones residuales (inducidas cerca de la entalla tras la descarga) y las generadas por la propia carga exterior.

La precarga modifica el estado deformacional tanto en extensión (zona plástica más profunda) como en magnitud. Este hecho condiciona el proceso de acumulación de hidrógeno en la sección de la entalla, de tal forma que aparecen mayores concentraciones de hidrógeno situadas en puntos más profundos.

Los resultados del estudio ponen de manifiesto el papel relevante que juegan los estados tensodeformacionales en los procesos de difusión y acumulación de hidrógeno en el acero, con el consiguiente riesgo de fragilización por hidrógeno.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer el apoyo económico de las siguientes instituciones: MCYT (MAT2002-01831), MEC (BIA2005-08965), MCINN (BIA2008-06810), JCYL (SA067A05, SA111A07 y SA039A08).

REFERENCIAS

[1] J. Toribio, A.M. Lancha y M. Elices, Macroscopic variables governing the microscopic fracture of pearlitic steels. *Mater. Sci. Eng. A*, **145**, 167-177, 1991.

[2] F. Bergsma, J.W. Boon y C.F. Etienne, Détermination de la sensibilité des aciers précontrains à la fragilisation par l'hydrogène. *Rev. Métall.,* **75**, 153-164, 1978.

[3] J. Toribio y V. Kharin, A hydrogen difussion model for applications in fusion nuclear technology. *Fus. Eng. Des.*, **51-52**, 213-218, 2000.

[4] FIP-78. "Stress Corrosion Test. Stress Corrosion Cracking Resistance for Prestressing Tendons". Techn. Rep. No. 5. FIP, Wexham Springs, Slough. 1981.

[5] J. Toribio y M. Elices, The role of local strain rate in the hydrogen embrittlement of round-notched samples. *Corros. Sci.*, **33**, 1387-1409, 1992.

[6] J. Toribio y M. Elices, Influence of residual stresses on hydrogen embrittlement susceptibility of prestressing steels. *Int. J. Solids Struct.*, **28**, 791-803, 1991.

[7] ISO 7539-7, "Slow strain rate testing", 1989.

[8] J. Toribio y F.J. Ayaso, Optimization of round notched specimen for hydrogen embrittlement testing of materials. *J. Mat. Sci.*, **39**, 4675-4678, 2004.

[9] J. Toribio, V. Kharin, D. Vergara y M. Lorenzo, Two-dimensional numerical modelling of hydrogen diffusion in metals assisted by both stress and strain. *Adv. Mat. Res.*, **138**, 117-126, 2010.

[10] F.J. Ayaso, *Fractura de alambres entallados de acero eutectoide progresivamente trefilados*, Ph.D. Thesis, 416 pag., Universidad de La Coruña, 2001.

[11] M. Lorenzo, *Influencia de las tensiones y deformaciones residuales en la fragilización por hidrógeno de acero eutectoide trefilado,* Ph.D. Thesis, 396 pag., Universidad de Salamanca, 2009.

UN MODELO NUMÉRICO DE DIFUSIÓN DE HIDRÓGENO EN ALAMBRES PRE-FISURADOS POR FATIGA

L. Aguado[1], M. Lorenzo[2], V. Kharin[1], J. Toribio[1]

[1] Departamento de Ingeniería de Materiales, Universidad de Salamanca.
E.P.S., Campus Viriato, Avda. Requejo 33, 49022 Zamora.
E-mail: laguado@usal.es

[2] Departamento de Ingeniería Mecánica, Universidad de Salamanca.
E.T.S., Ingeniería Industrial, Avda. Fernando Ballesteros 2, 37700 Béjar (Salamanca).

RESUMEN

La fisuración asistida por hidrógeno (FAH) es un fenómeno que puede producir la fractura catastrófica en elementos estructurales. Para asegurar el buen funcionamiento de éstos, resulta conveniente desarrollar herramientas numéricas para estimar su susceptibilidad a la acción del hidrógeno. En este estudio se ha desarrollado un modelo numérico para simular la etapa que gobierna el proceso de FAH: la difusión de hidrógeno en el interior del material asistida por el estado tensodeformacional. El modelo se ha aplicado al análisis de los efectos de los campos tensodeformacionales residuales generados por el proceso de prefisuración por fatiga sobre la acumulación de hidrógeno en un alambre de pretensado. Los resultados han permitido validar el modelo propuesto, determinando así la influencia del nivel de prefisuración sobre la acumulación de hidrógeno en alambres de acero pretensado con una fisura superficial.

ABSTRACT

Hydrogen assisted cracking (HAC) is a phenomenon that could cause the catastrophic fracture in structural elements. To guarantee the good performance of the latter, it is adequate to develop numerical tools to estimate their susceptibility to hydrogen action. In this study a numerical model was developed to simulate the stage governing the HAC process: the hydrogen diffusion inside the material assisted by stress and strain state. The model was applied to the analysis of the effects on the hydrogen accumulation of residual stress and strain fields generated by the fatigue precracking process in a prestressing steel wire. Results allow one to validate the proposed model and, thereby determining the influence of precracking level on the hydrogen accumulation in prestressing steel wires with a superficial crack.

PALABRAS CLAVE: Fisuración asistida por hidrógeno, Difusión de hidrógeno, Estado tensodeformacional residual.

1. INTRODUCCIÓN

La fisuración asistida por hidrógeno (FAH) es un fenómeno de degradación microestructural que puede conducir a la fractura catastrófica de un elemento estructural durante su vida en servicio cuando está rodeado de un ambiente agresivo. En la literatura científica existen varios casos en los que el análisis de las causas de fallo en servicio de estructuras de hormigón pretensado ha determinado como origen de la fractura la acción del hidrógeno en los elementos metálicos [1]. El motivo fundamental de la aparición de este tipo de fallo se debe a la alta susceptibilidad al fenómeno de FAH que presentan los aceros de pretensado. Habitualmente dichos aceros son de composición eutectoide que, para el caso de tener que mejorar sus propiedades mecánicas, son sometidos a un proceso de trefilado en frío.

Por estos motivos el análisis de este fenómeno ha atraído el interés de la comunidad científica, tal como reflejan los numerosos trabajos en los que se ha abordado este fenómeno de fractura bajo diversos puntos de vista. Fenomenológicamente se ha asociado el efecto del hidrógeno a la aparición en la zona de fractura de una región característica de este proceso de degradación microestructural: la así llamada *tearing topography surface* (TTS). Desde un prisma ingenieril se han desarrollado estudios que permiten predecir la reducción de la vida en servicio de estas estructuras en presencia de ambientes agresivos, determinando la susceptibilidad al daño asociado al hidrógeno [2]. A su vez, para poder optimizar la determinación de la susceptibilidad a la FAH se han desarrollado diversos modelos numéricos para estimar el comportamiento de dichas estructuras en un ambiente hostil.

En los estudios citados previamente, el análisis de los efectos del hidrógeno en el material se ha abordado bien desde un punto de vista experimental [3], realizando ensayos en ambiente agresivo, o bien desarrollando modelos numéricos que permiten simular el proceso de difusión en el interior del material [2,4]. Un análisis completo del proceso de daño se ha realizado en el trabajo [5]. No obstante, en ninguno de los estudios previos se ha abordado el complejo tratamiento bidimensional (2D) del problema de difusión asistido tanto por el estado tensional como por el deformacional.

Por este motivo, en este trabajo se ha desarrollado un modelo numérico del proceso de difusión asistida por el estado tensodeformacional que permite avanzar en el estudio iniciado previamente por Lancha [6] mediante el análisis de los efectos de las tensiones y deformaciones residuales en la FAH.

2. FISURACIÓN ASISTIDA POR HIDRÓGENO (FAH)

Tradicionalmente el fenómeno de FAH se ha encuadrado dentro de los procesos de corrosión bajo tensión (CBT) que aparecen cuando el metal actúa como cátodo (condiciones ambientales catódicas). Por otro lado, dentro de la CBT, puede aparecer el fenómeno de disolución anódica localizada (DAL) si el metal actúa como ánodo en la interacción con el medio ambiente, y por el cual se produce una pérdida de material.

Para que aparezca el fenómeno de FAH se deben dar tres factores: la presencia de un ambiente agresivo, un material susceptible a dicho fenómeno y, finalmente, un estado tensodeformacional adecuado (σ, $\bar{\varepsilon}_P$) [7]. A su vez, el ambiente agresivo debe tener unas condiciones electroquímicas determinadas por el pH y potencial electroquímico, de manera que estén situadas por debajo de la línea de descarga de agua en el diagrama de Pourbaix correspondiente al binomio material/agua para garantizar la presencia de hidrógeno en la solución.

El mecanismo de fallo por FAH se puede resumir en las siguientes etapas: adsorción y disociación del hidrógeno en la superficie, absorción del hidrógeno atómico dentro del metal, transporte de hidrógeno (por difusión o por movimiento de dislocaciones) a lo largo de la red cristalina y su acumulación en determinados puntos de la red hasta alcanzar un determinado valor crítico:

$$C(\sigma,\bar{\varepsilon}_p) = C_{cr}\left(\sigma,\bar{\varepsilon}_p\right) \tag{1}$$

a partir del cual se produce el daño microestructural (que puede modelizarse como una fisura). Esta fisura crece subcríticamente por el proceso de FAH, hasta que llega a un estado límite que conduce a la fractura catastrófica del elemento estructural.

Las etapas previas a la difusión de hidrógeno dentro del sólido se puede considerar que ocurren de forma prácticamente instantánea debido a un rápido intercambio de masa en la superficie del material. De este modo, se puede asumir que, por un lado, la concentración de hidrógeno es constante en la superficie del alambre:

$$C(\Gamma,t) = C_\Gamma, \tag{2}$$

y, por otro lado, que la etapa que gobierna el proceso es la difusión de hidrógeno que, según estudios previos [4,8], está fuertemente condicionada por los campos de tensiones y deformaciones plásticas en el material.

En este trabajo se parte de las hipótesis consideradas en [9] donde se determina que el flujo de hidrógeno en el interior de un metal se puede representar a través de una ley de Fick modificada. En ella el vector densidad de flujo de hidrógeno ($\vec{J}$) no sólo depende del gradiente de concentración de hidrógeno (∇C), sino también del gradiente de tensión hidrostática ($\nabla\sigma$) y del gradiente de solubilidad de hidrógeno ($\nabla K_{s\varepsilon}$) que se relaciona con la deformación plástica mediante la expresión (4):

$$\vec{J} = D\left\{-\nabla C + C\left(\nabla\left(\frac{v_H}{RT}\sigma\right) + \frac{\nabla K_{s\varepsilon}\left(\bar{\varepsilon}_P\right)}{K_{s\varepsilon}\left(\bar{\varepsilon}_P\right)}\right)\right\} \tag{3}$$

$$K_{s\varepsilon}\left(\bar{\varepsilon}_P\right) = 1 + 4\bar{\varepsilon}_P \tag{4}$$

donde D es el coeficiente de difusión de hidrógeno en el metal, v_H es el volumen parcial molar de hidrógeno, R es la constante universal de los gases perfectos en condiciones normales y T es la temperatura absoluta.

Aplicando la ley de la conservación de la materia [10], la evolución de las concentraciones en el tiempo se puede representar a través de la expresión (5).

$$\frac{\partial C}{\partial t} = -\nabla\cdot\left[-D\nabla C + DC\left(\frac{v_H}{RT}\sigma + \frac{\nabla K_{s\varepsilon}\left(\bar{\varepsilon}_P\right)}{K_{s\varepsilon}\left(\bar{\varepsilon}_P\right)}\right)\right]. \tag{5}$$

Esta ecuación diferencial no se puede resolver por métodos analíticos y, por tanto, resulta necesario utilizar métodos numéricos para poder obtener una solución aproximada. No obstante, si se impone que el sistema ha alcanzado el estado de equilibrio ($C_{eq}(r)$), *i.e.*, para tiempos largos de difusión ($t \to \infty$), esta ecuación se puede resolver analíticamente dando lugar a la siguiente expresión:

$$C_\infty(r) = C_{eq}(r) = C_0 K_{S\varepsilon}\left(\bar{\varepsilon}_P\right) exp\left[\frac{v_H}{RT}\sigma\right] \tag{6}$$

donde C_0 es la concentración de hidrógeno presente en el metal en ausencia de tensiones y deformaciones.

Para concluir con la definición del problema, es necesario determinar las condiciones de contorno. Estas condiciones se pueden clasificar en dos tipos: las aplicadas sobre superficies donde el flujo está definido (en los ejes de simetría el flujo es nulo) y, por otro lado, las superficies donde se produce un intercambio de

masa (superficie expuesta al ambiente agresivo) que se representan en el modelo tal y como sigue,

$$\begin{aligned} \vec{J}\vec{n}\Big|_{S_f} &= J_f && \text{en } S_f \subset \mathrm{S} \\ \vec{J}\vec{n}\Big|_{S_{eq}} &= \vartheta\left(C - C_{eq}\right) \Leftrightarrow C\big|_{S_{eq}} = C_{eq} && \text{en } S_{eq} \subset \mathrm{S} \end{aligned} \tag{7}$$

siendo ϑ la constante de intercambio de masa en la superficie en contacto con el ambiente agresivo. En este caso el valor de dicha constante se ha elegido de tal forma que su magnitud sea lo suficientemente grande como para representar un intercambio de masa instantáneo.

3. MODELIZACIÓN NUMÉRICA DEL PROCESO DE DIFUSIÓN ASISTIDA POR EL ESTADO TENSODEFORMACIONAL

Tal como se ha comentado previamente, la ecuación de difusión asistida por tensiones y por deformaciones (expresiones 5, 7) no tiene solución analítica exacta, y por tanto es necesario utilizar métodos numéricos para obtener una solución aproximada de la distribución de hidrógeno dentro del material. De esta forma el problema planteado consiste en un análisis desacoplado compuesto por un problema mecánico, cuya finalidad es la determinación del estado tenso-deformacional en el sólido, y por el problema de la difusión de hidrógeno, que permite determinar la concentración en los distintos puntos del material a lo largo del tiempo.

En ambos casos el método numérico más adecuado es el método de los elementos finitos (MEF). No obstante, mientras que para resolver el problema mecánico se puede utilizar un programa comercial que implemente el MEF (MARC MENTAT®), para resolver el problema de difusión ha sido necesario obtener en un programa no comercial la solución aproximada dada por el MEF de la ecuación diferencial de la difusión asistida por el estado tensodeformacional (cf. expresiones 5, 7).

Los resultados de esta aproximación permiten así determinar las distribuciones de la concentración de hidrógeno en todos los puntos del dominio estudiado mediante la interpolación de los valores de las concentraciones nodales, C_i. Para ello se han utilizando las denominadas funciones de forma ($N_\mathrm{i}^{(\mathrm{e})}$) tal como se muestra en la siguiente expresión,

$$C = \sum_{l=1}^{n_e} \sum_{l=1}^{n_n} N_i^{(e)} C_i \,, \tag{8}$$

donde n_e y n_n son, respectivamente, el número de elementos y el número de nodos respectivamente.

De esta forma el análisis MEF del problema de difusión se centra en determinar los valores de las concentraciones nodales y, a partir de éstas, con la expresión (8), se puede obtener la concentración de hidrógeno en cualquier punto del dominio estudiado.

Para resolver el problema planteado en la ecuación diferencial mostrada en (5) con la condición de contorno (7) se ha aplicado el método de los residuos ponderados sobre la formulación débil del problema variacional. Para ello, se agrupa la ecuación diferencial (5) definida tanto en el volumen V del sólido en cuestión como en sus superficies contorno en una única expresión y, a todo este conjunto se le multiplica por unas funciones arbitrarias (W_i), denominadas funciones de peso, tal como se muestra en la siguiente expresión,

$$\int_V W_i \left[-\nabla \vec{J} - \frac{\partial C}{\partial t} \right] dV + \int_S W_i \left[\vec{J}\,\vec{n} \right] dS = 0 \tag{9}$$

donde el flujo de hidrógeno ($\vec{J}$) se expresa en términos de concentración conforme a la expresión (3). Tras reordenar términos, y expresando el flujo de hidrógeno en términos de concentración conforme a la expresión (8), a partir de (9) se obtiene la siguiente ecuación,

$$\begin{aligned} &\int_V \nabla W_i \left[D\nabla C - DC\left(\Omega \nabla \sigma + \frac{\nabla K_{S\varepsilon}}{K_{S\varepsilon}} \right) \right] dV + \\ &\int_V W_i \left[-\frac{\partial C}{\partial t} \right] dV + \int_S W_i \left[-J_f - \vartheta\left(C - C_{eq}\right) \right] dS = 0 \end{aligned} \tag{10}$$

Finalmente se aplica el método de Galerkin, mediante el cual se asume como funciones de peso las propias funciones de forma utilizadas para interpolar el campo de concentraciones de hidrógeno en el interior del volumen tal como se mostró en la expresión (8), *i.e.*, $W_\mathrm{i} = N_\mathrm{i}$.

De esta forma el problema de la difusión de hidrógeno asistida por el estado tensodeformacional queda reducido al sistema de ecuaciones diferenciales ordinarias respecto a los valores nodales de concentración $C_\mathrm{i}\,(t)$ ($i = 1 \ldots n_\mathrm{n}$),

$$\begin{aligned} &\sum_j \left[-\int_\mathrm{V} N_i N_j \, dV \right] \dot{\mathrm{C}} + \\ &+ \sum_j \left[\int_\mathrm{V} \left[\mathrm{D}\nabla N_i - \mathrm{D}\Omega(\nabla\sigma\nabla N_i)\mathrm{N}_j - \mathrm{D}\nabla N_i N_j \frac{\nabla \mathrm{K}_{S\varepsilon}}{\mathrm{K}_{S\varepsilon}} \right] dV + \right. \\ &\left. + \vartheta \int_{\mathrm{S_{eq}}} N_i N_j \, dS \right] C_j = J_f \int_{\mathrm{S_f}} N_i dS + \vartheta \mathrm{C_{eq}} \int_{\mathrm{S_{eq}}} N_i dS \qquad \mathrm{i} = 1 \ldots \mathrm{n_n} \end{aligned} \tag{11}$$

Este sistema de ecuaciones, expresado matricialmente de forma reducida, queda de la siguiente manera,

$$[\mathrm{M}]\dot{\mathrm{C}} + [\mathrm{K}]\mathrm{C} = [F]. \tag{12}$$

Los resultados del análisis mecánico del problema obtenidos de la simulación con el programa MARC

MENTAT® vienen dados en los nodos de la malla. Por tanto, al igual que en el caso de las concentraciones, a partir de los valores nodales proporcionados en la parte de la simulación mecánica del problema, es necesario emplear una expresión semejante a la (8) para interpolar el campo de tensiones y deformaciones (con las mismas funciones de forma empleadas para la concentración de hidrógeno) a lo largo de todo el dominio, tal como muestran las siguientes ecuaciones,

$$\sigma(x) = \sum_{i=1}^{n_n} \sigma_i \, N_i(x) \tag{13}$$

$$\bar{\varepsilon}_P(x) = \sum_{i=1}^{n_n} \bar{\varepsilon}_{Pi} \, N_i(x) \tag{14}$$

donde σ_i y $\bar{\varepsilon}_{P_i}$ son los valores de las tensiones hidrostáticas y deformaciones plásticas equivalentes nodales conocidas a partir del análisis tensodeformacional (exclusivamente mecánico) de una historia de carga impuesta.

Para resolver las ecuaciones diferenciales ordinarias lineales se ha utilizado el algoritmo planteado Zienkiewicz *et al* [11],

$$\left(C\big|_q - C\big|_{q-1}\right)[M] + \tau \Delta t [K] / \Delta t + [K] C_{q-1} = [F] \tag{15}$$

donde $\Delta t = t_q - t_{q-1}$, y la constante τ se debe elegir de tal forma que se asegure la estabilidad de este algoritmo. En el presente trabajo se ha comprobado que el algoritmo descrito anteriormente es incondicionalmente estable cuando el valor de $\tau \in [0.5, 1]$.

Con el fin de facilitar la asignación de los estados tensodeformacionales a la resolución del problema de difusión planteado en la expresión anterior (12) se han adoptado los mismos tipos de elementos que los considerados en la simulación mecánica que permite determinar el estado tensodeformacional.

Teniendo en cuenta que en la simulación mecánica se alcanza la convergencia de resultados con un número aceptable de nodos, en el caso de los elementos cuadriláteros de cuatro nodos, se ha considerado este tipo de elemento como el más adecuado para ambas simulaciones. De esta forma la matriz de funciones de forma [*H*] viene dada por la expresión siguiente,

$$[H] = \begin{bmatrix} \phi_1 \\ \phi_2 \\ \phi_3 \\ \phi_4 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 1/4(1-\xi)(1-\eta) \\ 1/4(1+\xi)(1-\eta) \\ 1/4(1+\xi)(1+\eta) \\ 1/4(1-\xi)(1+\eta) \end{bmatrix}. \tag{16}$$

Para completar la transformación (mapping) de un elemento cuadrilátero con una geometría aleatoria a un elemento unitario, es necesario definir la transformación de las coordenadas globales (x, y) a unas coordenadas normalizadas (ξ, η), de tal forma que el diferencial de volumen de un elemento se puede expresar como:

$$dV = \det[J] d\xi d\eta \tag{17}$$

siendo J el jacobiano de la transformación que, a su vez, se puede determinar con la ecuación siguiente:

$$|J| = \begin{vmatrix} a_1 + a_3\eta & a_2 + a_3\xi \\ b_1 + b_3\eta & b_2 + b_3\xi \end{vmatrix} \tag{18}$$

siendo a su vez los términos a_i y b_i las constantes de las funciones de interpolación que relacionan las coordenadas globales con las locales [11].

Finalmente el problema se completa con la definición de la matriz gradiente de las funciones de forma [B] que viene descrita por la siguiente expresión,

$$[B] = \begin{bmatrix} -1/4(1-\eta) & -1/4(1-\xi) \\ 1/4(1-\eta) & -1/4(1+\xi) \\ 1/4(1+\eta) & 1/4(1+\xi) \\ -1/4(1+\eta) & 1/4(1-\xi) \end{bmatrix}. \tag{19}$$

Para representar las condiciones de contorno en la superficie del material, las matrices utilizadas en el modelo se pueden obtener a partir de la matriz de funciones de forma globales del elemento simplemente identificando el lado correspondiente a la superficie donde se aplica la condición de contorno.

Todas las integrales expuestas previamente se pueden resolver numéricamente mediante la utilización de la integración de Gauss de tal forma que se garantice, eligiendo el número de puntos de Gauss adecuado, que el resultado de la aproximación es el adecuado.

4. APLICACIÓN DEL MODELO AL ANÁLISIS DE LA DIFUSIÓN DE HIDRÓGENO EN PROBETAS PRE-FISURADAS POR FATIGA

Para validar este modelo se ha planteado el análisis de la influencia de los estados tensodeformacionales residuales producidos por el proceso de prefisuración por fatiga de aceros de pretensado en la difusión de hidrógeno. Para ello se ha simulado mediante el MEF el proceso de prefisuración con el fin de determinar los estados tensodeformacionales residuales. Posteriormente, a partir de estos resultados, se ha realizado la simulación del proceso de difusión asistida por dichos estados tensodeformacionales en un programa desarrollado *ad hoc* que implementa el modelo anteriormente expuesto.

Para este estudio se ha considerado una probeta cilíndrica con una fisura superficial situada en la parte central de la misma. Para simplificar el problema se ha reducido el estudio a un análisis bidimensional y, aplicando la teoría de la mecánica de fractura elástica lineal, se ha modelizado la zona de dominio de K tal como se muestra en la figura 1.

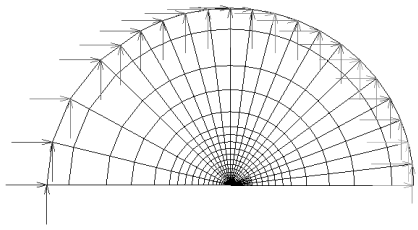


Figura 1. Geometría de la zona de dominio de K.

Las condiciones de contorno expresadas en el campo de desplazamientos aplicadas a la geometría analizada se relacionan con el factor de intensidad de tensiones (FIT) empleado en la prefisuración por fatiga mediante las ecuaciones de Muskhelisvhili [7]. Los FIT elegidos en la prefisuración son los correspondientes al 80 y 40% del valor de la tenacidad de fractura del acero estudiado (K_{IC} = 51.8 MPa·m$^{1/2}$). La solicitación empleada en la prefisuración por fatiga tiene un perfil sinusoidal con una relación entre la carga mínima y máxima, $K_{mín}/K_{máx} = 0$. Tras el análisis mecánico se han obtenido las distribuciones a lo largo del frente de fisura de las variables que intervienen en la ecuación de difusión (expresión (7)): la tensión hidrostática (figura 2) y la deformación plástica equivalente (figura 3).

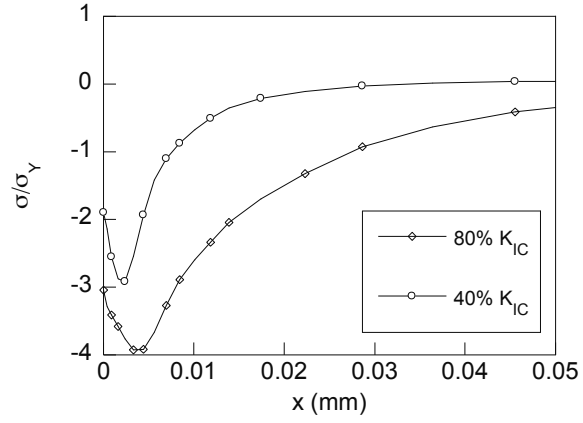


Figura 2. Distribución de la tensión hidrostática normalizada con el límite elástico del material en alambres prefisurados bajo dos niveles de carga en fatiga frente a la distancia a la punta de la fisura (x).

Como se puede observar en la figura 2 a mayores niveles de carga aplicados en la prefisuración se obtienen niveles de tensiones de compresión residuales más altos y más alejados de la punta de la fisura.

En el caso de las deformaciones plásticas equivalentes (figura 3) que presenta el sólido tras la aplicación de la prefisuración por fatiga se puede apreciar que el tamaño de la zona donde aparecen deformaciones plásticas no nulas es mayor en el caso del nivel de prefisuración menor (40% de K_{IC}). Sin embargo, la magnitud de estas deformaciones en la superficie es mucho mayor en el caso de la prefisuración al 80% de K_{IC}.

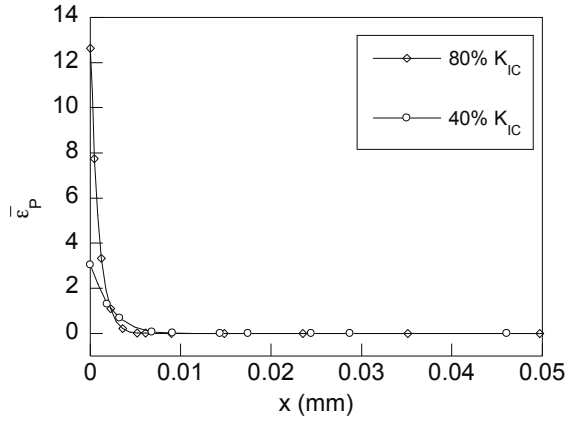


Figura 3. Distribución de la deformación plástica equivalente en alambres prefisurados bajo distintos niveles de carga en fatiga frente a la distancia a la punta de la fisura (x).

Estas distribuciones, tanto de tensiones hidrostáticas residuales como de deformaciones plásticas equivalentes, permiten obtener las distribuciones de la concentración de hidrógeno a lo largo del material (figura 4) para tiempos largos de difusión, lo que garantiza que se ha alcanzado el estado del equilibrio en toda la sección del alambre.

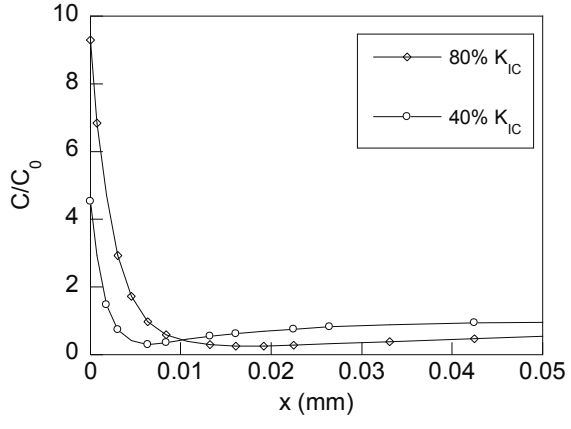


Figura 4. Distribución de la concentración adimensional de hidrógeno en alambres prefisurados bajo distintos niveles de carga en fatiga frente a la distancia a la punta de la fisura (x).

En la figura 4 se puede observar el efecto de las tensiones hidrostáticas y las deformaciones plásticas equivalentes en el proceso de acumulación de hidrógeno. En ella se puede ver como el hidrógeno se acumula de forma preferente en la zona superficial (próxima a la punta de la fisura) y, al igual que ocurría con las deformaciones plásticas, se alcanzan mayores niveles en el caso de la probeta prefisurada al 80% de K_{IC}. Una vez que el hidrógeno supera dicha zona, donde se localizan mayores niveles de deformaciones plásticas, se hace notar el efecto de las tensiones residuales en la distribución de la concentración de hidrógeno en forma de una reducción de la concentración de hidrógeno en la zona donde se

localizan las tensiones de compresión (cf. figura 2). Además, el efecto de las tensiones residuales se hace patente en una reducción de la concentración de hidrógeno en puntos más alejados de la punta de fisura para el caso de la prefisuración al 80% de K_{IC}, que precisamente es la que presenta tensiones residuales de compresión a una profundidad mayor. El remonte en la concentración de hidrógeno se hace patente a profundidades menores y es más acusado en el caso del menor nivel de prefisuración aplicado. Esto se debe a que el *efecto barrera* de las tensiones residuales de compresión es menor en este caso.

5. CONCLUSIONES

En este trabajo se ha desarrollado un modelo numérico bidimensional del proceso de difusión asistida por el estado tensodeformacional. Este modelo desarrollado permite estimar la susceptibilidad a la fisuración asistida por hidrógeno en un alambre de pretensado sometido a un proceso de prefisuración por fatiga bajo diferentes niveles de solicitación. Los resultados demuestran que la acumulación de hidrógeno dentro del material está fuertemente afectada por el estado tensodeformacional presente en el mismo ,siendo muy acusado el efecto de las deformaciones plásticas. Este efecto es doblemente importante puesto que, además de lo anteriormente expuesto, dichas deformaciones plásticas son el origen de las tensiones residuales que también afectan el proceso de difusión y acumulación de hidrógeno. Por todo ello, se reafirma la necesidad de considerar las deformaciones plásticas en el análisis del proceso de difusión de hidrógeno.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer el apoyo económico de las siguientes instituciones: MCYT (MAT2002-01831), MEC (BIA2005-08965), MICINN (BIA2008-06810), JCYL (SA067A05, SA111A07 y SA039A08).

REFERENCIAS

[1] A. Valiente and M. Elices, Premature failure of prestressed steels bars. *Eng. Fail. Anal.*, **5**, 219-227, 1998.

[2] J. Toribio and M. Elices, Influence of residual stresses on hydrogen embrittlement susceptibility of prestressing steels. *Int. J. Solids Struct.*, **28**, 791-803, 1991.

[3] J. Toribio and A. M. Lancha, Overload retardation effects on stress corrosion behaviour of prestressing steel. *Constr. Build. Mater.*, **10**, 501-505, 1996.

[4] J. Toribio and V. Kharin, A hydrogen diffusion model for applications in fusion nuclear technology. *Fus. Eng. Des.*, **51-52**, 213-218, 2000.

[5] M. Lorenzo, *Influencia de las tensiones y deformaciones residuales en la fragilización por hidrógeno de acero eutectoide trefilado*, Tesis Doctoral, Universidad de Salamanca, 2009.

[6] A. M. Lancha, *Influencia del trefilado en la corrosión bajo tensión de aceros eutectoides*, Tesis Doctoral, Universidad Complutense de Madrid, 1987.

[7] M. Elices, Mecánica de la fractura aplicada a sólidos elásticos bidimensionales. *Universidad Politécnica de Madrid*, Madrid, 1997.

[8] P. Sofronis and R. M. McMeecking, Numerical analysis of hydrogen transport near a blunting crack tip. *J. Mech. Phys. Solids*., **37**, 317-350, 1989.

[9] J. Toribio, V. Kharin, D. Vergara and M. Lorenzo, Two-dimensional numerical modelling of hydrogen diffusion in metals assisted by both stress and strain, *Adv. Mat. Res.*, **138**, 117-126, 2010.

[10] P. Shewmon, Diffusion in solids. *TMS*, PA, 1989.

[11] O. C. Zienkiewicz and K. Morgan, Finite elements and approximation. *Wiley-Interscience*, Singapore, 1983.

SIMULACIÓN NUMÉRICA DEL PROCESO DE INYECCIÓN DE FISURAS DE ORIGEN TÉRMICO EN PRESAS DE HORMIGÓN

E. I. Villa[1], M. Braun[1], M. P. Zappitelli[1], A. Vaquero Hernández[2], C. G. Rocco[1]

[1] Departamento de Construcciones, Facultad de Ingeniería, UNLP.
Calle 48 y 115 s/n, (B1900TAG) La Plata, Buenos Aires, República Argentina.
E-mail: eivilla@ing.unlp.edu.ar

[2] Hidráulica, Construcción y Conservación S.A.
Avenida de Euskadi, 5. 28917 Leganés, Madrid, España.
E-mail: antoniov@hcc-es.com

RESUMEN

En este trabajo se presentan los resultados de una simulación numérica tridimensional correspondiente al estudio de la estabilidad de una fisura de origen térmico en una presa de hormigón durante el proceso de inyección. Se realizó una simulación numérica utilizando el Método de los Elementos Finitos, adoptando un criterio local de rotura en Modo I en régimen elástico-lineal. Se consideraron 140 puntos de inyección distribuidos en el plano de la fisura y presiones comprendidas entre 5 y 30 MPa. Respecto a la duración de las presiones aplicadas se evaluaron dos situaciones extremas: relajación instantánea y acción permanente. Los resultados obtenidos muestran la influencia de la secuencia de inyección y de la magnitud de las presiones en la estabilidad de la fisura. Es importante remarcar la utilidad de este tipo de modelos como herramienta para diseñar el procedimiento de inyección de fisuras en presas de hormigón.

ABSTRACT

This paper presents the results of a three-dimensional numerical simulation for the study of the stability of a thermal induced crack in a concrete gravity dam during a typical injection process. A linear-elastic analysis was carried out using the finite element method and a local Mode-I fracture criterion. 140 injection points distributed into the crack plane were considered with injection pressures ranging between 5 and 30 MPa. Two limit solutions were considered related with the pressure action: instantaneous relaxation and no relaxation at all. The results obtained with the model show the influence of the injection sequence and the pressure level on the crack stability. It is important to highlight the usefulness of such models as a tool to design the injection procedure of cracks in concrete gravity dams.

PALABRAS CLAVE: Inyección de fisuras, Fisuras de origen térmico, Presas de hormigón.

1. INTRODUCCIÓN

La ocurrencia de fisuras de origen térmico, debido a los gradientes de masa y de superficie que se generan como consecuencia del calor liberado durante la hidratación del cemento, es una de las patologías que se presentan con mayor frecuencia en las presas de hormigón.

En general, este tipo de fisuras se localizan en el tercio medio de la distancia entre juntas de contracción, produciendo un plano de fractura vertical que suele iniciarse en el paramento de aguas arriba y se propaga hacia el interior de la presa en dirección perpendicular a dicho paramento. Si bien esta tipo de fisuras no comprometen la estabilidad estructural de la presa, pueden afectar sus condiciones de servicio debido a la filtración de agua [1].

Una estrategia convencional para remediar esta patología consiste en sellar la fisura mediante la inyección a presión de resinas de base epoxi o poliuretano. En esta clase de intervenciones es importante diseñar la secuencia y las presiones de inyección de modo tal que la fisura permanezca estable, evitando su propagación como consecuencia del propio procedimiento [2].

En este trabajo se presentan los resultados de una simulación numérica tridimensional, llevada a cabo para predecir las condiciones de estabilidad de una fisura de origen térmico durante la ejecución de un trabajo típico de reparación de fisuras mediante la aplicación de inyecciones de resinas epoxi a elevada presión. Se utilizó el Método de los Elementos Finitos, adoptando un criterio local de rotura en Modo I en régimen elástico-lineal

La simulación corresponde a un caso real, realizado por la firma Hidráulica, Construcción y Conservación S.A en la presa de hormigón Piedra del Águila, ubicada en el sur de la República Argentina. La necesidad de contar con un modelo basado en criterios fractomecánicos para validar la metodología y secuencia de inyección a emplear en los trabajos de reparación fue un requisito impuesto por la empresa a cargo de la explotación de la obra.

En los apartados 2 y 3 se realiza una descripción de la obra y del procedimiento de inyección aplicado y se describen las características del modelo y los detalles de la simulación realizada. En el apartado 4 se muestran y analizan los resultados obtenidos. Por último, en el apartado 5, se presentan las conclusiones más relevantes del trabajo realizado.

2. DESCRIPCIÓN DE LA OBRA Y DEL PROCEDIMIENTO DE INYECCIÓN

2.1. Descripción de la obra

La obra en la que se realizaron los trabajos de inyección es una presa de gravedad de 170 metros de altura máxima ubicada sobre el río Limay en la Patagonia Argentina. La presa, compuesta por 42 módulos con una distancia entre juntas de contracción de 20 metros, tiene una sección típica con paramento vertical aguas arriba, paramento inclinado con pendiente 1:0,75 aguas abajo y un coronamiento de 12 metros de ancho con paramento vertical a ambos lados. En los módulos centrales la presa cuenta con seis galerías de inspección, próximas al paramento de aguas arriba, distribuidas a distintas cotas desde la fundación hasta el coronamiento. En la construcción de la presa se emplearon 2.780.000 m^3 de hormigón.

En el año 1990, con anterioridad al inicio del llenado del embalse, se detectaron las primeras fisuras en el paramento de aguas arriba en algunos de los módulos de la presa. Las fisuras se produjeron prácticamente en la sección central entre juntas de contracción y a razón de una por módulo. Se extendieron desde la fundación y alcanzaron alturas variables que en algunos casos llegaron hasta cotas próximas a la del coronamiento. Como medida de control de las fisuras se realizaron perforaciones de drenaje en forma oblicua, intersectando la fisura a 2,5 metros del paramento y con una distribución vertical cada 9 metros.

Durante el llenado del embalse las fisuras se abrieron y propagaron atravesando las galerías de inspección, llegándose a registrar anchos de fisuras de 5 mm con caudales de filtración de hasta 275 litros/segundo. Tanto los caudales de filtración como los anchos de fisura se redujeron progresivamente en el tiempo hasta alcanzar condiciones de estabilidad compatibles con los sistemas de drenaje y bombeo previstos en el proyecto.

Las medidas de control permanente de las filtraciones consistieron en colmatar periódicamente las fisuras con escoria de alto horno vertida, desde el coronamiento de la presa, sobre el paramento de aguas arriba.

En el año 2008, una vez alcanzado en el hormigón de la presa condiciones de estabilidad térmica frente al calor liberado durante la hidratación del cemento, la empresa a cargo de la explotación de la presa dispuso realizar el trabajo definitivo de reparación de las fisuras mediante la inyección de resinas epoxi.

2.2. Descripción del procedimiento de inyección

Los trabajos proyectados para la reparación de las fisuras consistieron en la aplicación de inyecciones de resinas epoxi de elevada viscosidad a alta presión. Los puntos de inyección se distribuyeron en forma regular en todo el plano de la fisura con una mayor densidad en las proximidades del frente de la fisura y una menor densidad en las proximidades del paramento aguas arriba.

En la figura 1 se muestra la distribución de los puntos de inyección utilizado en el módulo simulado en este trabajo.

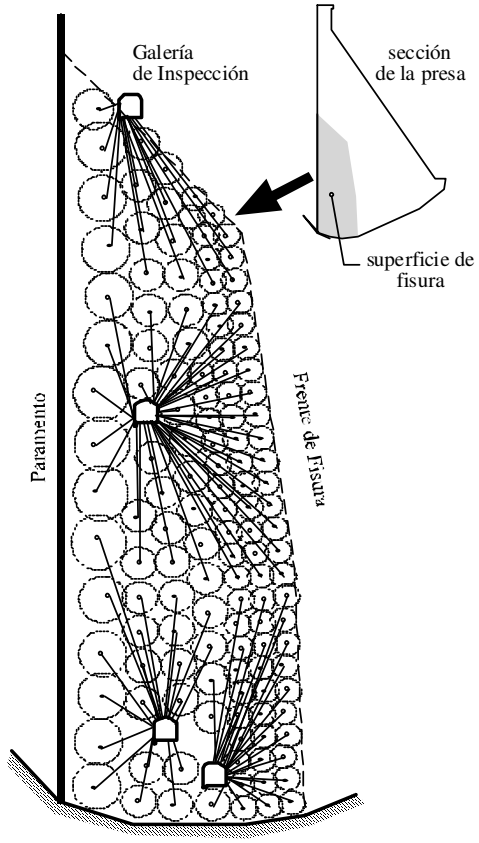


Figura 1. Croquis de ubicación de los puntos de inyección en correspondencia con el plano de fisura.

La red de puntos de inyección presentó una distancia entre puntos que varió entre 1 y 4 metros. Para su materialización se realizaron perforaciones oblicuas de 75 mm de diámetros desde las galerías de inspección hasta intersectar al plano de la fisura en la posición fijada. En cada perforación se introdujeron las cañerías de encamisado e inyección con sus correspondientes obturadores y llaves de paso.

Las perforaciones de los puntos de inyección permitieron determinar con una muy buena aproximación la posición del frente de fisura. Las perforaciones se efectuaron con mecha provista de corona diamantada, lo que permitió la extracción inalterada del hormigón perforado pudiéndose verificar el monolitismo estructural y la buena calidad del hormigón colocado.

La secuencia de inyección se inició en las perforaciones más próximas a la cota de fundación, avanzando en horizontal desde el frente de la fisura hacia el paramento de aguas arriba y en vertical desde abajo hacia arriba hasta alcanzar el extremo superior de la fisura. Con esta secuencia, la aplicación de la resina se realizó punto a punto manteniéndose el caudal de inyección constante en cada punto hasta producirse la aparición de resina en los puntos colindantes. En ese momento se obturaba el punto inyectado, continuando la inyección en los puntos siguientes, rellenando la fisura totalmente con la resina.

3. DESCRIPCIÓN DEL MODELO

3.1. Generalidades

El modelo utilizado para simular las condiciones de estabilidad de la fisura durante el proceso de inyección fue un modelo de Mecánica de Fractura Elástica Lineal (MFEL), con un criterio local de rotura en Modo I. En estas condiciones, la inestabilidad de la fisura se produce cuando el Factor de Intensidad de Tensiones (FIT), K_I, asociado a las presiones de inyección aplicadas en el plano de la fisura iguala al valor de la tenacidad de fractura del hormigón, K_{IC} [3].

La aplicabilidad de un modelo de fractura elástica lineal se encuentra justificada por las dimensiones de la estructura [4]. En el análisis no se tuvieron en cuenta tensiones residuales de origen térmico debido a las condiciones de equilibrio alcanzadas en la estructura. Tampoco se tuvo en cuenta la acción de la presión hidrostática del agua debido a que las fisuras se encontraban drenadas.

Para la determinación de K_I se hizo una simulación numérica tridimensional de la geometría completa del módulo de presa sometido a estudio a través del Método de los Elementos Finitos (MEF).

Para los diferentes estados de carga asociados a las presiones de inyección se obtuvieron los valores de K_I a lo largo del perfil del frente de fisura.

Dado que en el módulo estudiado la fisura se encontraba prácticamente en el plano de simetría, la modelación se resolvió con condiciones de simetría en correspondencia con el plano de la fisura. En la figura 2 se muestra la geometría del módulo analizado con el correspondiente mallado de elementos finitos incluyendo la fundación. Se puede ver el perfil del frente de fisura visto desde el plano de simetría.

Figura 2. Detalle del modelo de elementos finitos. Corte transversal en correspondencia con el plano de fisura.

En la tabla 1 se indican los parámetros de los materiales considerados en el modelo.

Tabla 1. Parámetros del hormigón y del macizo rocoso

Parámetros	Roca	Hormigón
Módulo de elasticidad, GPa	14,4	28,0
Coeficiente de Poisson	0,20	0,15
Tenacidad de fractura, MPa $m^{1/2}$	-----	1,4

3.2. Simulación del proceso de inyección

La simulación numérica del proceso de inyección se realizó en dos etapas, conforme a los trabajos programados en la obra.

En la primera etapa se modeló la inyección parcial de la fisura en los primeros 19 puntos, próximos a la fundación de la presa. Para esta etapa se adoptaron como hipótesis extremas en lo atinente a la duración de la presión de inyección la condición de relajación instantánea y la de acción permanente.

En cada punto de inyección se consideró una distribución de la presión en forma radial según una ley logarítmica con valor máximo en el punto de inyección y valor cero a una distancia igual al radio de inyección. Este radio se adoptó igual a la distancia media entre el punto de inyección y los puntos de inyección colindantes.

El objeto de la simulación en esta etapa fue obtener información respecto de las presiones de inyección admisibles a adoptar en la prueba de inyección parcial de los primeros 19 puntos a realizarse en la obra.

En la segunda etapa se modeló el proceso de inyección de todo el plano de fisura. En este caso se adoptó como condición de duración de la presión relajación instantánea. Dicha hipótesis fue abalada a partir de las mediciones realizadas durante las pruebas de inyección a escala de obra de la etapa anterior.

En esta simulación se supuso, conforme al programa de obra, que la inyección se realiza en seis etapas sucesivas correspondientes a seis jornadas de trabajo avanzando, en el plano de la fisura, desde la fundación hacia arriba. Se consideraron condiciones de pegado y despegado total de los sectores inyectados en las etapas sucesivas.

4. RESULTADOS DEL MODELO

4.1. Simulación de la prueba de inyección

En la figura 3 se muestra, sobre el modelo de elementos finitos, la posición de los 19 puntos próximos a la fundación en los que se aplicaron las presiones de inyección. Se puede ver también el frente de la fisura.

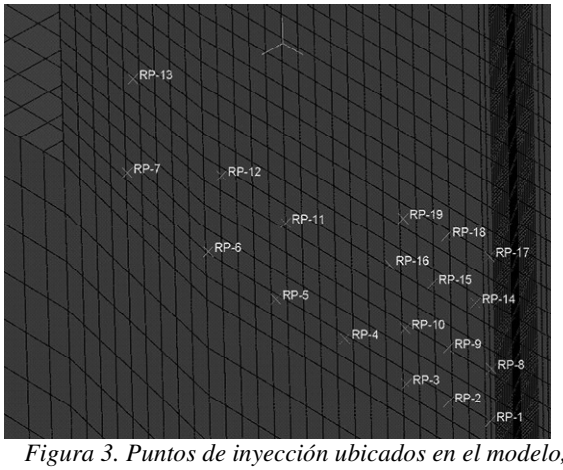


Figura 3. Puntos de inyección ubicados en el modelo, correspondientes a la prueba de inyección.

Para la resolución del problema se obtuvo una matriz de influencia para cargas unitarias ubicadas en los 19 puntos de inyección, obteniéndose para cada caso los valores del FIT en puntos distanciados cada 1 metro sobre el frente de la fisura, desde la cota de fundación hasta una cota ubicada 18 metros arriba de aquella.

A partir de los resultados del modelo, en la figura 4 se representan, para presiones de inyección de 5, 10, 20 y 30 MPa y condiciones de aplicación de la presión sin relajación, los valores de la relación entre K_I y K_{IC} en puntos del frente de la fisura ubicados a diferentes progresivas respecto de la cota de fundación.

Los valores representados del FIT se obtuvieron con la siguiente expresión:

$$K_I(x,p) = p \sum_{j=1}^{n} K_{I,j}(x,1) \qquad (1)$$

donde:

x	es la progresiva sobre el frente de la fisura
p	es la magnitud de la presión de inyección
n	es la cantidad de puntos de inyección
$K_{I,j}(x,1)$	es el valor de K_I en la progresiva x debido a una carga unitaria aplicada en el punto j

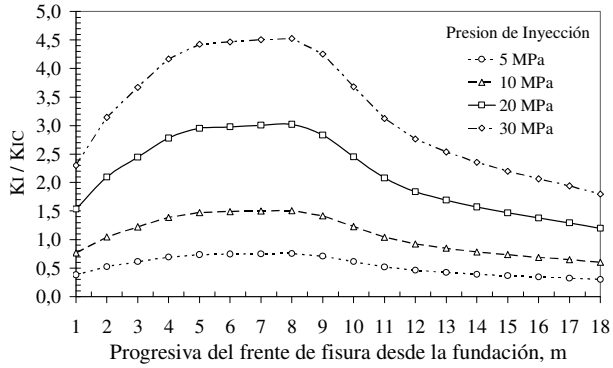


Figura 4. Variación del valor relativo del FIT en el frente de fisura. Aplicación de la presión sin relajación.

En la figura 5 se representan los correspondientes resultados obtenidos para las mismas presiones de inyección representadas en la figura 4 pero para condiciones de aplicación de la presión con relajación instantánea.

En este caso los valores representados del FIT se obtuvieron mediante la siguiente expresión:

$$K_I(x,p) = p \ MAX\left|K_{I,j}(x,1)\right| \qquad (2)$$

donde:

$MAX\left|K_{I,j}(x,1)\right|$ es el valor máximo de la matriz de influencia $K_{I,j}(x,1)$

Los resultados de la simulación numérica realizada para la prueba de inyección mostraron que, para la hipótesis, en extremo conservadora que las presiones aplicadas en cada punto se mantengan constantes durante todo el proceso de inyección, la presión máxima admisible no debía superar los 7 MPa para asegurar las condiciones de estabilidad del frente de fisura. Por otra parte, en el caso de relajación instantánea la máxima presión de inyección admisible fue de 25 MPa.

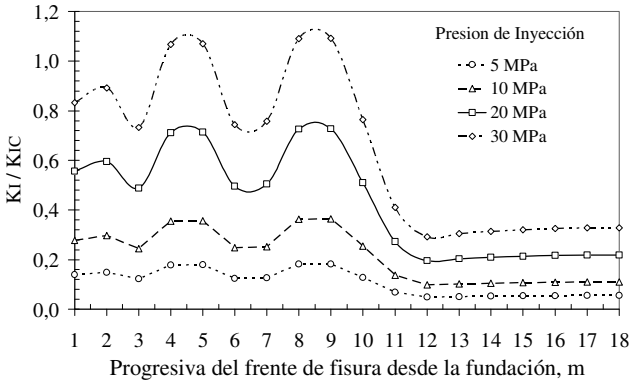


Figura 5. Variación del valor relativo del FIT en el frente de fisura. Aplicación de la presión con relajación instantánea.

Sobre la base de los resultados del modelo se realizó la prueba de inyección en obra imponiendo una presión máxima de 7 MPa. En estas condiciones la fisura permaneció estable durante la prueba y los registros tomados en los puntos de inyección permitieron establecer que, una vez inyectado el punto, la presión se relaja casi inmediatamente. Con esta información se abordó la simulación de la siguiente etapa.

4.2. Simulación del proceso completo de inyección

A partir de los resultados obtenidos en la prueba de inyección, para la simulación del proceso completo se consideró que la presión aplicada se relaja inmediatamente después de inyectado el punto. Asimismo se estableció que la inyección completa de la fisura se realizaría en seis etapas, involucrando sectores de ancho total de fisura y altura constante. Respecto al avance de la inyección se consideraron, para cada etapa, condiciones de pegado y despegado total de la sección inyectada. En la figura 6 se puede ver una imagen del modelo con la inyección parcial de la fisura con condición de pegado total.

Para la hipótesis de inyección con relajación instantánea de la presión, el valor máximo del FIT en un punto dado del frente de fisura está controlado por la distancia del punto de inyección al frente de la fisura siendo este un valor decreciente con la distancia a dicho frente. En estas condiciones y teniendo en cuenta que el radio de inyección en los puntos cercanos al frente de fisura fue de 1 metro, los valores de K_I para evaluar la estabilidad de la fisura durante el proceso de inyección se determinaron a partir de la siguiente expresión:

$$K_I(x,p) = p \ MAX\left|K_{I,1}(x,1)\right| \qquad (3)$$

donde:

x	es la progresiva sobre el frente de la fisura
p	es la magnitud de la presión de inyección
$K_{I,1}(x,1)$	es el valor de K_I en la progresiva x debido a una carga unitaria aplicada en puntos ubicados a 1 m del frente de la fisura

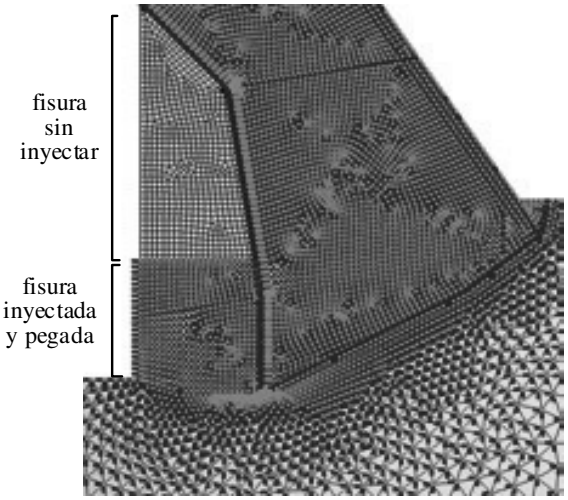


Figura 6. Vista del modelo de elementos finitos donde se aprecia la fisura parcialmente inyectada hasta una cierta cota respecto del plano de fundación.

En las figuras 7 y 8 se muestran respectivamente, para condiciones de pegado total o despegado total de las secciones inyectadas con anterioridad, los valores de la relación entre K_I y K_{IC} en puntos del frente de la fisura ubicados a distintas progresivas a partir de la cota de fundación.

En las figuras se incluyen los resultados obtenidos para presiones de inyección de 5, 10, 20 y 30 MPa. Los valores del FIT en cada punto de todo el frente de fisura se obtuvieron a partir de la ecuación (3).

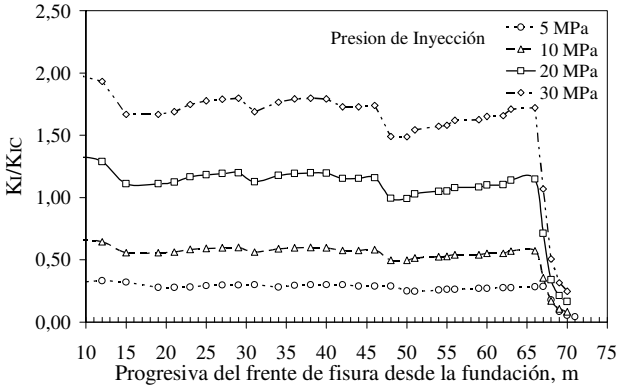


Figura 7. Variación del valor relativo del FIT en el frente de fisura con pegado de la superficie de fisura inyectada previamente.

Los resultados obtenidos con el modelo muestran que, para la secuencia de inyección simulada, la condición de pegado o no pegado de las superficies de fisura previamente inyectadas prácticamente no afectan a la estabilidad de la fisura.

Con ambas hipótesis los valores del FIT calculados en el frente de la fisura arrojaron valores similares.

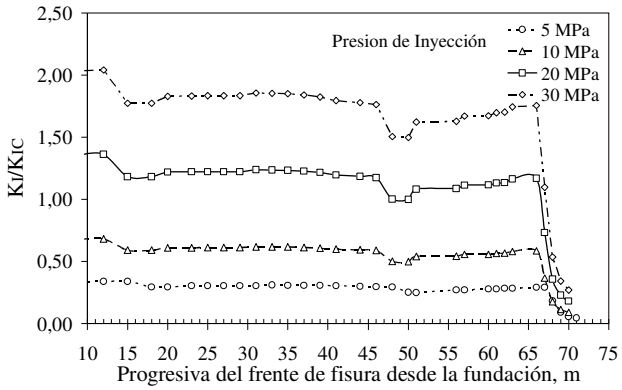


Figura 8. Variación del valor relativo del FIT en el frente de fisura sin pegado de la superficie de fisura inyectada previamente.

Respecto a las presiones de inyección, las predicciones que arrojó el modelo permitieron establecer valores máximos admisibles, en los puntos próximos al frente de la fisura, de hasta 15 MPa, sin poner en riesgo la estabilidad de la fisura.

Este valor de presión máxima fue respetado durante los trabajos de inyección realizados en la obra pudiéndose verificar, mediante perforaciones de testigos de prueba realizados una vez terminados los trabajos, que el frente de fisura se mantuvo estable durante todo el proceso de inyección.

5. CONCLUSIONES

En esta publicación se muestran los resultados de una simulación numérica tridimensional, correspondiente al estudio de la estabilidad de una fisura de origen térmico en una presa de hormigón.

El plano en el cual estaba contenida la fisura se discretizó en 140 puntos de inyección, con una distancia entre puntos variable entre 1 y 4 m. A partir de cada punto de inyección se consideró que las presiones, comprendidas entre 5 y 30 MPa, se distribuían según una ley logarítmica con un radio de acción igual a la distancia entre puntos de inyección colindantes. Respecto a la duración de las presiones aplicadas se evaluaron como soluciones extremas relajación instantánea y acción permanente.

A partir de los resultados obtenidos y de las verificaciones realizadas a escala de obra se pueden establecer las siguientes conclusiones:

- La simulación del proceso de inyección de fisuras, realizado en base a un modelo de Mecánica de Fractura Elástica Lineal significó un aporte importante para validar el procedimiento de inyección de fisuras, con resinas epoxi de elevada viscosidad a alta presión.
- Los resultados permitieron confirmar que la metodología de inyección propuesta por la firma *Hidráulica, Construcción y Conservación S.A*, resultaba ser técnicamente viable desde le punto de vista del riesgo de propagación del frente de fisura a inyectar.
- Las predicciones obtenidas con el modelo permitieron establecer que la aplicación de presiones de inyección de hasta 15 MPa resultaron ser técnicamente factibles sin poner en riesgo la estabilidad de la fisura.
- Los resultados de pruebas de auscultación realizadas con posterioridad a los trabajos de inyección, en el módulo de presa simulado, permitieron verificar que bajo las pautas de presiones máximas de inyección, establecidas a partir de los resultados del modelo, el frente de fisura se mantuvo estable.

Como corolario merece destacarse la importancia que tiene la aplicación de modelos basados en la Mecánica de Fractura como herramienta de diseño para proyectar procedimientos de inyección de fisuras en presas.

REFERENCIAS

[1] ACI Committee 224, *Control of Cracking in Concrete Structures (ACI 224R-01)*, American Concrete Institute, Farmington Hills, MI, 2001.

[2] *Concrete dams-control and treatment of cracks, review and case histories*, Bulletin Nº107, ICOLD, 1997.

[3] Elices M., *Mecánica de la fractura aplicada a sólidos elásticos bidimensionales*, E.T.S.I Caminos, Canales y Puertos, ISBN 978-84-7493-197-6, 1993.

[4] Bazant Z., Planas J., *Fracture and Size Effect in Concrete and Other Quasibrittle Materials*, ISBN 978-08-4938-284-0, CCR Press, 1998.

MODELO TENSORIAL PARA EL ANÁLISIS TRIDIMENSIONAL DE PLACAS FISURADAS SOLICITADAS EN MODO II Y MODO MIXTO

D. Fernández Zúñiga[1], E. Giner[2], S. Seitl[3], J. Fernández Sáez[4], A. Fernández Canteli[1]

[1] Departamento de Construcción e Ingeniería de Fabricación,
Escuela Politécnica de Ingeniería, Campus de Viesques s/n, 33203, Gijón, España
E-mail: afc@uniovi.es

[2] Departamento de Ingeniería Mecánica y de Materiales - CITV.
Universitat Politècnica de València, Camino de Vera s/n, 46022 Valencia, España

[3] Institute of Physics of Materials.
Academy of Sciences of the Czech Republic, Ziskova 22, 61662 Brno, República Checa

[4] Departamento de Mecánica de Medios Continuos y Teoría de Estructuras.
Universidad Carlos III de Madrid. Av. Universidad, 30, 28911, Leganés, Madrid, España

RESUMEN

Entre los factores que pueden haber contribuido a la discrepancia y dispersión observadas entre las diferentes tenacidades aparentes a fractura obtenidas para un mismo material bajo modo II y modo mixto K_{II}-K_I en probetas de diferentes espesores, destaca la insuficiente atención dispensada a los particulares campos de tensión en 3-D en la proximidad del frente de grieta antes y después de la aparición de la grieta hija. En este trabajo, centrado fundamentalmente en aspectos analíticos y numéricos, se pretende clarificar algunos puntos relativos a la inestabilidad de grietas bajo modo II y modo mixto mediante el concepto de tensor intensidad de tensión que ilustra la disimilitud entre el modo I espurio, que presuntamente determina las condiciones de inestabilidad en la situación previa al acodamiento de la grieta inicial, y el modo I convencional, empleado erróneamente en diferentes modelos de fractura en modo II actuales, como el de Sih-Erdogan. Asimismo, el modelo tensorial permite explicar por qué bajo modo II de carga, contrariamente a lo que sucede bajo modo I, el espesor de probeta no influye sobre el valor de la tenacidad aparente de fractura, mientras que el efecto de constricción aparece progresivamente a medida que disminuye el índice de mixticidad. Por último, se comparan los resultados predichos según el modelo tensorial con los cálculos numéricos obtenidos mediante el MEF.

ABSTRACT

Among the different factors that may have influenced to the discrepancy and scatter of the different apparent fracture toughness observed for the same material under mode II and mixed-mode K_{II}-K_I for specimens with different thickness, the insufficient attention paid to the particularity of the stress fields around the crack front before and after the daughter crack is formed must be emphasized. This work, mainly focussed on analytical and numerical aspects, aims at clarifying some points related to the crack instability under mode II and mixed-mode loading by means of the stress intensity tensor approach. This allows, the dissimilitude between the spurious mode I, which apparently determines the instability conditions in the situation previous to the crack kicking and the regular mode I, to which improperly different fracture models are resorting to, as the well known Sih-Erdogan model, to be elucidated. Moreover, this tensor approach enables us to explain why under mode II loading, unlike what happens under mode I loading, the specimen thickness exerts no influence on the value of the apparent fracture toughness, while the constraint effect appears progressively for diminishing mixity ratio. Finally, a comparison of the results predicted according to the tensor model and those resulting from the FEM numerical calculations are presented.

PALABRAS CLAVE: Modo mixto, desarrollo de Williams, tensor intensidad de tensión.

1. INTRODUCCIÓN

La transición de una grieta bajo modo I a modo mixto, con formación de una grieta hija acodada con respecto a la grieta madre original, implica una modificación del tensor intensidad de tensión acompañada por diferentes condiciones de constricción. Este hecho refuerza el interés de analizar la influencia de las condiciones de constricción antes y después de la formación de la grieta hija con el fin de interpretar el criterio de inestabilidad como iniciación (*antes*) y de la velocidad de crecimiento de grieta (*después*) como propagación. En este trabajo, se propone una aproximación tensorial para considerar la situación real del campo intensidad de

tensión en la grieta. En cierta manera, se puede considerar una generalización del modelo tratado en [1], en el que se destaca la existencia de diferentes factores de intensidad de tensión "*antes"* y "*después"* de la formación del acodamiento de la grieta. El estado de constricción evoluciona desde la fase *antes* del acodamiento, en la que aquél corresponde a un estado de modo I espurio en la dirección θ_{cr} y es independiente del espesor de probeta, hasta la fase *después* del acodamiento, en la que se crean condiciones de modo I regular y, por lo tanto, con constricción dependiente del espesor.

En opinión de los autores, se ha dispensado una insuficiente atención a la modificación de la estructura del campo tensional presente en el frente de grieta antes y después de la formación de la grieta hija, modificación que puede explicar algunas observaciones experimentales. En este trabajo se profundiza en este aspecto, partiendo del modelo tensorial desarrollado en [2], bajo una perspectiva analítica y numérica, suponiendo un primer paso para la comprensión completa del problema.

2. TENSORES TENSIÓN Y DEFORMACIÓN EN LA PROXIMIDAD DEL FRENTE DE GRIETA BAJO ESTADO GENERAL DE CARGA

A continuación, se particularizan las expresiones generales tensoriales del campo de tensiones en la proximidad del frente de grieta a los casos de modo II puro y modo mixto.

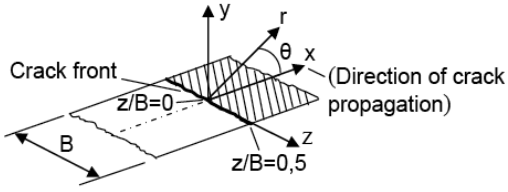


Fig. 1: Frente de grieta y sistemas de coordenadas asociados (cartesianas y polares).

Las componentes del tensor tensión, σ_{ij} en un punto (r,θ,z), próximo a un frente de grieta recto, situado en un plano normal al frente de grieta para un espesor de probeta dado B (ver fig. 1), se puede expresar en coordenadas polares mediante el desarrollo de Williams como (ver [2,3]):

$$\sigma_{ij}(r,\theta,z;B) = \frac{k_{ij}^{*}(\theta,z;B)}{\sqrt{2\pi}} r^{-1/2} + t_{ij}^{*}(\theta,z;B)\, r^{0} + O_{ij}\ , \qquad (1)$$

donde

$$k_{ij}^{*}(\theta,z;B) = \lim_{r\to 0} \sqrt{2\pi r}\ \sigma_{ij}(r,\theta,z;B) \qquad (2)$$

son las componentes del tensor intensidad de tensión espacial,

$$t_{ij}^{*}(\theta,z;B) = \lim_{r\to 0}\left[\sigma_{ij}(r,\theta,z;B) - \frac{k_{ij}^{*}}{\sqrt{2\pi r}}\right] \qquad (3)$$

son las componentes del tensor de constricción espacial correspondiente al segundo término del desarrollo de Williams y O_{ij} representa el resto de términos de orden superior.

Identificando (1) con el desarrollo convencional de Williams [3] para el caso general de modo mixto I-II, se obtiene [2]:

$$\begin{aligned} k_{ij}^{*}(\theta,z;B) &= K_{II}(z;B)\, f_{ij}^{(k)}(\theta) \\ t_{ij}^{*}(\theta,z;B) &= T_{stress}(z;B)\, f_{ij}^{(T)}(\theta)\ , \end{aligned} \qquad (4)$$

donde k_{ij}^{*} se expresa en función del factor de intensidad de tensión en modo II, K_{II}, definido como [1]:

$$K_{II}(z;B) = \lim_{r\to 0} \sqrt{2\pi r}\ \tau_{xy}(z;B)\ ,$$

T_{stress} es la clásica tensión T [4,5] y $f_{ij}(\theta)$ son las funciones geométricas referidas, según el superíndice *(T)* o *(K)* , respectivamente a los tensores k_{ij}^{*} y t_{ij}^{*}, que se pueden expresar según [2,5] en función de la relación de mixticidad $\alpha = K_{II}/K_{I}$ como:

$$\begin{aligned} f_{rr}^{(k)} &= \frac{1}{4}\left[\frac{1}{\alpha}\left(5\cos\frac{\theta}{2} - \cos\frac{3\theta}{2}\right) + \left(-5\,sen\frac{\theta}{2} + 3\,sen\frac{3\theta}{2}\right)\right] \\ f_{r\theta}^{(k)} &= f_{\theta r}^{(k)} = \frac{1}{4}\left[\frac{1}{\alpha}\left(sen\frac{\theta}{2} + sen\frac{3\theta}{2}\right) + \left(\cos\frac{\theta}{2} + 3\cos\frac{3\theta}{2}\right)\right] \\ f_{\theta\theta}^{(k)} &= \frac{1}{4}\left[\frac{1}{\alpha}\left(3\cos\frac{\theta}{2} + \cos\frac{3\theta}{2}\right) + \left(-3\,sen\frac{\theta}{2} - 3\,sen\frac{3\theta}{2}\right)\right] \\ f_{zz}^{(k)} &= \nu\left[\frac{1}{\alpha}\left(2\cos\frac{\theta}{2} - sen\frac{\theta}{2}\right)\right] \\ f_{rz}^{(k)} &= f_{zr}^{(k)} = f_{\theta z}^{(k)} = f_{z\theta}^{(k)} = 0 \end{aligned} \qquad (5)$$

y

$$\begin{aligned} f_{rr}^{(T)} &= \cos^2\theta \\ f_{\theta\theta}^{(T)} &= sin^2\theta \\ f_{zz}^{(T)} &= \frac{E\varepsilon_{zz}}{T_{stress}} - \nu \\ f_{r\theta}^{(T)} &= f_{\theta r}^{(T)} = f_{rz}^{(T)} = f_{zr}^{(T)} = f_{\theta z}^{(T)} = f_{z\theta}^{(T)} = 0\ , \end{aligned} \qquad (6)$$

La orientación crítica en la que se produce la propagación de la fisura resulta de suponer que la rotura tiene lugar bajo modo I. Esta condición exige que el tensor intensidad de tensión k_{ij} sea diagonal, lo que implica que $f_{r\theta}(\theta) = 0$ y conduce a la expresión:

$$\alpha = \frac{sen\,\theta_{cr}}{1 + sen\,\theta_{cr} - 3\cos\theta_{cr}}\ , \tag{7}$$

que permite determinar el valor de la orientación crítica θ_{cr} en función de la relación de mixticidad α resultante para la carga considerada. Obsérvese que esta condición es equivalente al criterio de rotura según la máxima tensión tangencial propuesta por Erdogan-Sih [6].

Por otra parte, según [2,7], $\varepsilon_{zz}(r,\theta,z;B)$ no puede ser singular con respecto a *r*, lo que exige, con independencia de θ:

$$\begin{aligned} &\varepsilon_{zz}(r,\theta,z;B)\big|_{r\to 0} = \\ &\qquad \varepsilon_{zz}(r,z;B)\big|_{r\to 0} = \frac{t_{zz}(z;B) - \nu\, T(z;B)}{E}. \end{aligned} \tag{8}$$

En un estado correspondiente a modo I puro, es decir, para $\alpha = 0$, resulta $\theta_{cr} = 0$ con lo que,

$$k_{ij}(0;B) = K_I(0;B)\begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 2\nu \end{bmatrix}$$

y (9)

$$t_{ij}(0;B) = T_{stress}(0;B)\begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & \dfrac{E\varepsilon_{zz}(0;B)}{T_{stress}(0;B)} - \nu \end{bmatrix}.$$

En este caso se recurre a K_I para la descripción del campo intensidad de tensión por razones obvias.

Para modo II puro, tomando K_{II} como magnitud de referencia, se pueden deducir los tensores k_{ij} y t_{ij} para la orientación de la grieta madre, es decir, para $\theta = 0$, de acuerdo con:

$$k_{ij}(0;B) = K_{II}(0;B)\begin{bmatrix} 0 & 1 & 0 \\ 1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix}$$

y (10)

$$t_{ij}(0;B) = \begin{bmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix},$$

debido a que

$$\begin{aligned} &k_{xx} = k_{yy} = 0 \\ &k_{xy} = K_{II}(z;B) = \lim_{r\to 0}\sqrt{2\pi r}\ \tau_{xy}(z;B) \\ &k_{zz} = \nu(k_{xx} + k_{yy}) = 0\,, \end{aligned} \tag{11}$$

de acuerdo con las condiciones de carga (modo II) y de contorno, y a que $t_{xx} = t_{yy} = 0$, como consecuencia de que en modo II las tensiones normales son nulas en el frente de grieta, por lo que $T_{stress} = 0$, $t_{zz} = 0$ y, por extensión, $t_{ij} = 0$, cumpliéndose allí, por lo tanto, que

$$\varepsilon_{zz}\big|_{r\to 0} = \frac{t_{zz} - \nu\, T}{E} = 0\,. \tag{12}$$

El caso de modo II puro corresponde al valor $1/\alpha = 0$, por lo que, aplicando la expresión (5) resulta $\theta = \theta_{cr} = -70.5^o$. Dado que en esta dirección se va a originar la grieta hija, es necesario analizar los campos de tensión *antes* y *después* de la formación de dicha grieta hija en dicha dirección referida al sistema inicial de coordenadas. De hecho, se evidencian dos estados de tensión significativamente diferentes:

a) Estado *antes* (iniciación de grieta):

Sustituyendo en las expresiones (2) y (3) referidas al sistema inicial de coordenadas $\theta = -70.5^o$, se tiene:

$$\begin{aligned} &k_{rr} = 0 \\ &k_{\theta\theta} = 1.155\, K_{II} \\ &k_{zz} = \nu(k_{rr} + k_{\theta\theta}) = 1.155\,\nu\, K_{II} \end{aligned} \tag{13}$$

Teniendo en cuenta, de nuevo, las condiciones de carga (modo II) y de contorno, se deduce que $t_{xx} = t_{yy} = 0$, y $t_{zz} = 0$ según se ha visto anteriormente.

b) Estado después (propagación de grieta):

Una vez formada la grieta hija, en las proximidades de su extremo aparece un campo tensional correspondiente a un modo I regular. Por lo tanto, en un sistema de referencia asociado a esta fisura en el que el nuevo eje *x* ($\theta = 0$) coincide con la orientación de la grieta hija, debe considerarse un factor intensidad de tensión $K_I = 1.155 K_{II}$ [1], con lo que

$$\begin{aligned} &k_{rr} = k_\theta = 1.155 K_{II} \\ &k_{zz} = \nu(k_{rr} + k_{\theta\theta}) = 2.31\,\nu\, K_{II} \end{aligned} \tag{14}$$

independientemente del espesor de probeta. Las nuevas condiciones de contorno implican $t_{\theta\theta} = 0$, si bien ahora hay que admitir que $\varepsilon_{zz}\big|_{r=0} \neq 0$ y $t_{rr} \neq 0$, deduciéndose $t_{zz} = E\,\varepsilon_{zz}\big|_{r=0} - \nu\, T_{stress}$ de la expresión (8), donde T_{stress} depende de la relación *a/W* y del espesor de probeta, B, debiendo determinarse esta dependencia para cada caso particular.

Las expresiones (13) y (14) demuestran que para modo II puro y, por extensión, para modo mixto, el tensor intensidad de tensión k_{ij} en el estado *antes* difiere substancialmente del que corresponde al estado *después,* independientemente de la longitud de grieta *a*, suponiendo que sea suficientemente pequeña. Esto afecta, no sólo a la singularidad de las tensiones coplanarias regida por k_{rr} y $k_{\theta\theta}$, sino también a la

singularidad transversal controlada por k_{zz}. De acuerdo con ello, el estado de tensión *antes* en la orientación crítica, es decir, la que se supone es determinante para establecer la condición de inestabilidad o iniciación de grieta, se puede describir como un *estado en modo I espurio* que contradice la validez del modelo propuesto en [6] para establecer el criterio de rotura, basado en un estado que surgiría bajo la condición de *modo I regular*, aquí inexistente.

Por otro lado, en modo II puro no debería observarse efecto alguno de constricción, ni coplanaria ni transversal, ya sea por influencia del espesor de probeta o de la relación del tamaño de fisura *a/W*, dado que el tensor constante de tensión t_{ij} para modo II puro se anula, como ya se ha indicado. Esto ha quedado confirmado en la experimentación realizada por Kalthoff y colaboradores en la Universidad de Bochum [8] (ver Fig. 2).

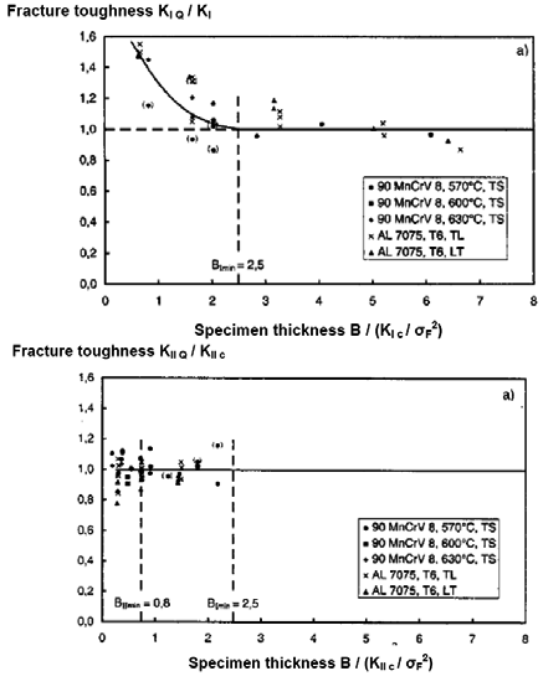


Fig. 2: Dependencia y no-dependencia de la tenacidad a fractura respecto al espesor de probeta para modo I y modo II respectivamente (de Hiese [8]).

Con la presencia creciente de modo I en el modo mixto, que corresponde a relaciones de mixticidad decrecientes, se promueve la aparición del efecto de constricción, en particular, la debida al espesor de probeta, que influirá en el establecimiento de las condiciones de inestabilidad de grieta.

Una vez formada la grieta hija, es decir, en el caso *después*, el tensor intensidad de tensión, lo mismo que el tensor de tensión constante, recobran la estructura propia del modo I regular, lo que implica la presencia de efectos de constricción durante la propagación de la grieta. En esta fase cabe esperar diferentes velocidades de propagación de grieta, que deberían ser observables al ensayar probetas con diferentes espesores.

3. MODELOS NUMÉRICOS

Con el fin de comprobar la validez de las expresiones analíticas deducidas anteriormente, se realizaron diferentes análisis numéricos mediante el código de elementos finitos ABAQUS en una probeta Arcan-Richard para diferentes espesores *B* y distintas orientaciones de carga con respecto al plano de grieta. La Fig. 3 esquematiza la probeta y el correspondiente utillaje de ensayo. Las dimensiones en el plano de la probeta fueron *W*=*H*=50 mm, *a/W*=0.5. Se analizaron cuatro espesores de probeta *B* = 1, 5, 10 y 50 mm. Además se estudió el caso asociado a la restricción de desplazamientos en dirección *Z* (que corresponde exactamente al estado de deformación plana).

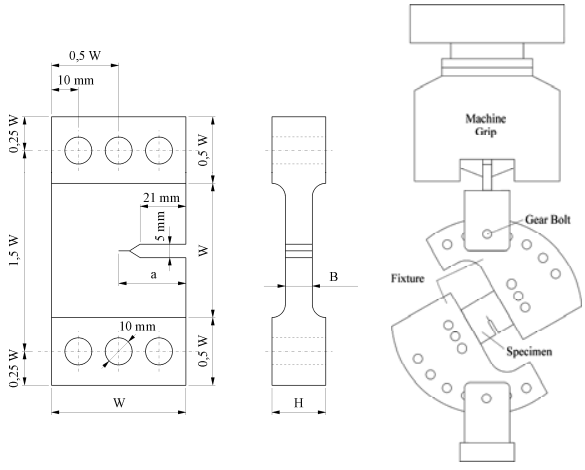


Fig. 3. Probeta Arcan-Richard y utillaje de carga.

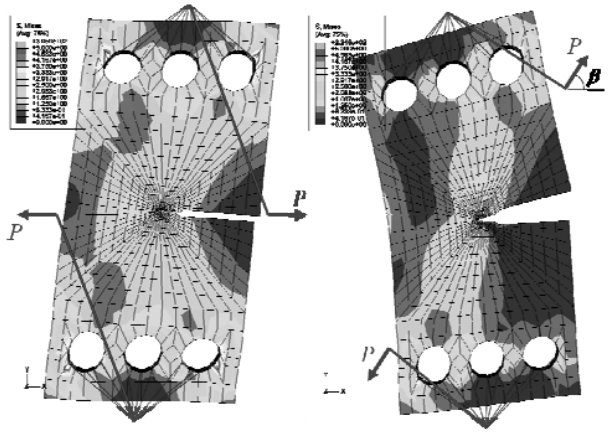


Fig. 4. Modelos 3D de EF para la probeta Arcan-Richard cargada en modo II puro (β = 0º) y en modo mixto (β = 60º). Campos de von Mises.

La Fig. 4 muestra el modelo numérico generado. Además del refinamiento apropiado alrededor del frente de grieta (con un tamaño mínimo de elemento en dirección radial de 1 μm), se refinó la malla

convenientemente en dirección Z en la cercanía de la singularidad de esquina (intersección del frente con la superficie libre). La carga aplicada para cada espesor de probeta fue $P = 2000B$ N (B en mm). Las propiedades del material corresponden a un aluminio con $E = 71$ GPa y coeficiente de Poisson $\nu = 0.34$, bajo la hipótesis de comportamiento elástico lineal. Se analizaron cuatro configuraciones de carga, correspondientes a cuatro valores del ángulo de aplicación de la carga $\beta = 0º$, 30º, 60º y 90º (véase Fig. 4). Los casos $\beta = 0º$ y 90º corresponden, respectivamente, a modo II puro y modo I puro. Las cargas se transmitieron a la probeta a través de restricciones entre los grados de libertad (MPCs en Abaqus) simulando vigas rígidas. Para los casos de modo mixto β = 30º y 60º se estableció la correspondiente restricción entre los gdl del nodo de aplicación de la carga, simulando una deslizadera.

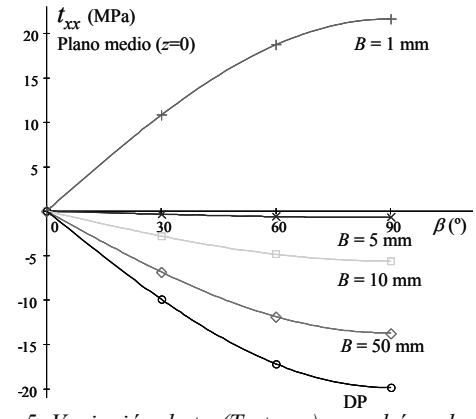


Fig. 5. Variación de t_{xx} (T-stress) con el ángulo de carga β para distintos espesores B. Valores para plano medio.

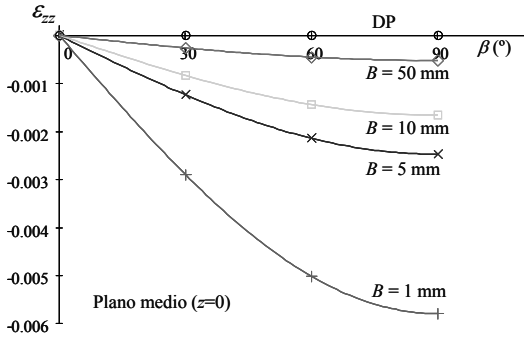


Fig. 6. Variación de ε_{zz} en el frente de grieta con el ángulo de carga β para distintos espesores B. Valores para plano medio.

4. RESULTADOS

Las expresiones analíticas deducidas para el tensor de términos de segundo orden t_{ij} fueron validadas a través de los modelos numéricos. Los resultados presentados en esta sección prueban que, en condiciones de modo II puro, la tensión t_{xx} es nula (calculada a través de la integral de interacción dada en [9]) y además ε_{zz} es nula en el frente de grieta. Por tanto, t_{zz} es también nula de acuerdo con la ecuación (12).

Las Figs. 5 y 6 muestran la variación de t_{xx} y ε_{zz} en el frente de grieta con el ángulo de carga β para el plano medio $z = 0$. Se observa con claridad que los valores numéricos para el caso de modo II puro (es decir, $\beta = 0º$) son nulos en comparación con otros valores de β que implican la coexistencia de modo I. Dado que las tensiones y deformaciones son lineales con la carga aplicada y las componentes de dicha carga en X e Y varían sinusoidalmente, los puntos registrados numéricamente coinciden con la curva senoidal de amplitud igual a la diferencia entre el valor mínimo para $\beta = 0º$ y el valor máximo (en valor absoluto) para el caso $\beta = 90º$. De las Figs. 5 y 6 se deduce que los efectos de constricción debidos a ε_{zz}, t_{xx} y t_{zz} no existen para modo II puro y, por el contrario, son máximos para modo I puro. Este resultado está en concordancia con las observaciones experimentales presentadas en [1] y en la Fig. 2.

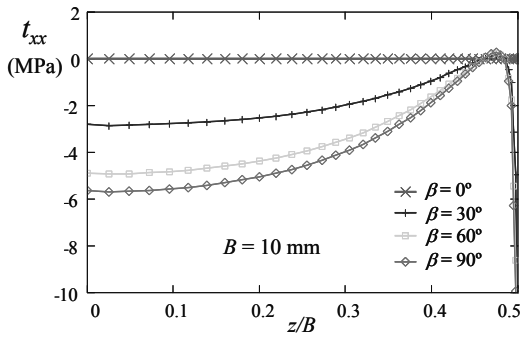


Fig. 7. Variación de t_{xx} (T-stress) a lo largo del frente de grieta para distintos ángulos de carga β. Caso B = 10 mm.

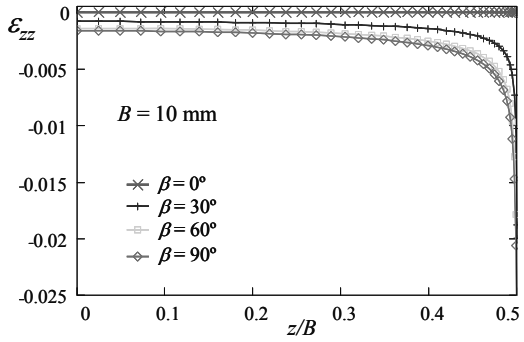


Fig. 8. Variación de ε_{zz} a lo largo del frente de grieta para distintos ángulos de carga β. Caso B = 10 mm.

De forma análoga, las Figs. 7 y 8 muestran que tanto t_{xx} como ε_{zz} son idénticamente nulas a lo largo del frente de

grieta únicamente para el caso de modo II puro, $\beta = 0º$. Obsérvese en la Fig. 7 que el fenómeno de singularidad de esquina (ε_{zz} tendiendo a -∞) no existe para el caso de modo II puro, apareciendo únicamente cuando existe modo I en mayor o menor grado.

5. CONCLUSIONES

Las principales conclusiones de este trabajo son las siguientes:

- Se ha aplicado una aproximación tensorial para deducir las expresiones analíticas generales del estado tensional y deformacional para condiciones de modo mixto I-II en el frente de grieta. Las deducciones analíticas han sido confirmadas con los cálculos numéricos realizados con probetas Arcan-Richard bajo modo II puro, demostrándose la utilidad del modelo tensorial propuesto.

- Para modo II puro, la aproximación predice dos campos de tensión y de deformación en el frente de grieta "antes" y "después" de la formación de la grieta hija, implicando también diferentes condiciones de constricción coplanarias y transversales en las inmediaciones de la grieta. Esto resulta igualmente aplicable al caso de modo mixto.

- Para el estado "*antes*", es decir, el que presumiblemen-te determina las condiciones de iniciación de la grieta, un *estado de modo I espurio* prevalece en la dirección prospectiva de propagación θ_{cr} caracterizada por una componente nula de la componente k_{rr} del tensor intensidad de tensión. Cerca del frente de grieta no se deduce influencia del espesor de probeta sobre las condiciones de constricción. En consecuencia, no se espera influencia del espesor de probeta sobre la tenacidad a fractura, en tanto que en la dirección original de la grieta, $\theta = 0$, prevalezca un estado de modo II puro. Esto queda confirmado en investigaciones anteriores realizadas sobre aleaciones de aluminio y acero.

- Sin embargo, tan pronto como se crea la grieta hija, es decir, en el estado denominado "*después*", aparece un estado tensional correspondiente al modo I regular alrededor de la grieta hija. Bajo estas condiciones, el espesor de probeta ejerce una influencia sobre el estado de constricción que deberá influir en el proceso de de propagación.

- En la hipotética presencia de una componente en modo I (condiciones de modo mixto), se deberá observar la influencia del espesor de probeta *B* y de la relación de grieta *a/W* sobre la constricción. Tanto la componente k_{zz} de $k_{ij,}$ como las componentes t_{rr} y t_{zz} de t_{ij} son distintas de cero, por lo que influirán en el valor aparente de la tenacidad a fractura.

- En la actualidad esta investigación continúa analizando las relaciones de tensión en el estado "*después"*, con el fin de confirmar la evolución de la constricción durante el proceso de propagación de grieta.

AGRADECIMIENTOS

Los autores reconocen la ayuda económica recibida por FYCIT, Proyecto IB08-171, por el Ministerio de Ciencia e Innovación, proyectos DPI2007-66903 y DPI2010-20990, y por la Academy of Sciences of the Czech Republic, proyecto M10041090, y de la Czech Science Foundation, proyectos 101/09/0867 y P108/10/2049.

BIBLIOGRAFÍA

[1] Kalthoff J.F., Fernández-Canteli A., Blázquez A., Fernández-Zúñiga D., Singular stress fields and instability Conditions for mode II and mixed-mode loaded cracks, Strength, Fracture and Complexity 4, 141-160, 2006.

[2] Fernández-Canteli A., Castillo E., Fernández-Zúñiga D., Linear elastic fracture mechanics based criteria for fracture including out-of-plane constraint effect, (En revisión).

[3] Williams M.L., On the stress distribution at the base of a stationary crack, J. Appl. Mech. 24, 109–114, 1957.

[4] Seitl S., Knésl Z., Two parameter fracture mechanics: fatigue crack behaviour under mixed mode conditions. Engng. Fract. Mech. 72, 857–65, 2008.

[5] Smith D.J., Ayatollahi M.R., Pavier M.J., On the consequences of T-stress in elastic brittle fracture, Proc. R. Soc. 462, 2415-2437,2006.

[6] Erdogan F., Sih G.C., On the crack extension in plates under plane loading and transverse shear, Journal of Basic Engineering, Transactions of ASME, 519-527, 1963.

[7] Giner E., Fernández-Zúñiga D., Fernández-Sáez J., Fernández-Canteli A., On the Jx1-integral and the out-of-plane constraint in a 3D elastic cracked plate loaded in tension. Int. J. of Solids and Structures 47, 47, 934-946, 2010.

[8] Hiese W., Gültigkeitskriterien Zur Bestimmung Von Scherbruchzähigkeiten, Doctoral Thesis, Ruhr-Universität Bochum, 2000.

[9] Nakamura T., Parks D.M., Determination of elastic T-stress along three-dimensional crack fronts using an interaction integral, Int. J. Solids Structures, 29, 1597-1611, 1992.

EXTENT OF SURFACE REGION NEAR CORNER POINTS

R. Branco[1], F.V. Antunes[2], J. D. Costa[2]

[1] CEMUC, Departamento de Engenharia Mecânica, Instituto Superior de Engenharia de Coimbra. Rua Pedro Nunes - Quinta da Nora, 3030-199 Coimbra, Portugal
E-mail: rbranco@isec.pt

[2] CEMUC, Departamento de Engenharia Mecânica, FCTUC
Rua Luís Reis Santos, Pólo II, 3030-788 Coimbra, Portugal.
E-mail: fernando.ventura@dem.uc.pt

RESUMO

A malhagem de peças fissuradas deve dar uma atenção especial aos pontos de canto, sendo recomendado um refinamento que tenha em conta a singularidade e os fenómenos superficiais. O objectivo deste artigo é determinar a dimensão da zona superficial junto a pontos de canto. Foram consideradas diferentes geometrias representativas de situações de engenharia. O parâmetro de triaxialidade *h* foi calculado para diferentes parâmetros geométricos e de material e utilizado para quantificar a dimensão das zonas superficial e intermédia, S_1 e S_2 respectivamente. Estas zonas foram relacionadas com o factor de concentração de tensões da geometria não fissurada, tendo-se obtido uma relação linear. O conhecimento da dimensão da zona superficial foi utilizado para definir um provete de deformação plana.

ABSTRACT

The meshing tools of cracked bodies must have a particular attention to the surface region near corner points, and a local mesh refinement is recommended considering the complex singularity and surface phenomena. The objective of this paper is the determination of the size of the surface region near corner points. Different specimen geometries, representative of several engineering situations, were selected. Realistic crack shapes were considered in this analysis by employing a 3D automatic crack growth technique. The *h* triaxiality parameter was calculated for different geometrical and material parameters and used to evaluate the extent of surface and near surface regions, S_1 and S_2, respectively. The extent of both regions was related with the stress concentration factor of the corresponding uncrackeds1 geometries and a linear relationship was found. The knowledge of surface extent was used to define a plane strain specimen, i.e., a specimen having a small and controlled size of surface region.

KEYWORDS: Corner points, surface region, triaxiality parameters, plane strain specimen.

1. INTRODUCTION

Meshing influences significantly the time spent in fatigue and fracture numerical studies and the quality of results. The crack front, which is a singularity line, is the main interesting region therefore mesh generation must be centered on it. The surface regions of crack front are particularly important, as they involve complex singularities. At corner points the singularity although existing is usually different from $r^{-0.5}$. The order of singularity depends on the Poisson's ratio of the material, ν, and on the intersection angle of the crack with the free surface, β [1]. A relatively fast transition from plane stress state at surface to plane strain state at interior positions may be expected. The presence of lateral notches certainly influences significantly the extent of the surface regions. Additionally, there are surface phenomena, like crack closure, residual stresses and even different propagation mechanisms (leading to different Paris laws), that must be properly included in the numerical models. The finite element mesh needs to be sufficiently refined to accommodate these near surface variations.

The analysis of surface regions requires numerical parameters to quantify stress triaxiality. The most used parameter is the ratio between the average hydrostatic stress and the equivalent von Mises stress:

$$\Theta = \frac{\frac{1}{3}(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)}{\frac{1}{\sqrt{2}}\sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2}} \quad (1)$$

This parameter varies from 0, for pure shear, to 5 or 6 for sharp notches. It was used by Chen *et al.* [2] to study ductile crack growth and by Wang *et al.* [3] to study ductile failure of tubular joints. Kim *et al.* [4] compiled solutions of crack tip stress triaxialites for standard and nonstandard fracture toughness testing specimens, via detailed elastic–plastic 3-D FE analyses. Another main triaxiality factor is:

$$h = \frac{\sigma_{zz}}{\nu(\sigma_{zz} + \sigma_{zz})} \qquad (2)$$

being ν Poisson's ratio. h has the values of 1 and 0 for plane strain and plane stresses, respectively, which is quite convenient. Different authors considered this parameter [5,6]. Other parameters have been used to study the triaxiality level, namely the elastic T-stress [7,8], the elastic-plastic Q-value [9-11] or even the stress intensity factor [12].

However, a limited number of studies was found regarding the extent of surface region near corner points. This extent may be expected to change with geometry, presence of notches, loading pattern, loading level and material properties. The increase of Poisson's ratio and the decrease of Young's modulus are expected to increase its extent [13]. Burton *et al.* [14] and Narayana *et al.* [15] analysed through-thickness cracks and indicated extents of z/a≤1.5 % and z/a≤5 %, respectively, for the surface region, being *a* the crack length. Bakker [6] studied the influence of thickness and crack tunnelling. Antunes *et al.* [12] quantified the extent of near surface region in corner crack specimens. The surface region occupies 1.5º, which corresponds to 2.6 % of crack length for a 5 mm quarter-circular crack.

The meshing tools of cracked bodies must therefore have a particular attention to the surface region, and a local mesh refinement is recommended considering the complex singularity and different surface phenomena. The objective of this paper is the determination of the size of the surface region near corner points. The *h* triaxiality parameter defined in equation 2 is used in this analysis. The influence of geometrical parameters (specimen thickness, crack length, crack shape and particularly lateral notches) and loading parameters is exploited. A link between stress concentration factor of the uncracked geometry and the extent of surface region near corner points is developed for bending and tension loads. The knowledge of surface extent is used to define a plane strain specimen, i.e., specimen having a small and controlled size of the surface region.

2. NUMERICAL PROCEDURE

The cracked body geometries studied as well as the main geometrical parameters are exhibited in figure 1. The geometry illustrated in figure 1a was obtained from the standard M(T) specimen adding lateral notches. The effective thickness is $t=t_0-2b$, being b the depth of the notch. Figure 1b shows a round bar with a lateral notch and a surface crack. Finally, the geometry in figure 1c has a lateral notch and a corner crack, being $t=t_0-b$. All the cracks were assumed to be planar, normal to the longitudinal axis of the specimens and existing in their middle-section. Therefore, mode-I loading occurs along the crack fronts. Those geometries were carefully selected in order to study a wide range of representative engineering situations. Not only different crack shapes (through cracks, surface cracks and corner cracks) were studied but also different loading situations. The corresponding unnotched geometries were also investigated. The material considered was the DIN 34 Cr Ni Mo 6 alloy steel, which was assumed to be homogeneous, isotropic and linear elastic with E=210 GPa and ν=0.30.

Realistic crack shapes were defined with crack growth modelling based on an iterative 3D FE automatic technique [16,17]. The technique consists of five steps repeated cyclically: i) generation of the 3D FE mesh of the cracked body; ii) calculation of the displacement field; iii) calculation of the stress intensity factors along the crack front; iv) calculation of the local crack advances and provisional definition of new crack front; and, finally, v) optimisation of crack front shape repositioning the nodes on a cubic spline. The new crack front is then considered as the input data of the following new analysis. The repetition of the procedure simulates the crack shape evolution. The direct extrapolation method with two points was employed to calculate the stress intensity factors along the crack front

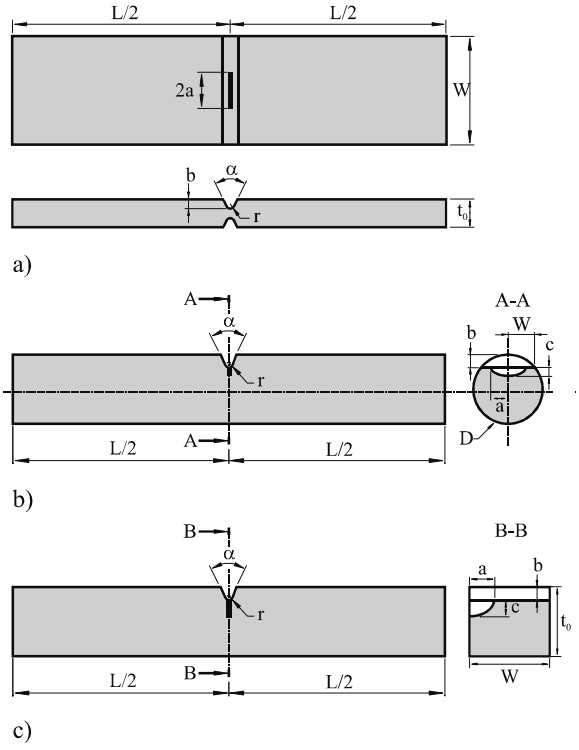


Figure 1. Cracked body geometries: a) plate with through crack; b) round bar with surface crack; c) corner crack specimen.

[18]. Local crack advances were computed using Paris law. The maximum crack advance was fixed (Δa_{max} = 0.01 mm).

Adequate symmetry conditions were used for efficient computation. The physical models considered were one eighth of modified M(T) specimen, a quarter of the round bar and half of the corner crack geometry. The commercial FEM software Cosmos/M® was used to create the 3D FE meshes which were developed in a parametric manner and therefore could be used to simulate different crack lengths and crack shapes. Besides, meshes were able to be used with a variable number of layers through the thickness, uniformly or non-uniformly distributed, enabling the comparison of different layer arrangements. The 20-node and the 20-node collapsed isoparametric hexahedric elements were used. A spider web pattern, made of three concentric rings centred at the crack tip, was employed. Singular elements with mid-side nodes at quarter point positions were considered around the crack front. Crack front nodes (corner and intermediate nodes) were located on a cubic spline in order to improve the crack shape definition. The meshes considered to calculate the size of surface region were designed with an increasing level of refinement towards the surface (see figure 3). As indicated in figure 3a, three main regions were defined. The most refined one (I), located near the surface, had 26 layers non-uniformly distributed. The smallest element size, corresponding to the thickness of surface layer, had 1 μm. The other layers had longitudinal sizes according to the relationship $1\times1.1^{(i-1)}$ μm, where *i* is layer's number (i=1 at the surface). The intermediate region (II), consisting of 14 layers uniformly distributed, had element sizes equal to 50 μm. Finally, the larger region (III) had 10 layers disposed uniformly, whose element size depends on the specimen thickness. The FE model of figure 2 had 11276 elements and 133371 nodes. Similar models were defined for the other two geometries.

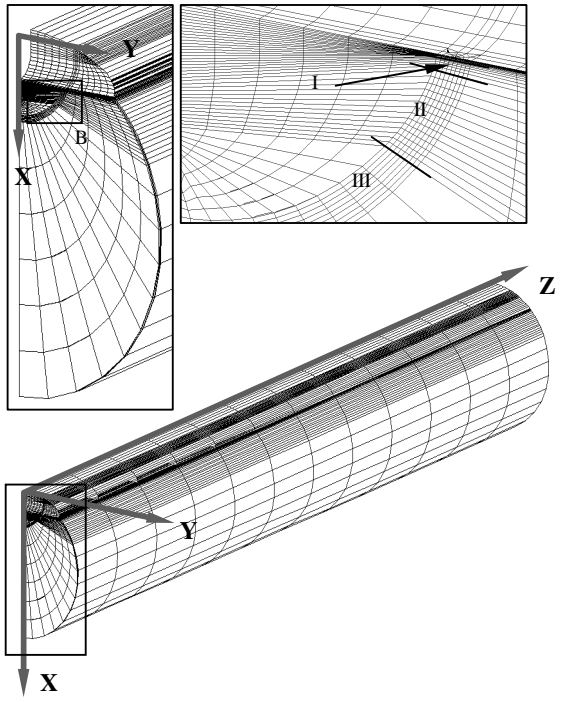


Figure 2. Finite element mesh of the round bar with surface crack.

The extent of surface layer was defined based on *h* triaxiality parameter defined in equation 1. For curved crack fronts, stresses was calculated for local axes, normal and tangent to the crack front, and used to calculate *h*.

3. RESULTS

3.1. Triaxiality parameter, h

Figure 3 shows the effect of notch radius on *h* triaxiality parameter for the modified M(T) specimen (figure 1a). The results show a strong influence of notch radius on triaxiality parameter. The smaller values of *r* increased *h* in whole domain, i.e., curves computed for greater radii lay always below the others. Identical conclusions have been found for the other two geometries. The effect of specimen geometry can also be studied in figure 3 (U-notched round bar versus unnotched plate). Near the free surfaces, values of *h* are greater for the round bar. However, in interior regions of crack front, an opposite behaviour is exhibited. Other parameters with significant influence on *h* are specimen's dimension and crack length. The increase in thickness, diameter or *W*, depending on geometry, lead to higher levels of triaxiality near the free surface. The increase in crack length also produced an increase of *h* near the free surface.

3.2. Extent of surface (S_1) and near surface(S_2) regions

The analysis of figure 3 indicates that *h* curves can be divided into three main regions: a surface region, very small, characterised by high stress gradients; a transition region, in which the stress gradients continuously lose force tending towards stable values; and an interior region, whose extension is dominant, having limited stress gradients. In order to objectively quantify the extent of those regions, criteria were defined (Figure 4): the transition between the surface and the near-surface regions was assumed to take place when the slope of *h* curve was less than 90%; while the transition between the near-surface and the interior regions was assumed to occur when the slope of *h* was less than 10%. S_1 and S_2 are the sizes of surface and near surface regions, respectively. In order to apply these criteria, each *h* curve was fitted by a fifth order logarithm function. Subsequently, the corresponding derivative functions were computed and used to calculate the rate of change of h with respect to y/t or θ/θ_{max} ($\theta_{max}= \pi$ for the U-notched round bar with through crack; and $\theta_{max}=\pi/2$ for the U-notched specimen with corner crack).

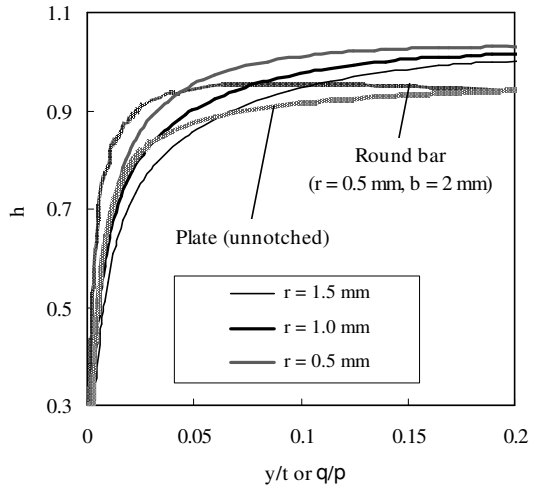


Figure 3. Effects of notch radius and specimen's geometry on h triaxiality parameter.

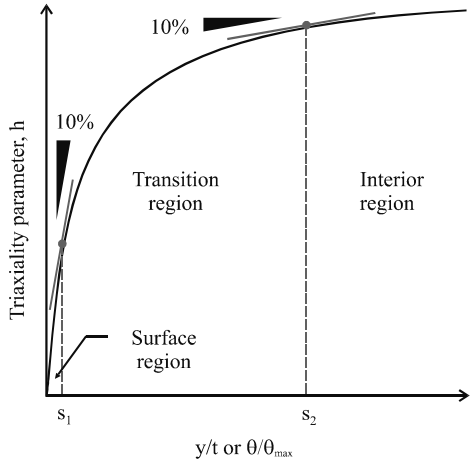


Figure 4. Definition of surface and transition regions.

The effects of different variables, such as the notch radius, specimen's dimension, notch depth, exponent of Paris law and Poisson's ratio, on S_1 and S_2 were examined. Figures 5a and 5b show the variations of S_1 and S_2, respectively, for the corner crack specimen (the numbers in brackets in figures identify the FCG simulation). Similar curves were obtained for the other two geometries. In the through crack, S_1 is independent of *a/W*. However, either in the corner crack or surface crack, a clear dependence on the crack length is observed. In such situations, S_1 tends to decrease with *a/W*. Regardless of the geometry, both the decrease of notch radii and of specimen's dimension increase S_1. The increase of Poisson's ratio increases S_1, which is agreement with literature [13].

S_2 is practically independent of *a/W* for the through crack geometry. On the contrary, either for the lateral U-notched specimen with corner crack, a decrease of S_2 with *a/W* is exhibited. The decrease in radius originates

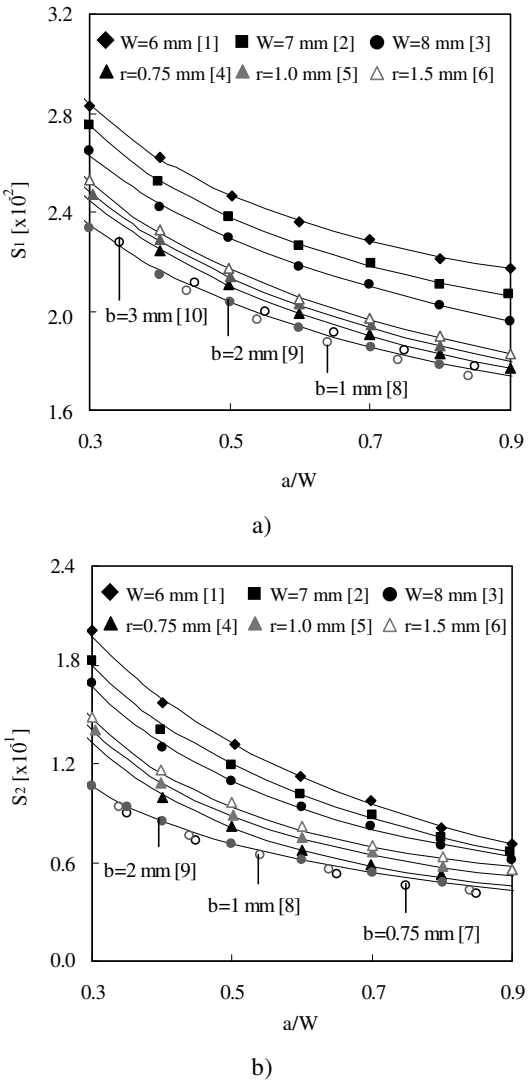


Figure 5. Size of surface and near surface regions (specimen with corner crack). a) S_1. b) S_2.

the increase in t is responsible for a reduction in S_2. The comparison of figures 5a and 5b indicates that S_2 is one order of magnitude larger than S_1.

3.3. S_1 and S_2 versus stress concentration factor, K_T

The link between K_T and both S_1 and S_2 was analysed in detail. The stress concentration factor was defined as the ratio between the maximum tension stress and the corresponding remote nominal tension stress. Figure 6 relates the sizes of surface and near-surface regions, S_1 and S_2, respectively, with K_T of the U-notched round bar with surface crack. A linear relationship between S_1 and S_2 and K_T was obtained. Similar results were found for the other two geometries, with square correlations greater than 0.982. The slopes of curves depende on specimen geometry but are independent of specimen's size. Regardless of the geometry analysed, an increase in K_T produces greater values of S_1 and smaller values of S_2. Functions relating the stress concentration factor, the

notch radius and the specimen's size with the extents of S_1 and S_2 were developed:

$$S_1(K_T, r, q) = Ln(K_T) \times 1.5^{\mathrm{Log(r)} \times \left[x_1 \left(x_2 - q\right)\right]} \quad (4)$$

$$S_2(K_T, r, q) = Ln(\frac{1}{K_T}) \times 1.5^{\mathrm{Log(r)}} \times e^{x_3 \cdot q + x_4} \quad (5)$$

where q is specimen's size (t for the U-notched plate with through crack; D for the U-notched round bar with surface crack; and W for the U-notched specimen with corner crack) and x_i are constants. Those equations have revealed independent of specimen geometry. Besides, this formulation (t ε [2.5-10]; D ε [8-16]; W ε [5-14]; and r ε [0.5-2]) is interesting since it uses three known variables of problem (K_T, notch radius and specimen's size) and only two unknown constants. The maximum errors observed are lower than 5%.

3.4. Plane strain specimen

The modified M(T) in figure 1a was considered to define a plane strain specimen. A crucial aspect is the definition of a plane strain state criterion. In this study, the plane strain state was assumed when at least 96% of specimen thickness had a value of h≥0.96. The evolution of $pt_{0.96}$ (percentage of thickness in which h≥0.96) is shown in figure 7. Different groove radii, groove depths and specimen thicknesses were analysed, respectively, r ε [0.5-1] mm, b ε [1-4] mm and t ε [2.5-40] mm. The increase in t rises pt, i.e., reduces the surface region. For smaller thicknesses the gain is pt is significant but tends to a limit value for higher values of t. Besides, there is also an important effect of concordance radius on pt. The decrease in r causes smaller values of pt in whole domain, i.e., reduces the surface region. Regarding the notch depth, its contribution is less important but it is clear that the increase in b rises pt as well. As can be distinguished, several specimen possibilities are available giving 96% of the specimen with h≥0.96, but in order to reduce costs, the minimum original thickness (t_0) is desirable. The one selected is exhibited in Fig. 7 (black diamond) and corresponds to the following set of dimensions: r=0.5 mm, b=2 mm, t=14.5 and t_0=18.5 mm (the variables of black square are: r=0.5 mm, b=1 mm, t=17 and t_0=19 mm while the ones of black circle are: r=0.5 mm, b=4 mm, t=13 and t0=21 mm). The selected notch radius (r =0.5 mm) is technically feasible and can made by using current machining technology. It is advantageous because it simplifies the manufacture process, reduces the production costs and permits a good reproducibility of specimens. Moreover, the notch depth (b=1 mm) is a reasonable value avoiding excessive machining time. Finally, the dimensions proposed can be tested with current laboratory equipment which simplifies the apparatuses and enhances the reproducibility and comparability of tests. It is important to point out that an unnotched specimen

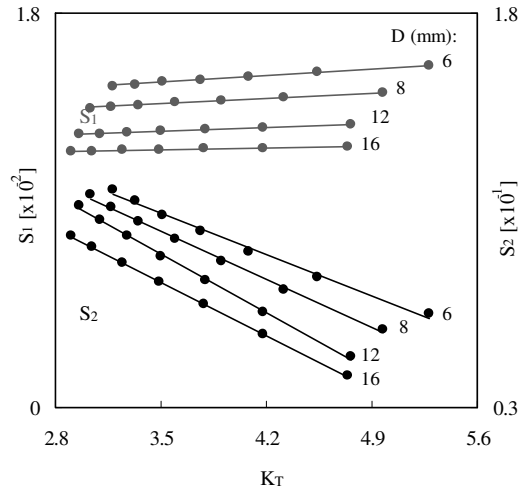


Figure 6. Evolution of S_1 and S_2 with K_T (U-notched round bar with surface crack).

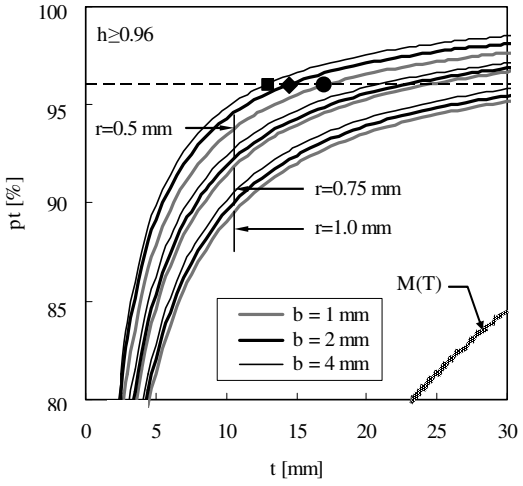


Figure 7. Evolution of pt.

with identical characteristics in terms of triaxiality (i. e. 96% of thickness with h≥0.96) would require a minimum thickness of 78.86 mm. However, the effectiveness of the plane strain state criterion must be validated for each phenomenon affected by the stress state.

4. CONCLUSIONS

The main conclusions are:

- the effects of geometrical dimensions and material properties on h curves were studied. The more relevant effects are caused by the specimen's dimension, notch radius and crack length;
- considering the typical trend of h curves, three regions were defined: a surface region with high stress gradients in which the slope of h is greater than 90%; a transition region characterised by a faster decrease of stress gradients towards unity; and an interior region whose extension is dominant

and in which the slope of h is less than 10%. S_1 and S_2 are the sizes of surface and near surface regions, respectively;
- S_2 is one order of magnitude larger than S_1;
- a linear relationship between S_1 and S_2 and the stress concentration factors of the corresponding uncracked geometries was found. Empirical two-constant functions that relate S_1 and S_2 with the stress concentration factor, notch radius and specimen's dimension were proposed;
- a plane strain geometry (having 96 percent of thickness with h>0.96) can be achieved with a modified M(T) specimen having a groove radius of 0.5 mm, a groove depth of 2mm, a reduced specimen thickness of 14.5 mm and a total specimen thickness of 18.5 mm.

ACKNOWLEDGEMENTS

The authors are indebted to the Portuguese Foundation for the Science and Technology (FCT) and to FEDER (European Regional Development Fund) for the financial support (Project PTDC/EME-PME/114892/2009; COMPETE: FCOMP-01-0124-FEDER-015171).

REFERENCES

[1] Bazant, Z.P. and Estenssoro, L.F., *Surface Singularity and Crack Propagation*, Int. J. Solids and Structures 15, 405-426, 1979.

[2] Chen, C.R., Kolednik, O., Heerens, J. and Fischer F.D., *Three-dimensional modeling of ductile crack growth: Cohesive zone parameters and crack tip triaxiality*, Engng Fracture Mechanics 72, 2072–2094, 2005.

[3] Wang, B., Hu, N., Kurobane Y., Makino Y. and Lie S.T., *Damage criterion and safety assessment approach to tubular joints*, Engng Structures 22, 424–434, 2000.

[4] Kim, Y.-J., Kim, J.-S., Cho, S.-M. and Kim, Y.-J., *3-D constraint effects on J testing and crack tip constraint in M(T), SE(B), SE(T) and C(T) specimens: numerical study*, Engng Fracture Mechanics 71, 1203–1218, 2004.

[5] Macdonald, B.D. and Pajot, J.J., *Stress intensity factors for side-grooved fracture specimens*, Journal of Testing and Evaluation 18 (4), 281-285, 1990.

[6] Bakker A., *Three-dimensional constraint effects on stress intensity distributions in plate geometries with through-thickness cracks*, Fatigue and Fracture of Engng Materials and Structures 15, 1051-1069, 1992.

[7] Bilby, B.A., Cardew, G.E., Goldthorpe, M.R. and Howard, I.C., *A finite element investigation of the effect of specimen geometry on the fields of stress and strain at the tips of stationary cracks*, In: Size effects in fracture. London: Mechanical Engineering Publications Limited, 37-46, 1986.

[8] Leevers, P.S. and Radon J.C., *Inherent stress biaxiality in various fracture specimen geometries*, Int. Journal of Fracture 19, 311-325, 1982.

[9] O'dowd, N.P. and Shih, C.F., *Family of crack-tip fields characterized by a triaxiality parameter – I: Structure of fields*, Journal of Mechanics and Physics of Solids 39, 989-1015, 1991.

[10] O'dowd, N.P. and C.F. Shih, *Family of crack-tip fields characterized by a triaxiality parameter – II: Fracture Applications*, Journal of Mechanics and Physics of Solids 40, 939-963, 1992.

[11] Henry, B.S. and Luxmoore, A.R., *The stress triaxiality constraint and the Q-value, as a ductile fracture parameter*, Engng Fracture Mechanics 57(4), 375-390, 1997.

[12] Antunes, F.V., Ferreira, J.A.M., Branco, C.M. and Byrne, J., *Stress Intensity Factor Solutions for Corner Cracks Under Mode I Loading*, Fatigue and Fracture of Engng Materials and Structures 23, 81-90, 2000.

[13] Pook, L.P., *Some Implications of Corner Point Singularities*, Engng Fracture Mechanics 48(3), 367-378, 1994.

[14] Burton, W.S., Sinclair, G.B., Solecki, J.S. and Swedlow, J.L., *On the Implications for LEFM of the Three-Dimensional Aspects in Some Crack/Surface Intersection Problems*, Int. J. Fracture 25, 3-32, 1984.

[15] Narayana, K.B., Dattaguru, B., Ramamurthy, T.S. and Vijayakumar, K., *A General Procedure for Modified Crack Closure Integral in 3D Problems with Cracks*, Engng Fracture Mechanics 48(2), 167-176, 1994.

[16] Lin X.B. and Smith R.A., *Finite element modelling of fatigue crack growth of surface cracked plates. Part I: The numerical technique*, Engng Fracture Mechanics, 63, 503-522. 1999

[17] Branco R. and Antunes F.V., *Finite element modelling and analysis of crack shape evolution in mode-I fatigue middle-cracked tension specimens*, Engng Fracture Mechanics, 75, 3020–337, 2008.

[18] Guinea, G. V., Planas, J. and Elices, M., *K_I evaluation by the displacement extrapolation technique*, Engng Fracture Mechanics, 66, 243–255, 2000.

COMPORTAMIENTO A FRACTURA DE TUBERÍAS PARA TRANSPORTE DE GAS: INFLUENCIA DE LA CONSTRICCIÓN

R. Montero[1], I. Peñuelas, C. Rodríguez, F.J. Belzunce

[1] Departamento de Construcción e Ingeniería de Fabricación, Escuela Politécnica de Ingeniería de Gijón.
Campus de Gijón s/n, 33204, Gijón, España.
E-mail: penuelasines@uniovi.es

RESUMEN

El presente trabajo se centra en el estudio del comportamiento a fractura de uniones soldadas en tuberías de gasoductos y tiene por objeto el estudio de la influencia de la disimilitud mecánica de los materiales soldados y del tamaño y geometría del defecto, en el comportamiento a fractura y consiguiente tenacidad de las uniones.

Para ello se han realizado simulaciones numéricas mediante el código comercial de elementos finitos ABAQUS en las que se varía no sólo el ancho de la soldadura, sino también la profundidad y geometría de un posible defecto de geometría semielíptica que crece en la dirección del espesor.

Para cada configuración – materiales, ancho de soldadura, profundidad y longitud de la entalla – se ha determinado la triaxialidad y se la ha relacionado con la correspondiente a probetas miniatura de punzonado entalladas, de cara a poder utilizar este tipo de ensayo en el estudio de geometrías reales en situaciones de baja constricción, como es el caso de las uniones en tuberías de transporte de gas.

ABSTRACT

This paper focuses on the study of fracture behavior of welded joints in high pressure gas pipelines with axial cracks contained in these joints. The paper aims to study the influence of the mechanical mismatching of the welded zone and the size and geometry of the crack in the fracture behaviour and toughness of these joints.

Numerical simulations have been carried out using the finite element commercial code ABAQUS. In these simulations has been varied not only the width of the weld, but also the depth and geometry of a semi-elliptical axial crack (flaw) that grows in the thickness direction.For each configuration – materials, welded joint, depth and length of flaw –stress triaxiality has been obtained and it has been correlated with that obtained by means of small punch test notched specimens, in order to use this non conventional test for the study of different real geometries under low constraint service conditions, such as those that are present in gas pipelines.

PALABRAS CLAVE: Uniones soldadas, Defectos en tuberías, Triaxialidad

1 INTRODUCCIÓN

Los gasoductos son estructuras que pueden alcanzar miles de kilómetros y se construyen a base de unir elementos tubulares cortos mediante uniones soldadas, siendo frecuente realizar las soldaduras in situ en condiciones extremas. Por su parte, los tubos se obtienen mediante el plegado de chapa y posterior soldeo en taller. De este modo, la estructura completa del gasoducto tiene tanto soldaduras transversales como longitudinales y va a presentar irremediablemente defectos de soldeo y pequeñas grietas. Teniendo en cuenta los ambientes agresivos en los que va a trabajar y los productos que va a transportar, suelen aparecer también daños diversos debidos a fenómenos corrosivos.

Estas estructuras deben ser capaces además de soportar grandes deformaciones plásticas, de hasta el 3%, de acuerdo con diversos autores [1]. Estas deformaciones se combinan con la existencia de presiones internas propias del transporte de fluido y presiones externas originadas en los tramos enterrados, así como con la existencia de esfuerzos adicionales de flexión, tracción e incluso, en ocasiones, de torsión. El estado tensional resultante de todas estas acciones, junto con la existencia de grietas puede llegar a iniciar un proceso de fractura especialmente en la zona de la unión soldada,

que puede dar lugar al colapso total de un tramo del gasoducto.

Por otra parte, la integridad estructural de este tipo de elementos estructurales puede verse comprometida por la elevada resistencia mecánica del acero utilizado en su construcción, ya que el riesgo de la iniciación y el crecimiento de las grietas aumenta al hacerlo la tensión de diseño. Actualmente se están utilizando los grados API X70, X80, X100 e incluso X120, siendo por ello muy importante poder predecir el comportamiento a fractura que va a tener la estructura completa.

Como ya se ha comentado anteriormente, estas estructuras presentan habitualmente defectos. Los defectos estructurales más comunes en ellas son a menudo defectos superficiales, que se generan tanto durante la fabricación como en la instalación del elemento estructural como durante su servicio [2,3]. Estas grietas superficiales son generalmente semielípticas. Este tipo de configuraciones de grietas sometidas a los estados tensionales fuertemente biaxiales que soportan estos elementos, desarrollan normalmente bajos niveles de triaxialidad en el frente de grieta, que contrastan con las condiciones existentes en las probetas normalizadas con grietas profundas, que se utilizan para la caracterización a fractura de los materiales estructurales [4,5].

Por tanto, para poder realizar predicciones más realistas de la resistencia a fractura de estas estructuras, es preciso caracterizar los materiales de las mismas mediante ensayos de fractura realizados en condiciones de baja triaxialidad. En estas situaciones la tenacidad del material depende de la triaxialidad impuesta, de manera que solo se podrá realizar una predicción adecuada de la seguridad a fractura de la estructura cuando se utilicen ensayos de caracterización a fractura en los que la triaxialidad en el extremo de la grieta de la probeta de ensayo sea similar a la del propio componente estructural. En este sentido, los autores de este trabajo han realizado numerosos estudios de cara a la caracterización mecánica a partir de ensayos no convencionales de baja triaxialidad, como es el Ensayo de Miniatura de Punzonado o EMP. En una comunicación anterior [6] se presentaron los resultados de la caracterización de la triaxialidad en función de la profundidad de entalla en un ensayo de baja constricción como es el Ensayo EMP.

Aunque ya se ha indicado anteriormente que las grietas en los gasoductos pueden ser tanto transversales como axiales, el presente trabajo se va a centrar en el estudio de la triaxialidad que presenta una tubería soldada con una grieta axial semielíptica en la superficie exterior de la zona afectada térmicamente (ZAT) del cordón de soldadura. Para ello se va a realizar un primer estudio considerando condiciones de deformación plana, que son las existentes en los ensayos de fractura convencionales. Posteriormente se va a estudiar el comportamiento de la tubería a partir de geometrías tridimensionales.

2 MATERIALES Y MÉTODOS

Se han realizado diferentes simulaciones numéricas mediante el software comercial de elementos finitos ABAQUS [7]. Por otra parte, de cara a disminuir el tiempo de computación se han utilizando simetrías. Se ha modelizado una tubería de espesor t=15.8mm y diámetro exterior D=508mm soldada mediante un cordón longitudinal en el cual está presente una grieta semielíptica también longitudinal (axial) con dimensiones ax2c (donde a es la profundidad de la grieta y c la longitud de la misma) y con una relación fija entre la profundidad y la longitud de la grieta, a/2c, de modo que las grietas más profundas sean también más largas. En las simulaciones se ha considerado a/2c=0.05=cte. El la figura 1 se muestra de forma esquemática la geometría de la grieta

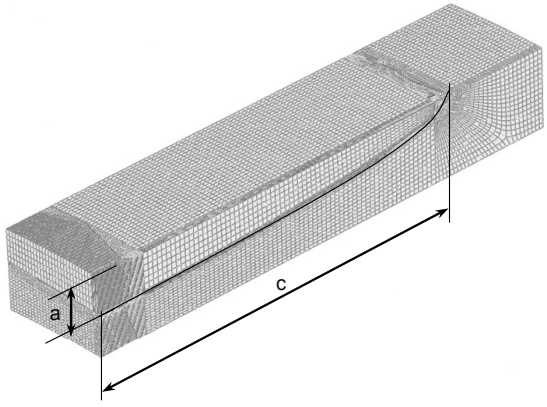


Figura 1. Geometría de la grieta semielíptica.

El material utilizado para la tubería es un acero X70 de alto límite elástico. Para simular la soldadura se ha tomado como material de aporte también el X70, de forma que la ZAT está formada por el X70 afectado térmicamente. Para su caracterización se ha templado y revenido el acero X70, obteniéndose un material que se ha denominado X70TT, cuyas propiedades macromencánicas y micromecánicas han sido obtenidas en un trabajo anterior [8], simulando la soldadura del X70 consigo mismo (en la que la ZAT está formada por X70 afectado térmicamente), mediante la soldadura láser del X70 con X70TT (de modo que no hay ZAT del soldeo láser). De este modo, el tratamiento térmico del X70 ha permitido caracterizar el material de la ZAT, cuyas propiedades coinciden con las del X70TT. A pesar de que el API X70 es un material con comportamiento ortótropo, consecuencia de su estructura en bandas, el X70TT tiene comportamiento isótropo. En este trabajo, dado que el crecimiento de la grieta se va a producir en la dirección transversal antes de avanzar en la dirección longitudinal, se ha utilizado la curva tensión-deformación obtenida en ensayo de tracción convencional en la dirección transversal. La Figura 2 muestra las curvas tensión verdadera v.s. deformación plástica verdadera del acero API X70 y del X70TT. El límite elástico de los mismos es 545 y 960 MPa, respectivamente, y las curvas se ajustan de acuerdo con la ley de Hollomon.

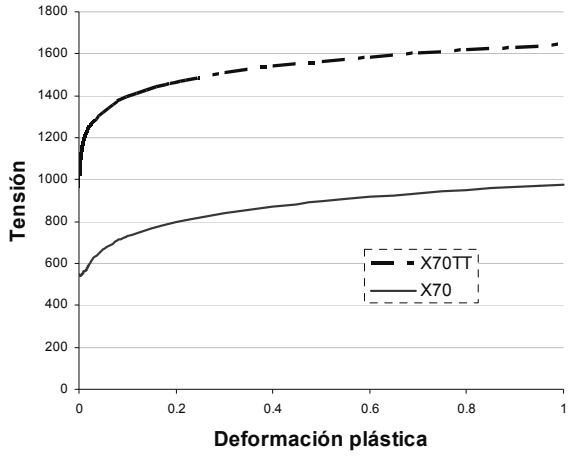


Figura 2. Curvas tensión verdadera v.s. deformación plástica verdadera para los dos materiales.

En los modelos numéricos la grieta se ha modelizado como una entalla semicircular de radio 2.5μm (por lo que se comporta prácticamente como una grieta). Para obtener las diferentes triaxialidades se han tomado distintos valores de profundidad relativa de la grieta (profundidad grieta/espesor de tubería) a/t=0.2, 0.3, 0.4 y 0.5. Para unos mismos materiales base y de aporte (en este caso X70 para los dos), se pueden obtener distintos tamaños de la zona afectada térmicamente en función de los parámetros del proceso de soldeo. En este trabajo se han considerado tres anchos de soldadura W=10, 15 y 20 mm. Las simulaciones se han realizado considerando grandes deformaciones.

La Figura 3 muestra la malla utilizada para el estudio de la tubería en condiciones de deformación plana. La figura representa la sección transversal de la tubería. Se muestran también detalles de la zona de la grieta y del frente de la misma. Las condiciones de carga a las que se somete la tubería consisten en una presión interna que se incrementa linealmente desde 0 hasta 120MPa.

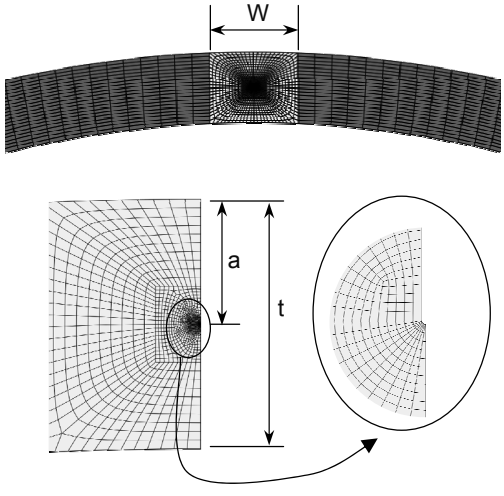


Figura 3. Sección transversal de la tubería y detalles de la zona de la grieta para el estudio en deformación plana.

Para el estudio en deformación plana se ha discretizado la tubería mediante elementos lineales de cuatro nodos con integración reducida (CPE4R). Los campos tensionales y la triaxialidad se han representado en función de la distancia al frente de grieta adimensionalizada $r\sigma_o/J$. La integral J se ha obtenido mediante el propio software ABAQUS definiendo una serie de diez contornos cerrados.

La figura 4 (superior e inferior) muestra la malla utilizada para el estudio tridimensional de la constricción en el frente de grieta. En este caso, la grieta tiene forma semielíptica y su mallado presenta serias complicaciones como consecuencia del pequeño tamaño del radio de la entalla (2.5μm) - que como ya hemos mencionado con anterioridad puede tratarse como una grieta – que obliga a utilizar elementos de muy pequeño tamaño y a transiciones complejas en la zona próxima al encuentro entre la superficie exterior y la zona agrietada (zona derecha de la imagen).

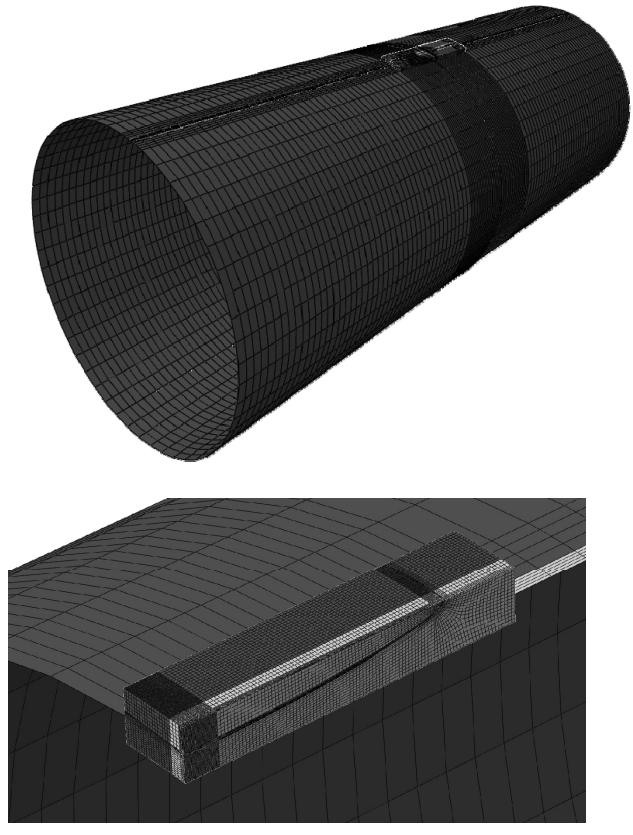


Figura 4. Imagen de la tubería y detalle de la zona de la entalla donde puede apreciarse los dos materiales utilizados y la geometría de la entalla para el estudio tridimensional de la constricción.

Por otra parte, y con el objeto de disminuir el coste computacional que se necesitaría para realizar la simulación completa de la tubería mediante elementos sólidos 3D, se ha utilizado la herramienta de submodelado de ABAQUS. Esta técnica permite

analizar un parte local del modelo mediante mallas tridimensionales muy finas mientras que el modelo global se discretiza con mallas bidimensionales mucho más bastas (Figura 4 inferior). De este modo, una zona próxima a la grieta y con ancho suficiente para permitir la simulación de cualesquiera de los tren anchos de soldadura estudiados, se ha discretizado mediante elementos tridimensionales lineales tipo sólido con integración reducida (C3D8R); por su parte, el resto de la tubería se ha discretizado mediante elementos bidimensionales lineales tipo shell con integración reducida (S4R). Se han utilizado simetrías para disminuir el tiempo de computación y al igual que en el estudio en deformación plana se han utilizado dos materiales X70 y X70TT, éste último para la zona de la ZAT en la que está situada la grieta semielíptica.

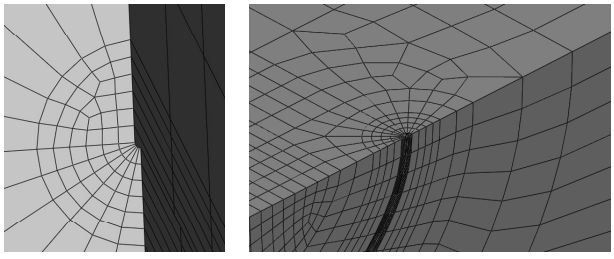


Figura 5. Detalle de la punta de la grieta en el modelo 3D

La figura 5 muestra un detalle de las zonas inicial y final del frente de grieta de la grieta semielíptica en el modelo tridimensional.

3 RESULTADOS

3.1 Valores teóricos de la triaxialidad

El parámetros triaxialidad se define (1) como el cociente entre la tensión media y la tensión de von Mises.

$$TRIAX = \frac{\sigma_m}{\sigma_{vm}} = \frac{\frac{1}{3}(\sigma_{11}+\sigma_{22}+\sigma_{33})}{\sqrt{\frac{1}{2}\left((\sigma_{11}-\sigma_{22})^2+(\sigma_{22}-\sigma_{33})^2+(\sigma_{33}-\sigma_{11})^2\right)}} \quad (1)$$

De esta definición se pueden obtener valores teóricos de la triaxialidad según el estado tensional al que está sometido el cuerpo. La tabla 1 da detalle de los valores teóricos de triaxialidad que definen el límite de cada estado tensional.

Tabla 1. Valores teóricos máximos de la triaxialidad para distintos estados tensionales.

Estado tensional	Triaxialidad
Triaxial	∞
Defomación plana (υ=0.3)	2.17
Tensión plana	0.67
Tensión uniaxial	0.33

3.2 Estudio en deformación plana

Para la determinación de la triaxialidad en deformación plana se ha obtenido la integral J en 10 secciones alrededor de la entalla, y se ha comprobado cómo los valores de J se estabilizan para los contornos exteriores, tomándose como valor de la integral el del último contorno.

Aunque los valores máximos de tensiones de apertura de grieta en función de la distancia al frente de grieta adimensionalizada mediante el límite elástico y el valor la integral J (rSo/J) se presentan para los materiales y configuraciones estudiados a distancias inferiores a rSo/J=2 (rSo/J=1.5), el valor de la triaxialidad para cada configuración se ha obtenido evaluando el valor de la misma en el ligamento resistente de la grieta a esta distancia en rSo/J=2, por ser esta la distancia habitual para la medida de la constricción en condiciones de plasticidad a pequeña escala. En la Figura 5 podemos ver algunas de las configuraciones estudiadas y en la Tabla 2 se muestran todos los resultados.

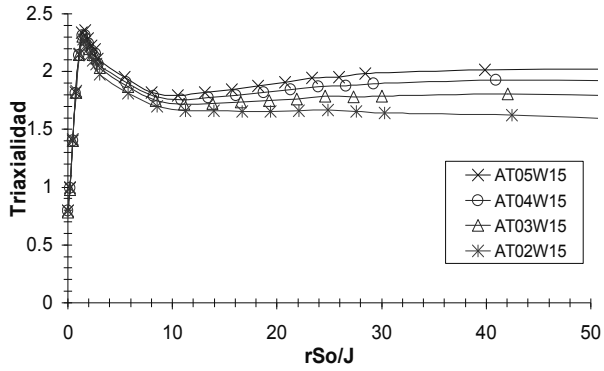


Figura 5. Triaxialidad para la configuración de 15 mm de ancho y profundidades relativas variables.

Tabla 2. Valores de la triaxialidad en deformación plana para las distintas configuraciones estudiadas.

		Ancho de ZAT		
		W10	***W15***	***W20***
Profundidad de entalla	***AT05***	2.28	2.27	2.29
	AT04	2.25	2.24	2.24
	AT03	2.22	2.21	2.22
	AT02	2.17	2.15	2.17

Los valores de la triaxialidad han sido obtenidos en condiciones de deformación plana, y vemos cómo concuerdan con el valor teórico de la triaxialidad que para dicho estado es constante y de valor 2.1 (Tabla 1).

Por otra parte, se observa cómo en deformación plana la influencia de la profundidad relativa de la grieta es mucho mayor que la del ancho de la zona afectada térmicamente. (Figura 6).

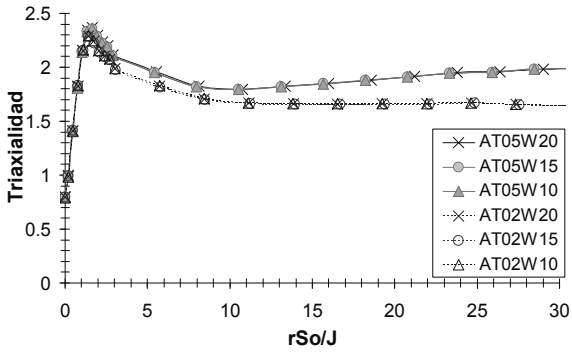


Figura 6. Triaxialidad en deformación plana las distintas configuraciones de ZAT (20, 15 y 10 mm) y dos valores distintos de profundidad relativa

3.3 Estudio de la constricción tridimensional

En las simulaciones tridimensionales, y con el objeto de minimizar el tiempo de cálculo, se ha adimensionalizado la distancia al frente de grieta mediante la energía de disipación plástica (ALLPD) que está relacionada con la integral J. Se han obtenido los valores de triaxialidad en la sección central de la grieta semielíptica para las distintas configuraciones de ZAT y profundidades relativas estudiadas (Figura 7) y se ha comprobado cómo son inferiores al valor teórico obtenido en condiciones ideales de deformación plana.

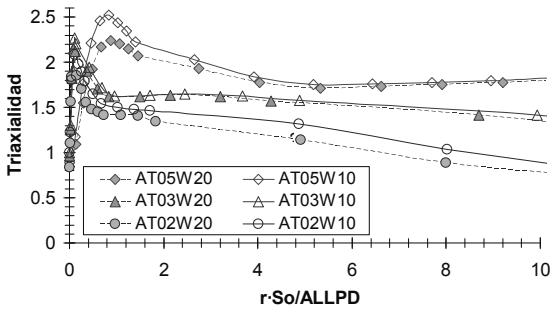


Figura 7. Triaxialidad en la simulación tridimensional para dos configuraciones de ZAT (20 y 10 mm) y tres valores distintos de profundidad relativa

Para la comparación de los valores de triaxialidad obtenidos en las simulaciones tridimensionales con los obtenidos mediante deformación plana, se ha determinado la energía de disipación plástica en los modelos de deformación plana y se han representado conjuntamente las gráficas correspondientes a triaxialidades adimensionalizadas mediante J y mediante ALLPD. De este modo se ha determinado que la traixialidad correspondiente a una distancia rSo/J=2, equivale a la obtenida a una distancia rSo/(ALLPD)=0.4, aproximadamente, lo que nos permite determinar la triaxialidad en las simulaciones tridimensionales a esa misma distancia rSo/(ALLPD)=0.4. La Figura 8 muestra la triaxialidad para la configuración con ancho de ZAT de 10 mm y grieta de profundidad relativa a/t=0.5, obtenida mediante deformación plana (DP) y J, DP y ALLPD, y mediante la simulación 3D con ALLPD – AT05W10, AT05_DP y AT05W10_3D, respectivamente.

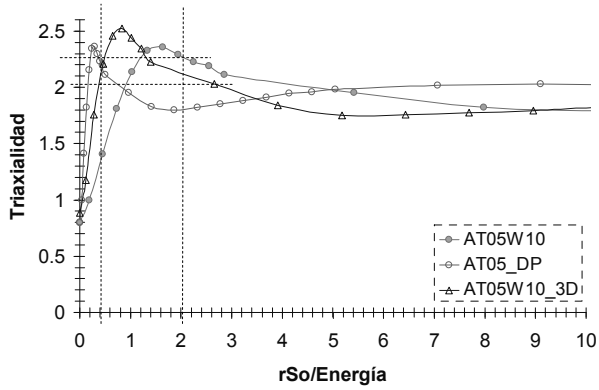


Figura 7. Comparación del campo de triaxialidad obtenido mediante simulaciones en DP y 3D en función de la distancia adimensionalizada mediante dos energías distintas (J y ALLPD) para las configuración con a/t=0.5

La tabla 3 da detalle de los resultados obtenidos aplicando este procedimiento en todas las configuraciones estudiadas. De este modo se han obtenido los valores de triaxialidad en rSo/(ALLPD)=0.4 que se muestran en la tabla:

Tabla 3. Valores de la triaxialidad en 3D para las distintas configuraciones estudiadas.

		Ancho de ZAT	
		W10	***W20***
Profundidad de entalla	***AT05***	2.02	1.77
	AT03	1.98	1.90
	AT02	1.75	1.53

4 CONCLUSIONES

- Se han obtenido los valores de triaxialidad para una tubería con una grieta semielíptica longitudinal para distintas configuraciones variando el ancho de la ZAT y la profundidad relativa de la grieta a/t, bajo dos situaciones diferentes: deformación plana y geometría completa tridimensional.

- Se ha comprobado que los valores de triaxilidad en deformación plana a una distancia al frente de grieta rSo/J=2 son ligeramente superiores para las grietas más profundas, si bien se pueden considerar

prácticamente constantes y están en concordancia con el valor teórico de la misma.

- Se ha observado que en deformación plana la constricción geométrica predomina sobre la constricción debida a la disimilitud mecánica de los materiales, de modo que el efecto de la profundidad de la grieta enmascara el del ancho de la ZAT en las curvas de triaxialidad.

- Al realizar el estudio tridimensional de la constricción, se ha observado que la triaxialidad aumenta al hacerlo la profundidad relativa de la grieta y al disminuir el ancho de la ZAT, siendo el efecto de la disimilitud mecánica más acusado que en el caso 2D.

- A tenor de los resultados obtenidos, se concluye que para grietas largas (a/t=0.5) la triaxialidad es similar a la presente en los ensayos normalizados y por tanto los resultados de los mismos pueden válidos para caracterizar la tenacidad a fractura del material. Sin embargo para grietas cortas a/t=0.2, 0.3 será más adecuado determinar la tenacidad a fractura mediante ensayos no convencionales de baja constricción, tales como el realizado ensayo miniatura de punzonado (EMP).

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer la financiación del Ministerio de Ciencia e Innovación (proyecto MAT2008-06879), a la Consejería de Educación y Ciencia del Principado de Asturias (proyecto IB08-112C2) y a Hibbit, Karlsson y Sorensen por el acceso a ABAQUS mediante la licencia educacional. Sin todos ellos no hubiera sido posible la realización de este trabajo.

REFERENCIAS

[1] Jayadevan K.R., Ostby E. y Thaulow C., "Fracture response of pipelines subjected to large plastic deformation under tension", *Int. J. of Pressure Vessels and Piping 81*, 771-783, 2004.

[2] Eiber R.J. y Kiefner J.F., "Failure in pipelines". *Metals Handbook Failure Analysis and Prevention*, American Society for Metals, 695-706, 1986.

[3] Sandvik A., Ostby E. y Thaulow C., "Probabilistic fracture assessment of surface cracked pipes using strain-based approach", *Eng. Frac. Mech.,* 73, 1491-1509, 2006.

[4] Cravero S. y Ruggieri C., "Correlation of fracture behaviour in high pressure pipelines with axial flaws using constraint designed test specimens", *Eng. Frac. Mech*., 72, 1344-1360, 2005.

[5] Ruggieri C. y Hippert E., "Cell model prediction of ductile fracture in damaged pipelines", *Fatigue and Fracture Mechanics*, Volumen 33, ASTM STP 1417, American Society for Testing and Materials, 291-317.

[6] Peñuelas I. et al. "Influencia de la geometría y de la profundidad de la entalla en la triaxialidad y comportamiento a fractura de probetas SPT entalladas". *Anales de Mecánica de Fractura 27, Vol II,* 503-507, 2010

[7] ABAQUS 6.7., Hibbit, Karlsson and Sorensen, Inc., Pawtucket

[8] Cárdenas E. et al. "Aplicación del ensayo miniatura de punzonado para la determinación de las propiedades mecánicas de los materiales metálicos". *XI Congreso Nacional de Materiales*, Zaragoza 2010

MODELO 3D DE DAÑO PROGRESIVO PARA MATERIALES COMPUESTOS

J. E. Ortiz

Escuela Superior de Ingenieros, Universidad de Sevilla, España.
E.mail: jortiz@esi.us.es

RESUMEN

EL método de los elementos de contorno es una técnica muy bien establecida para problemas de fractura debido a sus ventajas numéricas tales como precisión en el cálculo del campo de las variables primarias y un gran control de la malla sobre las superficies. Estas ventajas numéricas sobre otros métodos han sido explotadas en problemas de mecánica de fractura pero no en problemas de daño por ejemplo en procesos de delaminación en compuestos.

En el este trabajo, se presenta un modelo de daño cohesivo en conjunción con el método de los elementos de contorno 3D. El modelo usa elementos cuadráticos para simular la iniciación y evolución del daño en procesos de delaminación en materiales compuestos laminados. Para mostrar los alcances del modelo se ha resuelto el proceso de delaminación en un viga doble en cantiléver usando material transversalmente isótropo. Finalmente se presentan y se discuten los resultados.

ABSTRACT

The Boundary Element Method (BEM) is a well established numerical technique in fracture problems due to numerical advantages such as improved accuracy in stress concentration problems and higher control of the mesh over surfaces. These numerical advantages have not been exploited in damage problems involving, e.g., delamination.

In this work, we present the numerical implementation of the three-dimensional Cohesive Zone Model (CZM) into the boundary element formulation. The model uses quadratic boundary element to simulate initiation and evolution of the damage in unidirectional composite material. In order to solve damage problems involving 3D delamination fronts it was necessary to program the BEM in Message Passing Interface (MPI) using clustering techniques. Performance of one benchmark is discussed and comparative results are presented.

PALABRAS CLAVE: Fractura, Modelo de daño cohesivo, Elementos de Contorno.

1. INTRODUCCIÓN

El Modelo de Daño Cohesivo (MDC) ha sido usado ampliamente a casi todo tipo de proceso de fractura que puede desarrollarse en diversos materiales usando en forma casi exclusiva el método de elementos finitos. Un MDC típico puede ser representado usando tres propiedades de materiales tales como la resistencia máxima, rigidez inicial y tasa de disipación de energía. Algunos estudios de daños para materiales compuestos se pueden encontrar en las implementaciones de Allen et al. [1] considerando mecanismos de daño múltiple en el modelado de despegue fibra/matriz. Camanho et. al. [2,3] ha considerado un modelo cohesivo unificado para describir la evolución del despegue inicial a la completa separación en proceso de delaminación en compuestos. Lissenden et al. [4] ha empleado elementos cohesivos en procesos de daño en compuestos de matriz polimérica.

El éxito de un análisis con MDC depende de la ley cohesiva real y de la precisión en el cálculo de tracciones y desplazamientos en la zona cohesiva. De acuerdo al conocimiento de autor no existe estudio previo en el contexto del MDC 3D implementado dentro del Método de los Elementos de Contorno (MEC). El MEC tiene inherentes ventajas que no han sido explotadas en los problemas de daño por ejemplo permite calcular tracciones y desplazamientos como variables naturales con mayor precisión sobre las superficies o zonas expuestas a daño.

En este trabajo se presenta la implementación numérica del modelo 3D de daño cohesivo dentro de la formulación de elementos de contorno. El modelo usa elementos cuadráticos para simular la iniciación y evolución del daño en un compuesto laminado. Las láminas se modelan como materiales transversalmente isótropos usando una solución de fácil implementación y rápido cálculo. Se han implementado leyes cohesivas

bilineales y exponenciales para la propagación del daño. Se ha modelado una viga doble en cantiléver los resultados son presentados y discutidos.

2. EL METODO DE ELEMENTOS DE CONTORNO PARA FRACTURA COHESIVA

Con el propósito evaluar el daño en las interfaces bi-materiales se ha implementado la formulación multi-dominios del MEC para materiales transversalmente isótropos.

La estrategia del modelo se ilustra en la representación esquemática de la Figura 1, para un modelo de dos sub-dominios $\boldsymbol{\Omega_A(x)}$ y $\boldsymbol{\Omega_B(x)}$, con fronteras externas $\boldsymbol{\Gamma_A(x)}$ y $\boldsymbol{\Gamma_B(x)}$, respectivamente. Los sub-dominios comparten la interface $\boldsymbol{\Gamma_{ch}(x)}$ que podría acumular daño, estar simplemente pegada o en contacto no-lineal. Los subdominios son modelados como materiales transversalmente isótropos. El eje del material es especificado mediante un sistema de coordenadas local $(\boldsymbol{x_1^0, x_2^0, x_3^0})$ para cada sub-dominio. En cada caso la dirección del eje de simetría del material coincide con la dirección $\boldsymbol{x_3^0}$. El modelo admite de esta forma considerar las interfaces entre láminas con orientación de fibras arbitrarias.

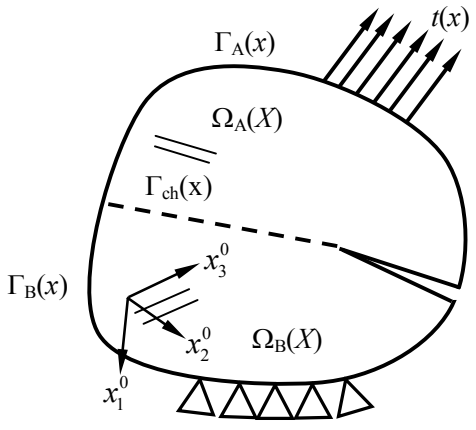


Figura 1: Representación esquemática del modelo del MEC multi-dominio con daño cohesivo.

La formulación estándar del MEC usa la Ecuación en Integrales de Contorno (EIC) que relaciona el campo de desplazamientos y tracciones, $\boldsymbol{u^{ch}(x)}$ y $\boldsymbol{t^{ch}(x)}$ sobre la interface $\boldsymbol{\Gamma_{ch}(x)}$ y los campos $\boldsymbol{u(x)}$ y $\boldsymbol{t(x)}$ sobre la superficie externa $\boldsymbol{\Gamma(x)}$. La EIC en el sistema de coordenadas globales para el problema de daño cohesivo es:

$$c_{ij}(\eta)u_j(\eta) + \int_{\Gamma-\Gamma_{ch}} T_{ij}(\eta,x)u_j(x)\mathrm{d}\Gamma(x) + \int_{\Gamma_{ch}} T_{ij}(\eta,x)u_j^{ch}(x)\mathrm{d}\Gamma(x) = \int_{\Gamma-\Gamma_{ch}} U_{ij}(\eta,x)t_j(x)\mathrm{d}\Gamma(x) + \int_{\Gamma_{ch}} U_{ij}(\eta,x)t_j^{ch}(x)\mathrm{d}\Gamma(x) \quad (1)$$

donde $\boldsymbol{U_{ij}(\eta,x)}$ y $\boldsymbol{T_{ij}(\eta,x)}$ son las soluciones fundamentales en desplazamientos y tracciones, respectivamente. La solución fundamental calcula la componente *i-th* del campo de desplazamientos y tracciones en el punto, *k*, debido a la acción de una carga unitaria actuando en la dirección *j* en un punto fuente, η. El símbolo $\boldsymbol{c_{ik}}$ es el denominado término libre que depende de la geometría local en el punto η. Existen diversas expresiones para las soluciones fundamentales para un material transversalmente isotrópico [5]. Sin embargo las soluciones usualmente son difíciles de implementar en un código del MEC debido tanto al carácter parcial de las soluciones y al cálculo de las mismas para diferentes posiciones espaciales. Ting y Lee [6] han derivado soluciones generales y expresiones únicas validas para todas las posibles configuraciones. Távara et al [7] han trabajado estas soluciones en términos de funciones reales y términos prácticos. De acuerdo a Ting y Lee [6] la solución fundamental en desplazamientos cuando $\eta = \mathbf{0}$ tiene la siguiente forma

$$U^0(x) = \frac{1}{4\pi r}H(x), \quad (2)$$

donde $\boldsymbol{r} = |\boldsymbol{x}|$ y la matriz $\boldsymbol{H(x)}$ es la función de modulación de la solución fundamental en desplazamiento. La matriz $\boldsymbol{H(x)}$ es simétrica y depende de la dirección de $\boldsymbol{r}$ pero no de su magnitud, ver Figura 2. Una expresión relativamente simple y general de $\boldsymbol{H(x)}$ puede ser obtenida usando el vector auxiliar $\hat{\boldsymbol{x}} = \boldsymbol{(r_{12}, 0, x_3^0)}$, donde $\boldsymbol{r_{12}} = \sqrt{\boldsymbol{(x_1^0)^2 + (x_2^0)^2}}$; y la triada $\boldsymbol{[n, m, \hat{x}/r]}$ con $\boldsymbol{n = (c, 0, -s)}$ y $\boldsymbol{m = (0, 1, 0)}$ donde $\boldsymbol{c = cos\,\phi = x_3^0/r}$ y $\boldsymbol{s = sin\,\phi = r_{12}/r}$, para un ángulo $\boldsymbol{0 \le \phi \le \pi}$, ver Figura 2. En este sistema de coordenada solamente los coeficientes $\boldsymbol{H_{ii}(\hat{x})}$ y $\boldsymbol{H_{13}(\hat{x})}$ son no ceros, ver Távara et al. [7]. La expresión general del tensor $\boldsymbol{H(x)}$ para un punto *x* puede ser obtenida por trasformación de las componentes:

$$H_{ij}(x) = \Omega_{ik}\,\Omega_{js}H_{ks}(\hat{x}), \quad (3)$$

Donde la matriz de rotación $\boldsymbol{\Omega_{ij}}$ es

$$\Omega_{ij} = \begin{pmatrix} \cos\theta & -\sin\theta & 0 \\ \sin\theta & \cos\theta & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix}. \quad (4)$$

La solución fundamental en tracciones, $\boldsymbol{T^0(x)}$ puede calcularse mediante un procedimiento similar. Los detalles puede ser seguirse en [7].

3. LEY COHESIVA: FORMULACION DEBIL EN LA INTERFACE

Las relaciones de equilibrio, continuidad, contacto o leyes cohesivas pueden ser imponerse en forma directa sobre la superficie $\Gamma_{ch}(\boldsymbol{x})$. Existe una forma indirecta o "débil" de imponer estas condiciones que ha sido adoptada en este trabajo.

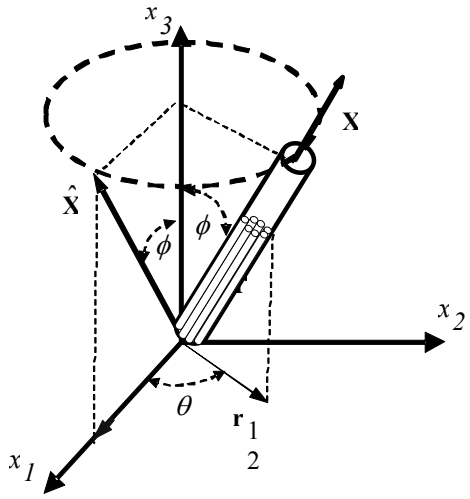


Figura 2: Puntos **x** y $\hat{\mathbf{x}}$ asociado con el material transversalmente isotrópico.

El modelo cohesivo está representado por una relación entre la apertura de la grieta y las tracciones denominada ley cohesiva. Existen diferentes tipos de leyes cohesivas correspondientes a los distintos procesos de fractura, ver Camanho y Dávila [3]. Usualmente las leyes cohesivas puede representarse usando parámetros tales como tensión de resistencia máxima, apertura máxima de grieta, rigidez inicial, tasa de energía de disipación, ver Figura 3. En general la relación entre la apertura de la grieta y tracciones correspondientes se puede presentar mediante la siguiente relación:

$$t = f(\Delta u^{ch}) \tag{5}$$

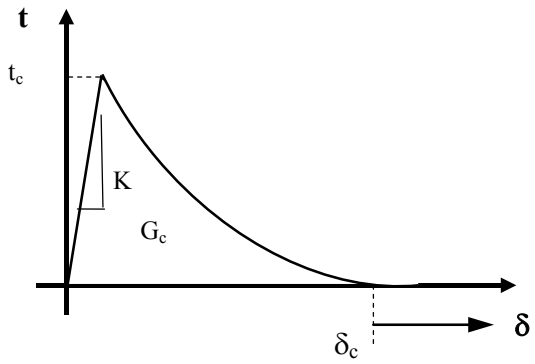


Figura 3: Ley cohesiva

En la Figura 3, δ representa los desplazamientos u^{ch} sobre la superficie cohesiva $\Gamma_{ch}(\boldsymbol{x})$. Las relaciones cohesivas y de equilibrio a lo largo de la interface $\Gamma_{ch}(\boldsymbol{x})$ son impuestas de la forma débil y derivadas a partir del principio de los trabajos virtuales. Las relaciones de equilibrio entre las tracciones $t_i^{Ach}(x)$ y $t_i^{Bch}(x)$ sobre Γ_{ch}^{A} and Γ_{ch}^{B}, respectivamente, se introducen en la siguiente relación:

$$\int_{\Gamma_{ch}^{A}} u_j^{Ach}(x)\left[t_i^{Ach}(x) - t_i^{Bch}(x)\right] d\Gamma(x) = 0 \tag{6}$$

La relación cohesiva es definida a lo largo de $\Gamma_{\mathrm{ch}}^{\mathrm{B}}$:

$$\int_{\Gamma_{ch}^{B}} t_j^{Bch}(x)\left[f(u_i^{Ach}(x) - u_i^{Bch}(x)) - t_i^{Ach}(x)\right] d\Gamma(x) = 0 \tag{7}$$

Las integrales regulares de (6) y (7) pueden ser evaluadas usando la cuadratura estándar de Gauss.

4. MODELO DE INTERFACE PARA COMPUESTOS FIBRADOS.

El fallo de materiales compuestos fibrados unidireccionales tiene una fuerte dependencia de la dirección de las fibras de las láminas adyacentes a la fractura. Un modelo de fallo meso-mecánico tiene que incorporar la energía fractura, resistencia máxima y apertura máxima de grieta relativa a la orientación de la superficie de fractura y fibras. Esta dependencia se modela usando la siguiente relación:

$$t_{\alpha c} = t_{c_min} + 0.5\left(t_{c_max} - t_{c_min}\right)(|\cos\alpha_+| + |\cos\alpha_-|) \tag{8}$$

donde t_{c_max} representa la resistencia máxima en la dirección paralela a la fibra y t_{c_min} la resistencia mínima usualmente normal a la fibra. α_- y α_+ son los ángulos entre la normal a la superficie de fractura y fibras de las laminas superiores e inferiores que forman la interface, respectivamente. En la Figura 4 se muestra el ángulo α_-.

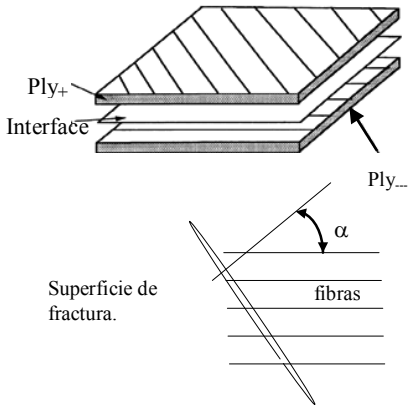


Figura 4: Definición del ángulo α entre la superficie de fractura y la orientación de la fibra

Las leyes cohesivas implementadas aquí se han derivado de la energía libre $\emptyset(\delta, T, \boldsymbol{q})$ (T es la temperatura y **q** es el vector de variables internas) en forma similar al análisis desarrollado Ortiz y Pandolfi [8]. Para procesos isotérmicos se introduce un desplazamiento efectivo de apertura de grieta:

$$\delta = \sqrt{\boldsymbol{\delta}^T \boldsymbol{C} \boldsymbol{\delta}} = \sqrt{\beta^2(\delta_1^2 + \delta_2^2) + \delta_3^2} \qquad (9)$$

Donde δ denota los desplazamientos sobre la superficie cohesiva. Los sub-índices 1 y 2 se refieren a los desplazamientos planos y anti-planos y el sub-índice 3 a los desplazamientos normales. Se introduce la tracción efectiva correspondiente:

$$t = \sqrt{\boldsymbol{t}^T \boldsymbol{C}^{-1} \boldsymbol{t}} = \sqrt{\beta^{-2}(t_1^2 + t_2^2) + t_3^2} \qquad (10)$$

La constante $\boldsymbol{C}$,

$$\boldsymbol{C} = \begin{pmatrix} \beta^2 & 0 & 0 \\ 0 & \beta^2 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix} \qquad (11)$$

El parámetro β es usado para ponderar los modos planos y normales con distintos pesos. Se asume la relación universal entre la tracción y desplazamiento propuesta por Smith y Ferrante.

$$t = e\sigma_c \frac{\delta}{\delta_c} e^{-\frac{\delta}{\delta_c}} \qquad (12)$$

Donde e=2.71828, σ_c y δ_c son la resistencia máxima y la apertura máxima de grieta, respectivamente. El correspondiente potencial a la ecuación (12) es

$$\emptyset = e\sigma_c\delta_c \left[1 - \left(1 + \frac{\delta}{\delta_c}\right) e^{-\frac{\delta}{\delta_c}}\right] \qquad (13)$$

El área bajo la curva $t - \delta$ representa la tasa de disipación de energía crítica G_c para la propagación de grieta que se calcula como sigue:

$$G_c = e\sigma_c\delta_c \qquad (14)$$

Para propósito de convergencia del problema cohesivo no-lineal es útil la tangente m la curva $t - \delta$:

$$m = \frac{dt}{d\delta} = e\frac{\sigma_c}{\delta_c} e^{-\frac{\delta}{\delta_c}} \left(1 - \frac{\delta}{\delta_c}\right) \qquad (15)$$

5. EJEMPLO

Se ha considerado un ejemplo de delaminación de material compuesto laminado. La probeta es una viga doble en cantiléver con dimensiones h/b=2 y l/b=50 ver Figura 5. Las propiedades del material transversalmente isótropo son E=8.9GPa y E_t=43.0GPa, modulo elástico de Young asociado con el plano de isotropía y en la dirección normal a esta, respectivamente. Los coeficientes de Poisson son ν=0.27 y ν_t=0.06 y el módulo de corte G_t=3.8GPa. Las propiedades cohesivas para el modelo exponencial son t_{c_max}= 200MPa, t_{c_min}= 1600MPa y δ_c=1.61547x10^{-5}m. Se han ensayo tres probetas con laminados a 0º/0º, 0º/45º y 0º/90º. La resistencia máxima para cada laminado de acuerdo a la relación (8) son 200MPa, 194MPa y 180MPa, respectivamente. La malla de elementos de contorno consiste en 404 elementos cuadráticos y 2322 nodos.

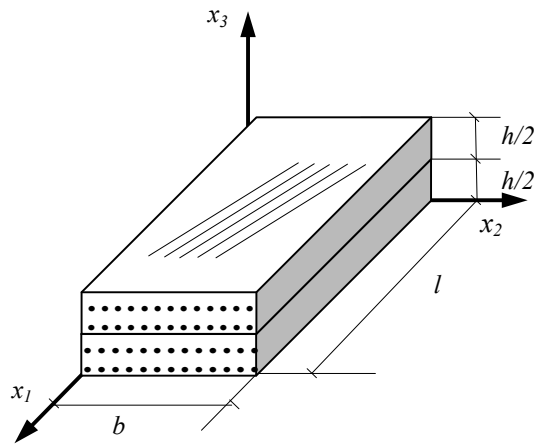


Figure 5: Dimensiones de la probeta de viga doble en cantiléver

En la Figura 6 se muestra la malla de elementos de contorno deformada. El modelo es presentado para un paso de carga mientras que los resultados numéricos obtenidos con el código de elementos de contorno 3D son representados por curvas carga-desplazamientos. Estas curvas se muestran en la Figura 7 para los laminados 0º/0º, 0º/45º y 0º/90º.

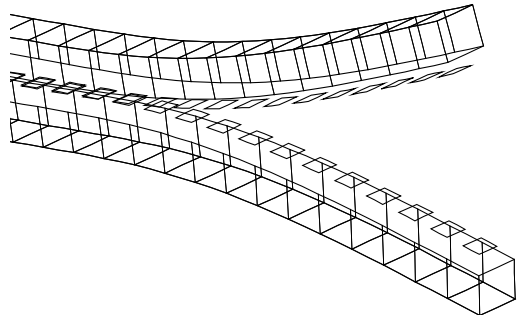


Figura 6: Malla deformada del modelo de elementos de contorno.

6. CONCLUSIÓN

En este trabajo se ha implementado la ecuación de integrales de contorno para multi-dominios. La propuesta permite modelar materiales laminados uni-direccionales usando material transversalmente isótropo. A partir del principio de trabajos virtuales se han derivado la formulación débil para equilibrio, compatibilidad, contacto y las relaciones cohesivas impuestas sobre las interfaces.

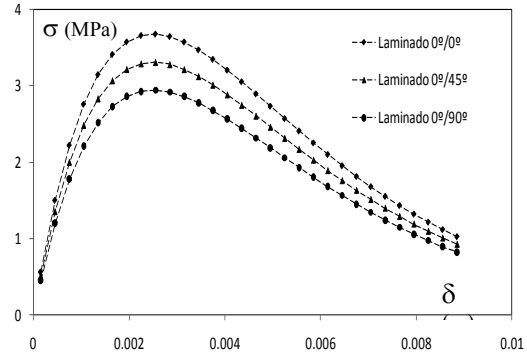


Figura 7: Comportamiento carga-desplazamiento para una viga doble en cantiléver en modelo 3D

Se ha propuesto un modelo de fallo a nivel meso-mecánico que incorpora la dependencia entre la tensión de resistencia máxima y la dirección de las fibras de capas adyacentes al laminado. Se ha implementado el criterio de fractura 3D desarrollado por Ortiz y Pandolfi [9]. Se han implementado los procedimientos combinados newton-raphson/arc-length para la solución del carácter no-lineal del problema de daño. Se ha modelado una probeta de viga doble en cantiléver con material transversalmente isótropo en la cual se han considerando laminados a 0º/0º, 0º/45º y 0º/90º. El modelo permite estimar el efecto de la orientación de las fibras sobre resistencia del material.

AGRADECIMIENTOS

El autor desea agradecer al programa Ramón y Cajal del ministerio de Ciencia e Innovación del gobierno de España por el financiamiento al presente trabajo.

REFERENCIAS

[1] Allen, D.H. Foulk, J.W. Helms, K.L.E. A model for predicting the effect of environmental degradation and damage evolution in metal matrix composites, in: D.L. McDowell, (Ed.), Applications of Continuum Damage Mechanics to Fatigue and Fracture, ASTM STP 1315, American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, PA, 29-45, (1997).

[2] Camanho P.P., Dávila C.G. NASA Report No. NASA/TM-2002-211737, (2002).

[3] Camanho P.P., Dávila C.G. and De Moura F. Numerical Simulation of mixed-mode progressive delamination in composite materials. *Journal of Composite Materials* 37, 16, 1415-1438, (2003).

[4] Lissenden, C.J. Herakovich, C.T. Pindera, M. Inelastic deformation of titanium matrix composites under multiaxial loading, in: W.S. Johnson, J.M. Larsen, B.N. Cox, (Eds.), Life Prediction Methodology for Titanium Matrix Composites, ASTM STP 1253, American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, PA, 257-277, (1996).

[5] Pan Y. and Chou, T. Point solution for an infinite transversely isotropic solid. *Journal of Applied Mechanics*, 98: 608-612, (1976).

[6] Ting TCT, Lee VG. The three-dimensional elastostatic Green's function for general anisotropic linear elastic solids. *Quarterly Journal of Mechanics and Applied Mathematics* **50**:407–426, (1997).

[7] Távara L., Ortiz J.E., Mantic, V. and París, F. Unique real-variable expressions of displacement and traction fundamentals solutions covering all transversely isotropic elastic materials for 3d BEM. *International Journal for Numerical Methods in Engineering* 74:776-798, (2008).

[8] Ortiz M., Pandolfi A. Finite-deformation irreversible cohesive elements for three-dimensional crack-propagation analysis. *International Journal for Numerical Methods in Engineering* 44: 1267-1282, (1999).

[9] Aliabadi M.H. The Boundary Element Method, Volume II: Applications in Solids and Structures. Wiley, Chichister, UK. (2002).

SEGURIDAD Y DURABILIDAD DE ESTRUCTURAS

CÁLCULOS AB-INITIO DE FRAGILIZACIÓN POR HIDRÓGENO EN ACEROS DE ALTA RESISTENCIA: CAMBIO DE FASE

A. Castedo[1,2], J. Sanchez[1], P. de Andres[2], C. Andrade[1], J. Fullea[1]

[1] Centro de Seguridad y Durabilidad Estructural y de Materiales. Instituto de Ciencias de la Construcción Eduardo Torroja (CISDEM-IETcc-CSIC-UPM). C/ Serrano Galvache, 4. 28033 Madrid, España.
E-mail: alejandro.castedo@estudiante.uam.es, javiersm@ietcc.csic.es, andrade@ietcc.csic.es, fullea@ietcc.csic.es

[2] Instituto de Ciencias de Materiales de Madrid (ICMM-CSIC).
E-28049 Cantoblanco, Madrid, España.
E-mail: pedrodeandres@icmm.csic.es

RESUMEN

La fragilización por hidrógeno es una de las principales razones de la fractura de los aceros de alta resistencia presentes en las estructuras. La microestructura de estos aceros es perlítica, con una matriz de ferrita o hierro alfa (α-Fe o bcc-Fe). En trabajos anteriores se han estudiado las interacciones del H intersticial con la red bcc-Fe, el debilitamiento del enlace Fe-Fe, diferentes posiciones en huecos de alta simetría para el H y la difusión del H.

Mediante cálculos Ab-Initio basados en el formalismo del funcional de la densidad se ha estudiado cambios de fase de Fe bcc a fcc o hcp inducidos por la presencia de altas densidades de átomos intersticiales de H. Utilizando el mecanismo propuesto por Bain hemos identificado un camino plenamente favorable para el cambio de fase Fe-bcc a Fe-fcc, con el consiguiente cambio de las propiedades mecánicas. Esta transformación conlleva una reordenación drástica de las posiciones atómicas, que podría explicar la mayor facilidad para la fractura de matrices de Fe cargadas con H.

ABSTRACT

Hydrogen embrittlement is believed to be one of the main reasons for cracking of steel structures under stress. High strength steels often include a ferritic core made of α-iron (body-centered-cubic lattice, bcc). To control and prevent the cracking of steel it is necessary to understand the chemical and physical properties of hydrogen inside bcc iron. Previous works show the interstitial H and bcc lattice interaction, the weaken Fe-Fe interaction, the high symmetry H sites and the H diffusion.

Ab-initio calculations have been carried out in the framework of density functional theory to study the iron phase transformation from bcc to fcc and hcp triggered by a high concentration of H. We study the effect of H on Bain's pathway for such a phase transition to find that the presence of interstitial H lowers drastically the kinetic barriers. We study the effect of such a transformation on the mechanical properties of iron, since it involves a drastic arrangement of atomic positions that might provide an explanation for the tendency to fracture of iron in presence of H.

PALABRAS CLAVE: Fragilización por Hidrógeno, Ab-Initio, Acero de Alta Resistencia.

1. INTRODUCCIÓN

Los aceros de alta resistencia empleados en estructuras civiles o estructuras singulares se componen de una matriz ferrítica, o lo que es lo mismo de una estructura de hierro cúbica centrada en el cuerpo (bcc-Fe). Uno de los más empleados a nivel mundial es el acero trefilado de composición eutectoide. Diversos estudios muestran el crecimiento de fisuras para valores de tensión inferiores a su correspondiente tenacidad de fractura

bajo la acción de un medio agresivo. Este fenómeno, conocido como Corrosión Bajo Tensión (CBT), es uno de los problemas que afectan a estos aceros.

Existe un convencimiento general de que el hidrógeno juega un papel importante en este proceso, de hecho se supone que la fragilización por hidrógeno es una de las causas más frecuentes de fallo en estructuras sometidas a esfuerzos mecánicos [1]. Teniendo en cuenta esta hipótesis se desarrolló un ensayo basado en una disolución de tiocianato amónico para determinar la susceptibilidad de los aceros de alta resistencia a la Fragilización por Hidrógeno. Este ensayo se denominó FIP-78, y fue propuesto por la Federación Internacional de Pretensado.

Existe evidencia de la variación de parámetros mecánicos [2], pero la fragilización por hidrógeno no está completamente explicada desde un punto de vista teórico. En este sentido, varios modelos tratan de explicar la propagación de la fisura por la presencia en el metal de átomos de hidrógeno. Generalmente se asume que el hidrógeno se genera electroquímicamente en la superficie del material y difunde hasta la zona en proceso de fractura. Para explicar el proceso por el cual el hidrógeno fragiliza el material existen varias teorías:

- Cambio estructural o de fase producido por el hidrógeno [3, 4, 5].
- Plastificación producida por el Hidrógeno o hydrogen-enhanced localizad plasticity (HELP) [6, 7].
- Reducción de la energía cohesiva por el efecto del hidrógeno [8, 9, 10].

Para entender mejor estas teorías, previamente se han realizado cálculos atomísticos de primeros principios [11] con el objetivo de determinar la posición preferente del hidrógeno intersticial y las tensiones que genera en la red bcc del hierro en función de la densidad de hidrógeno en la red de hierro. Dado que estos cálculos son computacionalmente muy costosos cuando incluyen muchos átomos en la celda unidad, hemos extendido estos resultados por medio de cálculos de Elementos Finitos. También se han realizado cálculos de Dinámica Molecular Ab-Initio [12] que permite observar los procesos dinámicos que tienen lugar dentro de la red de Fe con diferentes concentraciones de H, el proceso de difusión a través de diferentes huecos e incluso el debilitamiento del enlace Fe-Fe en presencia de H.

A raíz de estos cálculos se detectó que la presencia de altas concentraciones de H produce elevadas tensiones dentro de la red atómica y una deformación de la celda unidad. En este sentido se ha introducido la hipótesis que altas concentraciones de H inducen un cambio de fase de bcc a fcc en el acero. Esta transformación conlleva una reordenación drástica de las posiciones atómicas, que podría explicar la mayor facilidad para la fractura de matrices de Fe cargadas con H.

En este trabajo se mostrarán los cálculos y el camino propuesto para este cambio de fase, siempre teniendo en cuenta el efecto del H. También se mostrarán las propiedades mecánicas de las fases estables.

2. METODOLOGÍA

Los cálculos teóricos se basan en el formalismo del Funcional de la Densidad, la teoría de pseudo-potenciales y el teorema de Bloch [13]. Se han realizado utilizando una base de ondas planas para representar las funciones de onda de Kohn-Sham [14]. En esta aproximación, la precisión de los cálculos viene determinada básicamente por dos parámetros: (i) la máxima energía de corte (“cut-off”) y (ii) el número de puntos usados en espacio reciproco para representar las funciones de onda (“puntos k”). El problema del canje y la correlación electrónica se ha representado a través de un funcional de canje y correlación aproximado calculado con correcciones de gradientes [15], y se han utilizado pseudopotenciales ultra-suaves [16]. Para resolver autoconsistentemente este problema, hemos empleado el código de ordenador CASTEP [17], donde se ha implementado un método iterativo muy eficiente, basado en las ideas de Carr y Parrinello [18].

Los cálculos Ab-Initio se han llevado a cabo sobre una celda unidad, es decir, se tienen en cuenta 2 átomos de Fe y 1 de H, que se corresponde con la concentración de H que produce un cambio de fase según cálculos anteriores.

Los cálculos han sido realizados en el clúster TRUENO y HADES del CSIC.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Diversos mecanismos han sido propuestos para explicar la transformación de fase, pero el mecanismo más sencillo y que mejor se ajusta a la deformación introducida por el H en la red de Fe es el de Bain.

En la siguiente figura se muestra esquemáticamente la transformación propuesta. Como se ha mostrado en anteriores publicaciones [11, 12], cuando el H se encuentra en una concentración dentro de la red de H/Fe=1/2, se produce una deformación tetragonal de la red bcc-Fe (red cúbica centrada en el cuerpo o α-Fe). Este tipo de deformación produce un alargamiento de uno de los ejes (eje c), mientras que se produce una reducción en los otros dos ejes (ejes a y b), manteniéndose los ángulos a 90º. Cuando el H se encuentra en el hueco octaédrico del plano basal de la celda unidad, se produce una reducción en dicho plano basal al mismo tiempo que se produce un alargamiento en el eje perpendicular a este plano. Al producirse esta deformación (celda punteada de color rojo en la siguiente figura), se pasa de la celda bcc-Fe a una celda

fcc-Fe (cúbica centrada en la caras o γ-Fe), definida por las líneas azules en la siguiente figura. Según el mecanismo de Bain, la transformación de bcc a fcc se produce cuando c/a = √2.

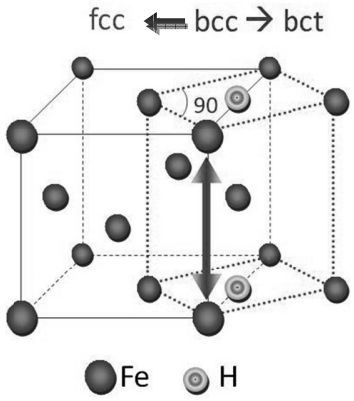


Figura 1. Transformación de Bain para la celda unidad de Fe con el H situado en un hueco octaédrico.

3.1. Diagrama del Fe "limpio"

En primer lugar, se ha calculado el diagrama de estabilidad de las diferentes fases del Fe sin "aleantes". En el caso del Fe hay que tener en cuenta el magnetismo, lo cual, además de introducir una nueva variable, aumenta el tiempo de cálculo. Se han tenido en cuenta los estados:

1. ferro-mágnético,
2. antiferro-magnético
3. no mágnético.

La interacción magnética es importante para definir la estabilidad de cada una de las fases. En la figura 2 se muestra el diagrama de energía para el Fe puro. En este diagrama se pueden observar 3 mínimos para los valores de c/a = 1 (fase α-Fe), √2 (fase γ-Fe) y 1.6 (fase hcp-Fe). La línea sólida representa los cálculos ferro-magnéticos, mostrando un mínimo que se corresponde con la fase bcc (c/a=1) y que se corresponde con los datos experimentales.

En el punto B1 se produce un cambio en el magnetismo, alcanzándose la fase fcc (c/a=√2) para un estado antiferro-magnético. Si se continúa con la deformación tetragonal se alcanza el punto B2 en el que se vuelve a transformar el magnetismo a un estado no magnético. En este punto también se produce un cambio en el ángulo gamma del plano basal, como se muestra en la figura 3, pasando de 90º a 60º, al mismo tiempo que se produce el desplazamiento del Fe central.

Al continuar con la deformación se alcanza el mínimo para c/a=1.6 y estado no magnético correspondiente a la fase hcp-Fe.

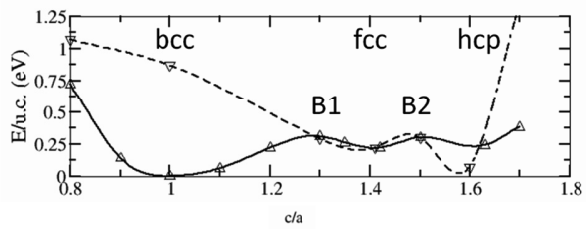


Figura 2. Energía vs c/a para el Fe. Línea sólida: estado ferro-magnético. línea punteada: estado antiferro-magnético y no magnético.

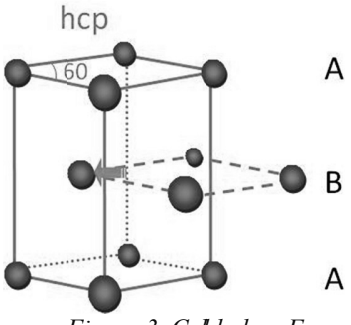


Figura 3. Celda hcp-Fe.

3.2. Diagrama para el sistema Fe-H

Se han repetido los cálculos anteriores en este caso para el sistema Fe-H. Del mismo modo se han tenido en cuenta la transformación de fase a través del mecanismo de Bain y el magnetismo.

En la figura 4 se muestra el diagrama de energía vs c/a para el sistema Fe-H. La primera diferencia remarcable respecto al diagrama de la figura 2 es que ha desaparecido el mínimo correspondiente a c/a=1, lo cual supone que al introducir el H en la red de α-Fe se produce un cambio de fase sin barrera a γ-Fe (c/a~√2). En este caso, la fase γ-Fe es ferro-magnética (línea sólida de la figura 4).

Si se continúa deformando la celda se alcanza el punto B3, donde se pasa de una estructura ferro-magnética a una no magnética. En este punto también se produce un cambio en el ángulo gamma del plano basal, como se muestra en la figura 5, pasando de 90º a 60º, al mismo tiempo que se produce el desplazamiento del Fe central y del H.

Hay que remarcar que aunque el H se desplace, debido al cambio de geometría, éste continua ocupando un hueco octaédrico (figura 6). Al continuar con la deformación se alcanza el mínimo para c/a=1.6, gamma=60º y estado no magnético, que se corresponde con la fase hcp.

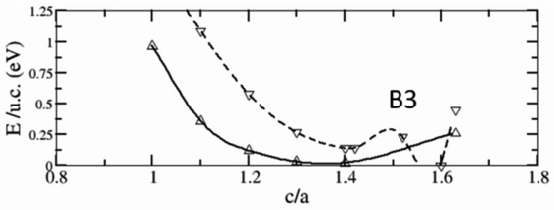


Figura 4. Energía vs c/a para el Fe-H. Línea sólida: estado ferro-magnético. línea punteada: estado antiferro-magnético y no magnético.

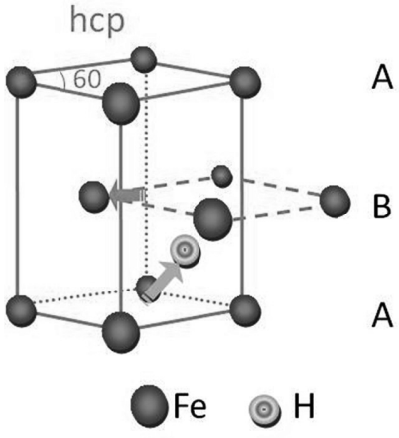


Figura 5. Celda hcp-Fe con H en un hueco octaédrico.

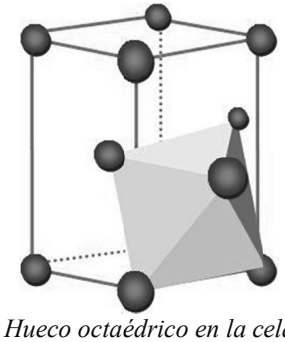


Figura 6. Hueco octaédrico en la celda hcp-Fe.

En las siguientes figuras se muestra el cambio de fase teniendo en cuenta la relación c/a y el ángulo gamma que se corresponde con el plano basal de la celda unidad. Ambos diagramas son equivalentes y se han construido tomando la situación más estable, tanto de magnetismo como liberando la posición de los átomos (volumen de la celda unidad), para cada c/a y ángulo gamma. En estas figuras se pueden observar los posibles caminos de transición de fase partiendo de una condición de c/a=1 y el ángulo gamma=90º hasta alcanzar un estado de c/a=1.6 y el ángulo gamma=60º. La barrera entre ambos estados según se puede deducir en las propias figuras es de aproximadamente 0.2 eV.

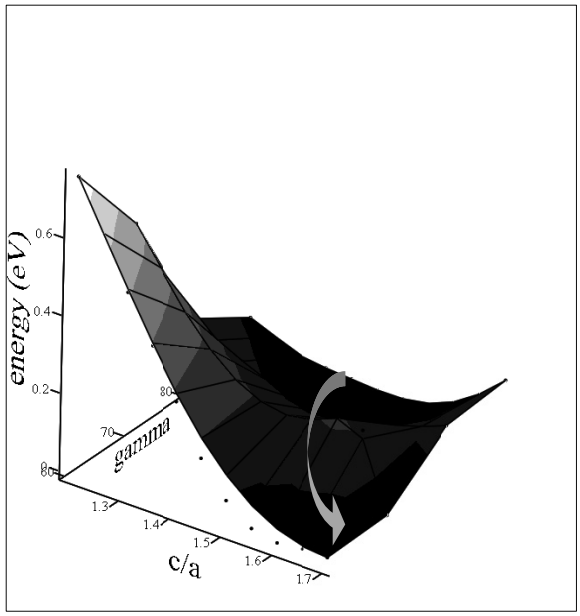


Figura 7. Diagrama de energía en función de c/a y el ángulo gamma.

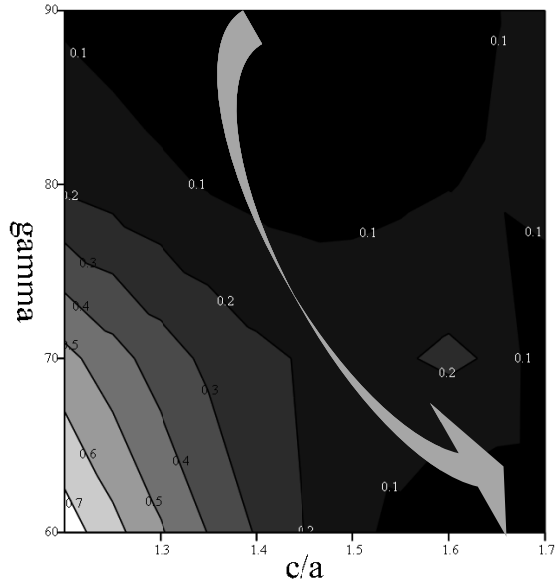


Figura 8. Diagrama de contorno para la energía (eV) en función de c/a y el ángulo gamma.

3.2. Propiedades mecánicas obtenidas por cálculos ab-initio.

A través de los cálculos ab-initio es posible estimar las constantes elásticas. Se han calculado las constantes elásticas para las fases más estables, tanto del Fe puro (bcc, fcc y hcp) como para el sistema Fe-H (fcc y hcp).

En la tabla 1 se muestra el tensor de constantes elásticas y el módulo de bulk o de compresibilidad. En el caso de

cristales cúbicos el tensor de constantes elásticas queda definido por tres elementos, mientras que para el cristal hexagonal es necesario introducir cinco elementos en la matriz.

Tabla 1. Constantes elásticas (GPa).

	C_{11}	C_{12}	C_{13}	C_{15}	C_{25}	C_{33}	C_{44}	C_{55}	C_{66}	B
bcc FM	305	162	162	0	0	304	121	121	121	210
fcc NM	617	76	233	0	0	455	270	270	111	309
hcp NM	570	187	158	0	0	661	184	184	191	311
	λ_{xxxx}	λ_{xxyy}	λ_{xxzz}	λ_{xxzx}	λ_{yyzx}	λ_{zzzz}	λ_{yzyz}	λ_{zxzx}	λ_{xyxy}	B
H+fcc SP	240	189	151	0	0	189	22	22	**-14**	174
H+hcp NM	549	146	174	43	**-42**	537	155	155	202	291

En la tabla 1 se puede observar cómo al introducir H en la red de Fe se produce una disminución del módulo de compresibilidad. El caso de la fcc es el más acusado pasando de 309 GPa para el Fe limpio a 174 GPa para el Fe-H. Sin embargo, en el caso de la hcp el cambio no es tan bruco. La disminución en el módulo de compresibilidad se puede relacionar con el debilitamiento del enlace Fe-Fe en presencia de H. En anteriores publicaciones ya se ha mencionado este efecto [11, 12] a través del aumento de la temperatura de Debye.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al Ministerio de Ciencia e Innovación por el proyecto BIA2010-18863.

REFERENCIAS

[1] M. Elices "Influence of residual stresses in the performance of cold-drawn pearlitic wires" Journal of Materials Science, Volume 39, Number 12, 2004, pp. 3889 – 3899.

[2] Y. Liang, P. Sofronis and N. Aravas "On the effect of hydrogen on plastic instabilities in metals" Acta Materialia 51 (2003), pp. 2717–2730.

[3] DG Westlake - Trans. Metall. Soc. AIME, 1969.

[4] Nelson H.G. "Film-rupture model of hydrogen-induced, slow crack growth in acicular alpha-beta titanium" Metall. Trans. A - Phys. Metall. Mater. Sci. 7A (5), pp. 621–627, 1976.

[5] Oriani R.A. "Hydrogen Effects in High-strength Steels" In: Gangloff, R.P., Ives, M.B. (Eds.), First International Conference on Environment-induced Cracking of Metals, NACE-10. NACE, Houston, TX, pp. 439–447, 1990.

[6] Beachem, C.D., 1972. "A new model for hydrogen-assisted cracking (hydrogen embrittlement)". Met. Trans. 3, 437–451.

[7] Birnbaum, H.K., Sofronis, P. "Hydrogen-enhanced localized plasticity – a mechanism for hydrogen related fracture". Mater. Sci. & Eng. A 176, 191–202., 1994.

[8] Troiano A R 1960 Trans. ASM 52 54.

[9] Oriani R.A. "Mechanistic theory of hydrogen embrittlement of steels. Ber. Bunsenges" Phys. Chem. 76 (8), pp. 848–857, 1972.

[10] Oriani, RA; Josephic, PH, "Equilibrium and kinetic studies of the hydrogen-assisted cracking of steel" Acta Metall. 1977. pp. 979-988.

[11] J. Sanchez, J. Fullea, C. Andrade, and P. de Andres, Phys. Rev. B 78, 014113 (2008).

[12] J. Sanchez, J. Fullea, C. Andrade, and P. de Andres, Phys. Rev. B 81, 0132102 (2010).

[13] R. Martin, "Electronic Structure", Cambridge University Press, 2004.

[14] W. Kohn and L.J. Sham, Phys. Rev. 140, A1133, 1965.

[15] J. P. Perdew, K. Burke, and M. Ernzerhof, Phys. Rev. Lett. 77, 3865 (1996).

[16] D. Vanderbilt, Phys. Rev. B 41, 7892, 1990.

[17] S. Clark, M. D. Segall, C. Pickard, P. Hasnip, M. J. Probert, K. Refson, and M. C. Payne, Z. fuer Kristallographie 220, 567 (2005).

[18] R. Carr y M. Parrinello, Phys. Rev. Lett. 55,2471, 1985.

DEGRADACIÓN A LARGO PLAZO DE UNIONES ADHESIVAS ESTRUCTURALES: ENSAYOS EN MODO MIXTO DE PROBETAS DCB

J. C. Suárez[1], C. Alia[1], P. Pinilla[1], M. V. Biezma[2]

1 Grupo de Investigación en Materiales Híbridos, Centro de Investigación en Seguridad y Durabilidad de Estructuras y Materiales (CISDEM-UPM/CSIC).

ETS Ingenieros Navales, Avda. Arco de la Victoria, s/n, 28040 Madrid

E-mail: juancarlos.suarez@upm.es

2 Departamento de Ciencia e Ingeniería del Terreno y de los Materiales. Universidad de Cantabria. Escuela Técnica Superior de Náutica. C/ Gamazo, 1, 39004 Santander.

E-mail: maria.biezma@unican.es

RESUMEN

Las propiedades mecánicas de los materiales poliméricos cambian a lo largo del tiempo, especialmente cuando están sujetos a regimenes de carga variable a largo plazo, y por tanto, es importante desarrollar ensayos que aceleren el proceso para determinar la resistencia a lo largo del tiempo de los mismos en diferentes condiciones ambientales. Se pretende determinar el comportamiento en fluencia lenta de uniones adhesivas estructurales, para distintos contenidos de humedad y a varias temperaturas de ensayo. Se ha desarrollado una estación de ensayos instrumentada para la determinación experimental de la evolución de las leyes cohesivas de los polímeros en función del contenido en humedad. La solicitación de las probetas de ensayo (Double Cantilever Beam, DCB) se ha realizado en modo mixto, dada la sensibilidad en el comportamiento de los adhesivos frente al modo de solicitación de la unión.

ABSTRACT

Mechanical properties in polymeric materials change along the time, especially when they have to bear variable loads during a long service life. It is necessary to develop accelerated degradation tests to properly determine the residual strength of the adhesive joints after large times of degradation due to the environmental conditions. In this work, the viscoelastic behavior and damage of metal-to-metal structural adhesive joints are investigated, when the polymers have different levels of humidity and the tests are performed at several increasing temperatures. An instrumented test station have been developed and manufactured to determine thy evolution of the cohesive laws of the polymers as a function of the humidity content. The Double Cantilever Beam (DCB) test specimen geometry has been used to cover a wide range of mixities, due to the high sensitivity of the polymeric adhesives to the loading mode in the joint.

PALABRAS CLAVE: Adhesivos, Fractura en modo mixto, Degradación medioambiental

1. INTRODUCCIÓN

En el material híbrido desarrollado (MALECON®) los adhesivos juegan un papel fundamental. No sólo el material en su fabricación lleva adhesivo sino que la unión del propio material también se hace mediante unión adhesiva. El material estructural MALECON® va a tener una aplicación fundamentalmente en ambientes marinos (cascos de barcos, parques eólicos marinos, etc.) donde estarán sometidos a humedad, alta temperatura y concentración de iones cloruros, entre otros, durante largos periodos. Estas condiciones limitan el uso de los adhesivos debido a los procesos de degradación que sufren los sistemas adhesivos de base polimérica y los propios adherentes, lo que puede conducir a un deterioro de las propiedades mecánicas y finalmente al fallo de la unión. Por otra parte, el agua (líquida o vapor) es uno de los agentes medioambientales más comunes y perjudiciales que pueden afectar la durabilidad de las uniones adhesivas [1-3]. La mayoría de las uniones adhesivas están expuestas a la acción del agua cuando la humedad relativa (HR) es suficientemente elevada y es prácticamente imposible evitar que difunda al interior del adhesivo. La equivalencia de los efectos de la temperatura y la humedad sobre la evolución del

comportamiento mecánico del adhesivo permite apreciar el efecto sinérgico de ambas variables en los ensayos.

Adicionalmente, las propiedades mecánicas de los materiales poliméricos cambian a lo largo del tiempo, especialmente cuando están sujetas a regímenes de carga variables a largo plazo y por tanto, es muy importante desarrollar ensayos que aceleren el proceso para determinar el rendimiento a lo largo del tiempo de los mismos en diferentes condiciones ambientales [4,5].

Para realizar los ensayos se han seleccionado dos adhesivos, un poliuretano bicomponente y un viniléster, y se han expuesto a diferentes condiciones ambientales para determinar cómo estos factores influyen en la durabilidad.

A partir de los resultados de los ensayos se obtendrá una "master curve" que permitirá extrapolar el comportamiento de las uniones a tiempos de servicio largos utilizando el principio de superposición temperatura-tiempo [6-8].

Por otro lado, los adhesivos tienen comportamiento viscoelástico y esto es un problema debido a la falta de conocimiento que hay para este comportamiento. Esto es una importante labor que sigue pendiente: desarrollar modelos precisos para la predicción del comportamiento a largo plazo de los adhesivos en diferentes condiciones de prueba. El modelo viscoelástico propuesto por Ngai [9,10] se utilizó para crear una metodología para predecir el comportamiento a largo plazo de los dos adhesivos con diferentes condiciones ambientales, basados en datos experimentales a corto plazo en el rango de la viscosidad lineal.

Los métodos experimentales para determinar las propiedades de fractura para los adhesivos bajo condiciones de modo mixto de carga no están tan bien establecidas comparadas con los métodos que existen para adhesivos sometidos a modos de carga puras [11,12]. Para abordar este problema se utiliza la nueva configuración de la probeta de ensayo propuesta por Högberg y Stigh [13] basada en la geometría de una simetría semi-infinita de las muestras DCB (Double Cantilever Beam) y que ofrece excepcional flexibilidad, variedad, estabilidad y una geometría apropiada para evaluar la ley cohesiva del adhesivo y la energía de fractura adhesiva.

2. PARTE EXPERIMENTAL

2.1 Preparación de las uniones adhesivas

Para este proyecto se han seleccionado dos tipos de adhesivos:

- Adhesivo poliuretano bicomponente
- Resina polivinilléster

Los adherentes son de acero de construcción naval laminado en frío de dimensiones 10x100x4 mm y el espesor de adhesivo es constante de 1mm.

Uno de los aspectos más delicados en la realización de una unión adhesiva es la preparación superficial del sustrato. La calidad de la unión depende, tanto de la calidad del adhesivo como de la preparación de las superficies a unir. Cuanto más profunda es la limpieza de las superficies de los adherentes más se mejora la mojabilidad del adhesivo por no haber grasas o suciedad, que actúan como barreras al establecimiento de una unión efectiva entre el polímero y el sustrato metálico. Sin embargo, algunos materiales metálicos (por tener óxido en su superficie) o plástico (por ser polares) deben someterse a un tratamiento superficial añadido al de limpieza.

Para la realización de este trabajo se realiza un tratamiento abrasivo (chorreado de arena) como tratamiento añadido al de limpieza. La abrasión es el método más simple para mejorar la adhesión de una superficie. Este tratamiento modifica la topografía, aumentando la rugosidad y por tanto la superficie efectiva del material. Esto permite mejorar el anclaje mecánico y además contribuye a eliminar parcialmente la contaminación de la superficie. [14]

Los pasos para la preparación de las uniones adhesivas fueron:

- Cortar las planchas de acero con la sierra de cinta para metal, modelo OPTIMUM S275G, con las dimensiones de 250x100x10 mm, y eliminar las rebabas con una lima para metal.
- Limpiar con acetona (MEK) y papel absorbente toda la superficie de la plancha.
- Tratamiento abrasivo (chorreado de arena). El chorro de arena consiste en proyectar sobre el soporte un chorro de arena de sílice con un compresor de caudal variable, en función de la distancia al soporte. Con el chorro de arena se arranca la suciedad pero a su vez se desprende parte del material. La marca del equipo ha sido Guyson, modelo Euroblast 2SF. Se ha empleado alumina de grano 120μm y se ha realizado una pasada a una distancia de aproximadamente 2cm.
- Limpieza mediante un equipo de baño de ultrasonidos modelo Nessler con 660 ml de ácido fosfórico + 1340 ml de alcohol.
- Limpiar con acetona (MEK) y papel absorbente toda la superficie.
- Pegado de las pletinas con un espesor de adhesivo de 1mm.
- Corte de las probetas con una sierra de cinta con las dimensiones: 4x100x10 mm.
- Colocación de los puntos de control que servirán para medir los desplazamientos.

2.2 Estación de ensayos

Se ha construido una estación de ensayos autónoma para poder medir la evolución de las deformaciones en la línea de pegado, utilizando probetas de ensayo Double Cantilever Beam (DCB).

Todo el ensayo se realiza dentro de una cámara cerrada con metacrilato y diseñada al efecto que permite variar la temperatura hasta los valores deseados. Mediante un utillaje diseñado al efecto que se muestra en la figura 1, es posible solicitar al adhesivo en modo I, modo II y en siete casos intermedios de modo mixto (α= 0º, 15º, 30º, 45º, 60º, 75º y 90º).

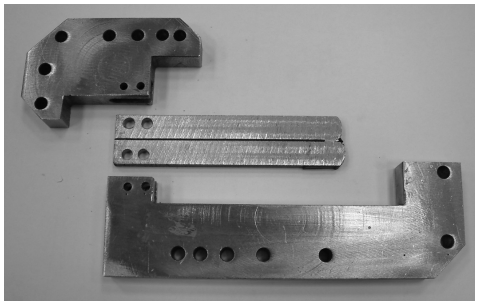


Figura 1. Útil con la probeta DCB

La cámara de ensayo es accionada por un sistema neumático para la introducción de la carga de forma constante y con dos sondas, una controlada por ordenador y otra por un termostato conseguimos mediante una resistencia la temperatura deseada en el interior.
Un muelle con un extensómetro actúa como célula de carga, permitiendo medir la fuerza aplicada y la relajación que tiene lugar a lo largo del tiempo de ensayo.

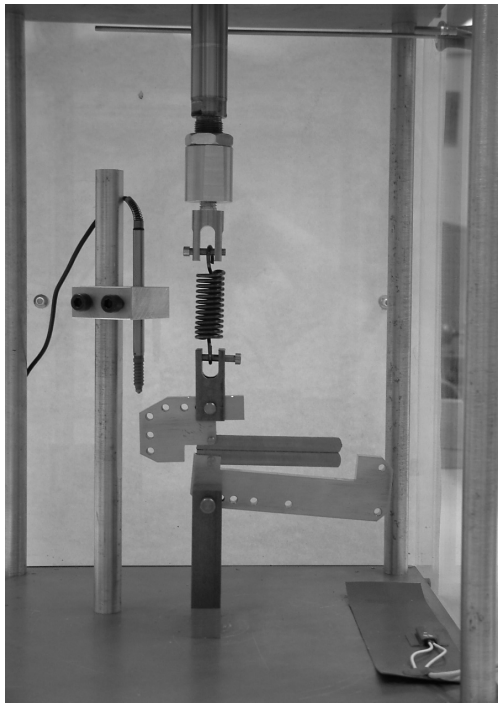


Figura 2. Estación de ensayo construida

Los desplazamientos y deformaciones del adhesivo son determinados mediante procedimientos ópticos [4], en concreto, y debido a que estamos en órdenes de magnitud de micras, emplearemos interferometría. El montaje óptico consistirá en: dos indentaciones Vickers colocados en cada adherente al inicio de la capa adhesiva, un láser de λ =632,8 nm y una cámara DCC para grabar los patrones de interferencia. Los indentadores son iluminados con el láser y debido a la forma de éstos el rayo láser se refleja y como resultado se hacen visibles los patrones de difracción. Debido a la diferencia en la longitud de camino entre los planos de los indentadores y el plano de detección, los patrones de interferencia llegan a ser visibles dentro de los patrones de difracción. Siguiendo la posición, m, de una franja es posible determinar la elongación w y por óptica elemental se obtiene:

$$\Delta w = \frac{\lambda}{sen\theta}\,\Delta m \qquad (1)$$

Siendo θ<42º y λ=632,8 nm.

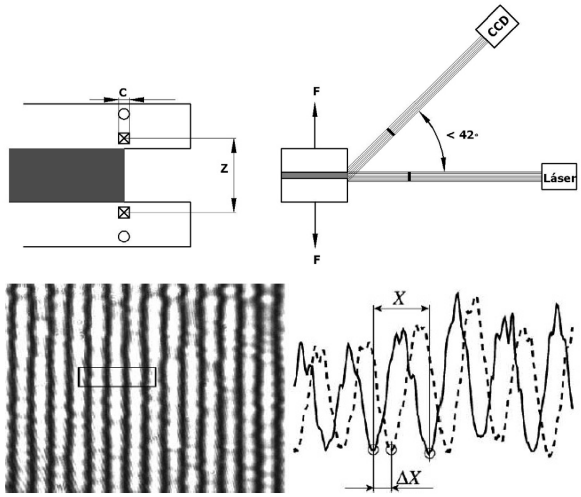


Figura 3. Esquema del montaje óptico

3. DEGRADACIÓN AMBIENTAL

Las resinas viniléster y poliuretano, al igual que muchos otros polímeros, tienen una resistencia química al agua intrínseca, esto es que la corrosión superficial por agua en presencia de oxígeno no es significativa. Aunque el agua si es absorbida por la superficie de la resina y produce difusión en la matriz de ésta. Si el porcentaje de agua en el polímero es pequeño se suelen aplicar la primera y segunda ley de Fick para predecir el impacto de la difusión [15].

$$\frac{dC}{dt} = D\frac{d^2C}{dx^2} \qquad (2)$$

C: Concentración de las partículas.
D: Coeficiente de difusión (m^2s^{-1}).

El procedimiento que se ha seguido para controlar la resistencia a la degradación de las resinas de poliuretano y viniléster consiste en medir la variación de peso sufrida por cada probeta en una secuencia de tiempo determinado en el que las probetas estarán sumergidas en agua marina recogida en la bahía de Santander.
Las probetas ensayadas de dimensiones 1.5x15x80 mm^3 han tenido el mismo tiempo de curado en su proceso de fabricación.
Se han realizado mediciones tras un día de estar las probetas sumergidas, a los 2, 4, 8, 16, 32, 64 y 180 días. La secuencia del proceso de envejecimiento seguida se muestra en la figura 4.

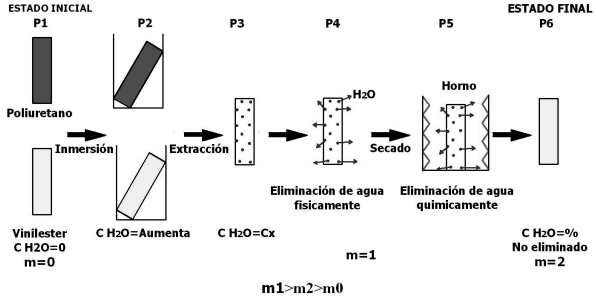


Figura 4. Proceso de degradación

Con cada pesada lo que estamos obteniendo es C(t), la concentración de fluido absorbido que es un pocentaje de la masa de la probeta seca. Entonces representando la concentración frente al tiempo obtenemos la curva de difucsión de Fick para cada material y en la región lineal obtenemos los coeficientes de difusión.

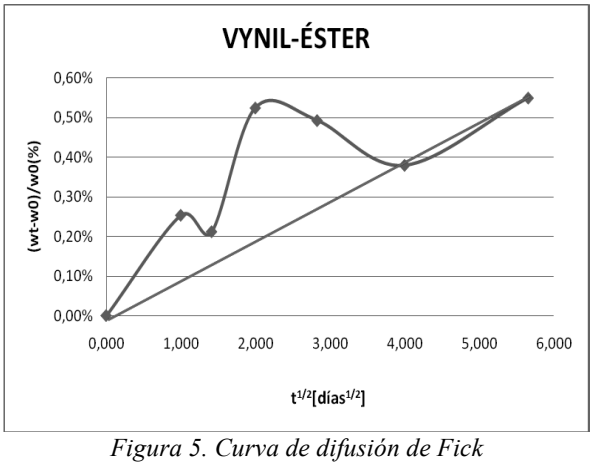


Figura 5. Curva de difusión de Fick

El análisis usado para obtener D asume que la probeta es una placa rectangular infinita sin difusión por los bordes de la probeta. Sin embargo la difusión ocurre por las seis superficies de la probeta. Por ello se aplica un factor de corrección para tener en cuenta la difusión de los bordes.

$$D = Do(1 + \frac{h}{l} + \frac{h}{b})^{-2} \quad (3)$$

l: es la longitud de la probeta.
b: es la anchura de la probeta.
h: es el espesor de la probeta.

Con todo esto obtenemos los siguientes valores de los coeficientes de difusión para cada uno de los materiales.

D, poliuretano= 5,107 x 10-13 [m^2s^{-1}].
D, vinieléster= 1,277 x 10-13 [m^2s^{-1}].

4. ENSAYO EN MODO MIXTO

Las uniones adhesivas en la práctica son cargadas en una combinación de pelado y cortante, la cual causa un modo mixto de carga de la capa adhesiva. En general, la carga puede ser visto como una combinación de tres modos: pelado (modo I) y dos modos de cortadura (modo II y modo III). Para un adhesivo elástico lineal, el modo mixto de una unión está directamente relacionado con la deformación de la capa de adhesivo en la punta de la grieta. Un tipo de probetas que se suelen emplear para el modo mixto son Double Cantiléver Beam (DCB) ya que ofrecen flexibilidad, variedad y estabilidad. Como se vio en un trabajo anterior [17] cada adherente en la parte libre es cargado con una fuerza, F, de la misma magnitud pero con dirección opuesta. Este par de fuerzas tiene una dirección de acción definida por el ángulo α.

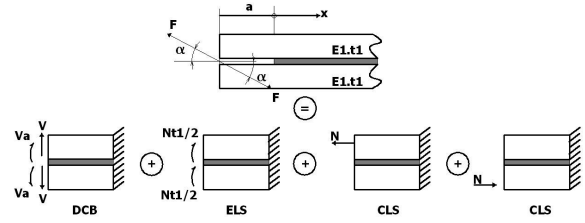


Figura 6. Modo mixto en probetas double cantiléver beam

Con esto se define según el desarrollo matemático de [17] el modo mixto por:

$$\Lambda = \frac{J_{II}}{J_I + J_{II}} \quad (4)$$

Los parámetros que se miden durante los ensayos son, por tanto, la fuerza externa F, la rotación de los adherentes w'_1 y w'_2 en la punta de la grieta (x=0), y la deformación de la capa de adhesivo w y v en la punta de la grieta (x=0) mediante interferometría.
Los adherentes permanecen elásticos bajo la carga. Para pequeñas deformaciones de los adherentes, las rotaciones de estos en la punta de la grieta son evaluadas por:

$$w_1' = \frac{u_{x,1} - u_{x,2}}{y_1 - y_2}$$
$$w_2' = \frac{u_{x,3} - u_{x,4}}{y_3 - y_4} \quad (5)$$

Donde $u_{x,i}$ es el desplazamiento en la dirección x e y_i es la coordenada en la dirección y del punto i, donde i=1, 2, 3,4 como se muestra en la figura:

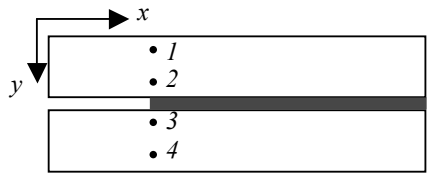


Figura 7. Desplazamiento de los cuatro puntos de referencia y rotación de los adherentes

La rotación del cuerpo rígido es dada por:

$$\gamma = \frac{\left(w_1' + w_2'\right)}{2} \quad (6)$$

Un ejemplo típico de las gráficas fuerza-desplazamiento que se obtienen para diferentes mixicidades en el modo de solicitación se muestran en la figura 8.

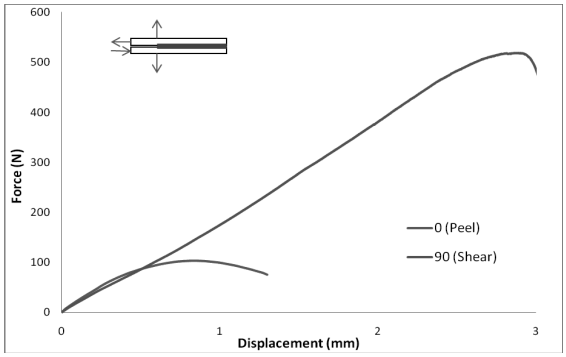


Figura 8. Historia de carga para diferentes modos de mixicidad.

A partir de los resultados de los ensayos es posible obtener la forma de las leyes de comportamiento cohesivo de cada adhesivo para cada grado de mixicidad en los que se ha realizado el ensayo, figura 9. Esto define una superficie de comportamiento cohesivo, figura 10, que va modificándose con el tiempo a medida que va produciéndose la degradación de los polímeros [16]. Esta información es necesaria para poder modelizar adecuadamente el comportamiento de las uniones adhesivas en modelos de elementos finitos, recogiendo las propiedades efectivas de los elementos cohesivos correspondientes a la unión en función de la degradación sufrida durante la vida en servicio de la estructura.

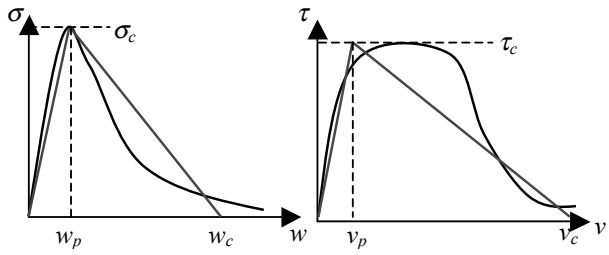


Figura 9. Modelo simplificado de la ley cohesiva del adhesivo para modo I y II respectivamente

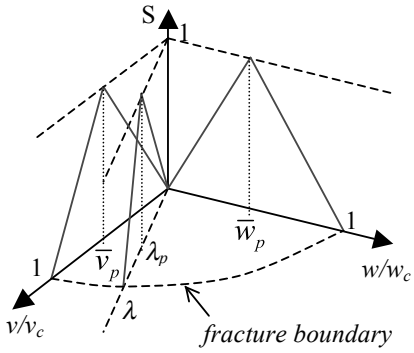


Figura 10. Representación grafica de la ley cohesiva en modo mixto para el adhesivo

5. CONCLUSIONES

- Se ha mostrado una metodología de ensayos para determinar el comportamiento en fluencia lenta de uniones adhesivas estructurales, para distintas condiciones ambientales utilizando probetas Double Cantilever Beam, DCB.
- Mediante un proceso de degradación se ha conseguido obtener los coeficientes de difusión de los dos adhesivos empleados lo que nos permitirá predecir el comportamiento de los mismos a lo largo del tiempo.
- A partir de los ensayos se obtienen las leyes de comportamiento cohesivo de los polímeros y su evolución a lo largo de la vida en servicio de la estructura.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer a la Universidad Politécnica de Madrid por el proyecto AM0402 y a la empresa TEKHIMAT, por la financiación recibida para la realización de estos ensayos. Asímismo, los autores desean agradecer la colaboración en la realización de los ensayos del personal técnico del laboratorio de Materiales Hibridos de la UPM: Ana Soria, Ana García y José Illescas.

REFERENCIAS

[1] Fernando M, Harjoprayitbi WW, Kinloch AJ. A fracture mechanics study of the influence of moisture on the fatigue behaviour of adhesively bonded aluminium-alloy joints. Int J Adh Adh. pag. 113-119, 1996

[2] Sargent JP. Durability studies for aerospace applications using peel and wedge tests. Int J Adh Adh pág.247-256, 2005

[3] Doyle G, Rethrick RA. Environmental effects on the ageing of epoxy adhesive joint. Int J Adh Adh pág.77-90, 2009

[4] Andersson T, Stigh. The stress–elongation relation for an adhesive layer loaded in peel using equilibrium of energetic forces. Int J Solids and Structures pág.413-434, 2004

[5] Sen A, Bhattacharya M, Stelson KA. Creep in injection molded starch/synthetic polymer blends. Materials Science and Engineering pág.60-69, 2002

[6] Raghavan J, Meshii M. Creep rupture of polymer composites. Composites Sci and Techno pág.375-388, 1997

[7] Woo EM.Composites pág.425,1993

[8] O´Brien DJ, Mather PT, White SR. J Compos Mater pág.883,2001

[9] Ngai KL, White CT. Physical Rev B pág.2475,1979

[10] Ngai KL, Johscher AK, White CT. Nature pág.185,1979

[11] Chai H, Chiang MYM. A crack propagation criterion based on local shear strain in adhesive bonds subjected to shear. J Mech Phys Solids pág.1669-1689,1996

[12] Chai H. Interfacial mixed-mode fracture of adhesive bonds undergoing large deformation. Int J Solids Structures pág.6023-6042,2003

[13] Högberg JL, Stigh U. Specimen proposals for mixed mode testing of adhesive layer. Engineering Fracture Mechanics pag. 2541-2556, 2006

[14] Wingfield, J.R.J. Treatment of composite surfaces for adhesive bonding. Int J Adhes Adhes pag.151-156, 1993

[15] Dillard D.A. Advances in structural adhesive bonding, Woodhead Publishing Limited, 2010.

[16] Suárez J C, Pinilla P, López F, Herreros M A, Biezma MV. Anales de Mecánica de Fractura, Oporto (2010), pp. 685-690.

DETERIORO DEL HORMIGÓN SOMETIDO A CICLOS DE HIELO-DESHIELO EN PRESENCIA DE CLORUROS

H. L. Romero[1], M. J. Casati[2], J. C. Gálvez[1], M. Molero[3], M. G. Hernández[3]

[1] Departamento de Ingeniería Civil: Construcción, E.T.S de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos, Universidad Politécnica de Madrid. C/ Profesor Aranguren, s/n, 28040, Madrid, España.
E-mail: hector.romero@caminos.upm.es
E-mail: jcgalvez@caminos.upm.es

[2] Departamento de Vehículos Aeroespaciales, E.U.I.T Aeronáutica, Universidad Politécnica de Madrid. Plaza Cardenal Cisneros Nº 3, 28040, Madrid, España.
E-mail: mariajesus.casati@upm.es

[3] Centro de Acústica y Evaluación No Destructiva, CAEND, (CSIC-UPM). Arganda del Rey. 28500. Madrid, España.
E-mail: molero@caend.upm-csic.es
E-mail: margarita.gonzalez@caend.upm-csic.es

RESUMEN

El deterioro del hormigón por ciclos hielo/deshielo en presencia de sales fundentes es causa frecuente de problemas en los puentes e infraestructuras en los países europeos. La resistencia del hormigón frente a este ataque se evalúa con la norma UNE-CENT/TS 12390-9. Esta norma emplea una solución de 3% de NaCl como medio de congelación. El deterioro se mide por la pérdida de masa superficial tras 28 ciclos hielo/deshielo. Este procedimiento de medida tiene algunos inconvenientes de orden práctico. Este artículo propone evaluar el deterioro mediante el incremento de deformación, con galgas extensométricas y mediante la modificación de la velocidad de pulsos ultrasónicos. El trabajo presenta los resultados correspondientes al ensayo de dos hormigones, uno con buen comportamiento frente al ensayo y el otro no. En ambos casos se constata experimentalmente la viabilidad y ventajas de las formas de medida propuestas. Los procedimientos propuestos captan el deterioro antes, permiten la medida en continuo y evitan tener que parar el ensayo para realizar las medidas.

ABSTRACT

The deterioration of concrete due to freeze-thaw cycles in the presence of deicing salts is a frequent cause of problems on bridges and infrastructure in European countries. The resistance of concrete against this attack is evaluated with the standard UNE-CENT/TS 12390-9. This standard uses a solution of 3% NaCl as a freezing medium. Damage is measured by surface mass loss after 28 freeze-thaw cycles. This procedure has some practical drawbacks. This article aims to evaluate the damage by increasing strain, using strain gauges and by changing the velocity of ultrasonic pulses. The paper presents the test results for the two concretes, one with good resistance to freeze-thaw cycles and the other does not. In both cases we can see experimentally the feasibility and advantages of the proposed measure procedures. The proposed procedures capture the deteriorating before, allowing the continuous measurement and avoid having to stop the test for measurement.

PALABRAS CLAVE: Hielo-deshielo, hormigón, sales fundentes, descascarillamiento, ultrasonidos, galgas extensométricas.

1. INTRODUCCIÓN

En países con clima continental el congelamiento del agua en los poros del hormigón es causa frecuente de deterioro del hormigón. El uso de sales fundentes para evitar el hielo en la superficie de las estructuras de hormigón intensifica el deterioro del material. Aparece un deterioro superficial, manifestado por la generación de fisuras y el desprendimiento de láminas, llegando a exponer los áridos gruesos y produciendo una disminución considerable del recubrimiento eficaz de la armadura.

El efecto de los ciclos de hielo-deshielo (CHD) es un fenómeno complejo que ha sido estudiado desde hace años, pero que aun no ha sido completamente explicado. El trabajo de algunos investigadores [1-5] ha permitido establecer las principales teorías sobre los mecanismos de congelamiento, referidas a los movimientos de las soluciones contenidas en los poros y su cambio de

estado con los CH D, produciendo la ex pansión y la contracción del material [6].

La mayoría de los ensayos acelerados que determinan la resistencia del hormigón al hielo-deshielo miden el descascarillamiento del hormigón por medio de la pérdida de masa. Este procedimiento es sencillo y fácil de ejecutar, pero presenta algunos inconvenientes. El ensayo debe detenerse para realizar las mediciones de peso y el deterioro sólo es detectado cuando hay un descascarillamiento apreciable.

Este trabajo propone evaluar el deterioro mediante el incremento de la deformación superficial, con galgas extensométricas y mediante la modificación de la velocidad de pulsos ultrasónicos. Estos procedimientos permiten monitorizar en c ontinuo el deterioro, sin detener el ensayo para realizar las medidas, así como detectarlo antes que con el procedimiento tradicional.

2. CAMPAÑA EXPERIMENTAL

2.1. Materiales

Se confeccionaron dos mezclas con diferente matriz y estructura porosa para determinar su resistencia frente al hielo-deshielo, utilizando dos con tenidos de cemento, dos relaciones a/c y el uso de un aditivo aireante en una de ellas, para mejorar su resistencia al hielo-deshielo. Se utilizó cemento portland CEM I 42.5 R, arena silícea de río (0 a 4 mm) y grava silícea rodada (4 a 25 mm) con módulo granulométrico de 2,87 y 7,31 respectivamente. La tabla 1 muestra la dosificación de las mezclas. L os resultados de los ensayos de caracte rización de los hormigones en estado fresco se presentan en la tabla 2.

Tabla 1. Dosificación de las mezclas.

Material	Hormigón con Aditivo Aireante H1	Hormigón sin Aditivo Aireante H2
Cemento (kg/m^3)	450	360
Agua (kg/m^3)	180	162
Árido fino (kg/m^3)	640,9	710,2
Árido grueso (kg/m^3)	1159,1	1129,8
A. Plastificante (kg/m^3)	1,80	1,08
A. Aireante (kg/m^3)	0,45	-
Relación a/c	0,40	0,45

Tabla 2. Resultados de los ensayos de caracterización de los hormigones en estado fresco.

Propiedad	Hormigón con Aditivo Aireante H1	Hormigón sin Aditivo Aireante H2
Asiento cono Abrams (cm)	8,0	7,5
Contenido de aire (%)	7,5	2,6

2.2. Procedimiento de ensayo

Las probetas de hormigón utilizadas para el ensayo de resistencia frente a ciclos hielo-deshielo corresponden a la mitad de un cubo con área superficial de 150 x 150 mm^2 y de 70 mm de altura. Se confecci onaron cinco probetas de cada mezcla y se ensayaron de acuerdo con la norma UNE-CENT/TS 12390-9 Ensayo CDF (Método alternativo) [7]. Terminada la preparación especial establecida en la norma para l as probetas: curado, secado y saturación; a los 35 días de edad, se colocaron en una cámara climática y se sometieron a 28 ciclos de hielo-deshielo, variando la te mperatura entre 20ºC y -20ºC en 12 horas, de acuerdo con la cu rva de temperatura-tiempo mostrada en la figura 1.

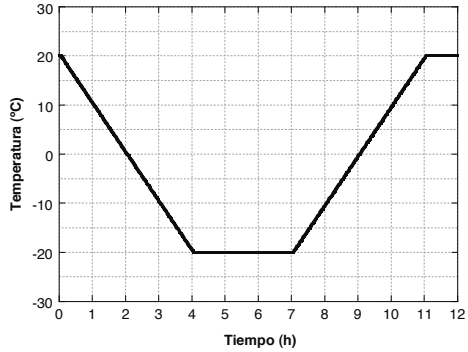


Figura 1. Curva de temperatura para un ciclo H-D.

En la figura 2 se muestran las probetas de hormigón en el interior de la cám ara climática. El ensay o de resistencia al hielo-deshielo fue realizado utilizando una solución de NaCl al 3% como medio de congelación. La pérdida de masa de la superficie en contacto con la solución, de cada probeta, fue medida después de 4, 6, 14 y 28 ciclos. Para realizar las mediciones se retiraron las partículas adheridas de las superficies de las probetas mediante tratamiento en baño ultrasónico. Luego se filtró la disolución conteniendo el material desprendido y se secó du rante 24 h a 1 00 ºC. El material se pesó después de alcanzar la temperatura ambiente.

Figura 2. Probetas de hormigón durante el ensayo.

2.3. Medida del deterioro con galgas extensométricas y velocidad ultrasónica

La monitorización de las diferentes variables medidas se realizó por medio de sensores conectados a ordenadores para el registro continuo de los datos durante todos los CHD.

La medición de la humedad y la temperatura en el interior de las probetas de hormigón se realizó con sensores digitales embebidos durante la confección de las probetas. Se utilizaron tres sensores colocados 40 mm hacia el interior del hormigón, a diferentes alturas respecto a la superficie en contacto con el medio de congelación, como se muestra en la figura 3.

La deformación superficial en cada probeta de hormigón se midió usando dos bandas extensométricas comerciales adheridas en el centro (distancia h_1 de la base) y en la parte superior (distancia h_2 de la base) de la superficie lateral de la probeta. La posición de las bandas se muestra en la figura 4.

En cada probeta de hormigón se utilizaron dos transductores (emisor y receptor), que permitieron medir en continuo la velocidad de pulso ultrasónico (VPU) a través del hormigón. El tiempo de propagación de la onda, y por lo tanto la velocidad del pulso ultrasónico, se determinó mediante la aplicación del algoritmo de doble cruce por cero [8]. La posición de los transductores en las probetas se muestra en la figura 5.

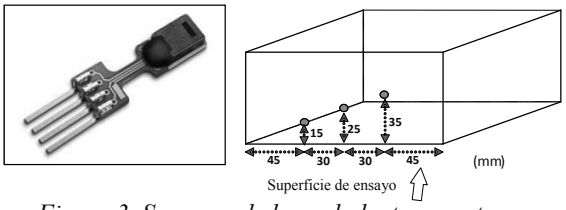


Figura 3. Sensores de humedad y temperatura.

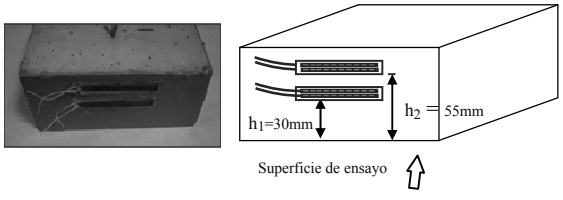


Figura 4. Bandas extensométricas.

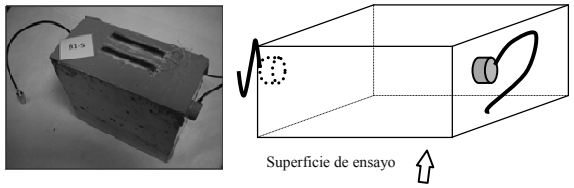


Figura 5. Transductores VPU.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Propiedades mecánicas y físicas

Se realizaron ensayos de caracterización de los dos hormigones antes (28 días de edad) y después de los 28 ciclos de hielo-deshielo, de acuerdo con la normativa. Para ello se utilizaron probetas cilíndricas de 300 x 150 mm que tuvieron las mismas condiciones de preparación que las probetas prismáticas sometidas al ensayo de resistencia al hielo-deshielo. En la tabla 3 se muestran los resultados de los ensayos de resistencia a compresión, módulo de elasticidad en compresión y resistencia a tracción indirecta. También se presentan los resultados de los ensayos de profundidad de penetración de agua bajo presión y de permeabilidad al oxígeno.

De acuerdo con los resultados obtenidos en los ensayos realizados a 28 días de edad, las propiedades mecánicas de los dos hormigones son similares. Se apr ecia el efecto de la inclusión del aditivo aireante en la disminución de la resistencia del hormigón H1. Los dos hormigones tienen distinta estructura porosa, lo que se evidencia por los resultados de los ensayos de permeabilidad. El hormigón H2 es más permeable, ya que tanto la profundidad de penetración de agua bajo presión, como el coeficiente de permeabilidad al oxígeno son mayores que en el hormigón H1.

Después de los ciclos de hielo-deshielo, las propiedades mecánicas no se vieron afectadas; incluso, la resistencia fue ligeramente mayor que la obtenida a 28 días de edad.

La permeabilidad del hormigón sin aditivo aireante aumentó considerablemente después de los CHD, mientras que en el hormigón H1 se mantuvo en los mismos niveles que tenía a los 28 días de edad. Esto es un indicio del daño que sufrieron las probetas del hormigón H2 al ser sometidas a los CHD.

Tabla 3. Resultados de los ensayos de caracterización de los hormigones en estado endurecido.

Propiedad	Hormigón H1		Hormigón H2	
	Antes	Después	Antes	Después
R. compresión (MPa)	32,4	34,0	28,5	29,5
M. elasticidad (GPa)	26,2	27,1	26,2	26,1
R. tracción indirecta (MPa)	3,1	3,7	2,9	2,7
Profund. de penetración de agua (mm)	10,2	12,3	13,8	24,0
Permeabilidad al gas (K) (m^2 x 10^{-18})	7,7	6,7	24,1	39,6

3.2. Descascarillamiento

Los resultados de la pérdida de masa superficial se muestran en la figura 6. Las probetas del hormigón H2 se deterioraron antes de los 28 CHD, con una masa acumulada de material desprendido promedio de 1,5 kg/m^2(valor máximo recomendado por la norma [7]) en el ciclo 17 y un total de 3,23 kg/m^2 después del ciclo 28. Por el contrario, en las probetas del hormigón H1, el descascarillamiento acumulado después de 28 ciclos fue de solo 0,10 kg/m^2.

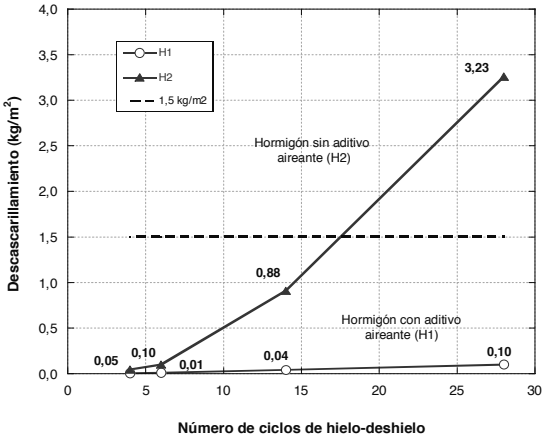
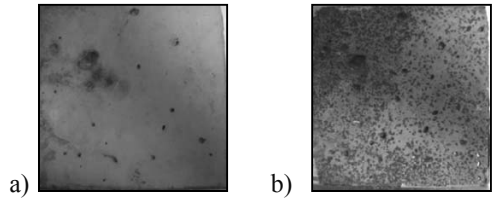


Figura 6. Resultados del ensayo de resistencia al hielo-deshielo (descascarillamiento).

En la figura 7 se muestran las superficies de ensayo en contacto con el medio de congelación de una probeta de cada hormigón antes y después de ser sometidas a los 28 CHD. En la probeta del hormigón H2 se observa un descascarillamiento severo, dejando expuestos los áridos, mientras que en la probeta del hormigón H1, el daño es mínimo.

Hormigón con aditivo aireante (H1)



Hormigón sin aditivo aireante (H2)

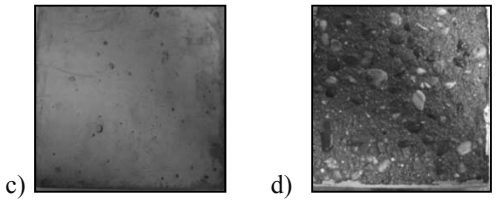


Figura 7. Aspecto de la superficie de los hormigones antes y después de 28 ciclos de hielo-deshielo.

3.3. Humedad y temperatura

En la figura 8 se muestra la temperatura medida dentro de la cámara climática y en el interior de las probetas de hormigón para los dos primeros y los dos últimos CHD. La temperatura medida en ambos hormigones fue similar. Además, la variación de la temperatura en las diferentes alturas dentro de las probetas fue despreciable, pero sí se observaron algunas diferencias entre las temperaturas medidas en el interior y la superficie de los hormigones debido a la inercia térmica.

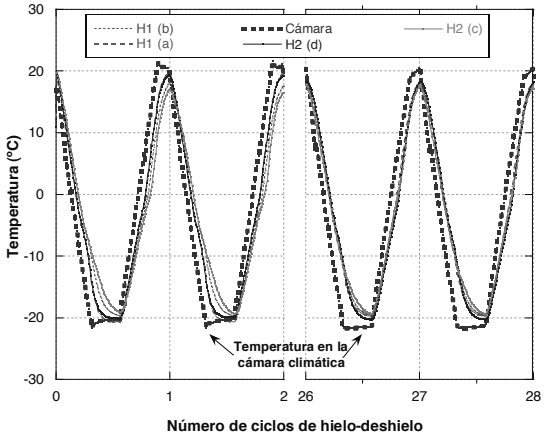


Figura 8. Temperatura medida dentro de la cámara climática y en el interior de las probetas de hormigón.

En la figura 9 se presenta la humedad máxima y mínima medida en el interior de las probetas de los dos hormigones. En el hormigón H2, el rango de variación de la humedad fue mayor que en el hormigón H1, alcanzando la máxima saturación después del ciclo 21. Esto indica que existe una mayor capacidad de movimiento de líquidos en el interior de las probetas del hormigón H2, en comparación con las del hormigón H1; lo cual está relacionado con la mayor permeabilidad y el daño producido en el hormigón H2 durante los CHD.

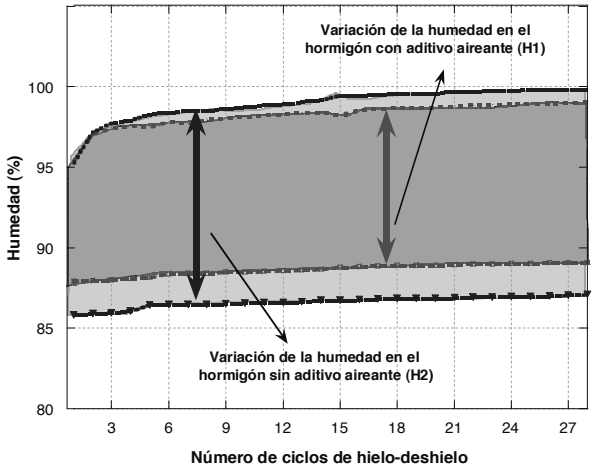


Figura 9. Curva de humedad durante los ciclos (CHD).

3.4. Deformación.

En la figura 10 se muestra la deformación medida con las galgas extensométricas. Las mediciones realizadas con las galgas colocadas la parte media (h_1), indicaron que al final de los 28 CHD, la deformación residual del hormigón H2 fue de 1150 μm/m, mientras que en el hormigón H1 fue de sólo 65 μm/m. Las galgas colocadas en la parte superior (h_2) mostraron menor deformación, lo cual indica un gradiente decreciente a medida que se aleja de la superficie en contacto con el medio de congelación.

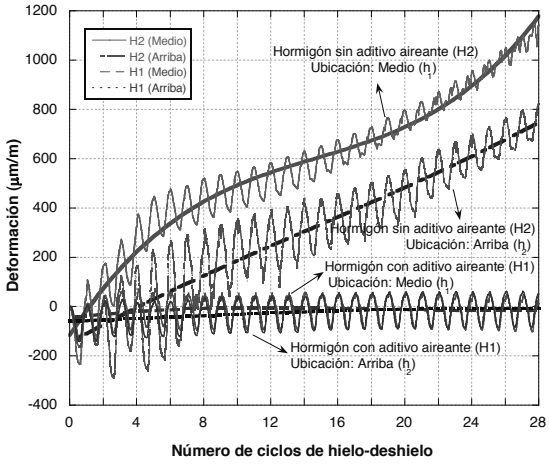


Figura 10. Deformación de la superficie de las probetas de hormigón durante los CHD.

La relación entre la deformación y la temperatura en una probeta del hormigón H2, durante los primeros cuatro CHD, se muestra en la figura 11. En cada ciclo se observa contracción durante el descenso de la temperatura y expansión durante el aumento de la temperatura. Cuando la temperatura es mínima (-20ºC) se observa una gran contracción alcanzando su máximo valor que se mantiene constante hasta que la temperatura empieza a aumentar. Una vez llega a -15ºC, la deformación aumenta y el hormigón se expande hasta el final del ciclo. La deformación positiva continúa hasta que la temperatura está por debajo de 5ºC en el siguiente ciclo, en donde se genera nuevamente contracción con el congelamiento.

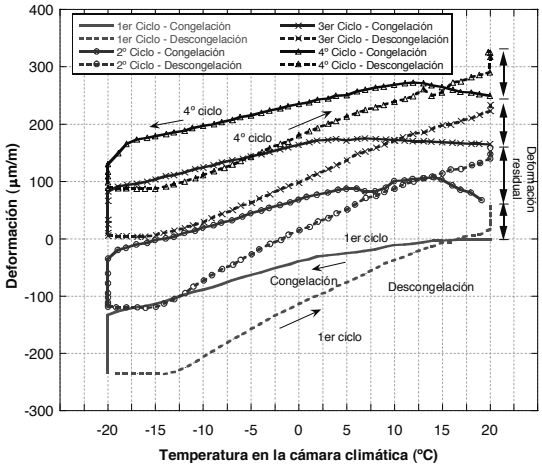


Figura 11. Deformación de la superficie de una probeta del hormigón H2 en función de la temperatura.

En el hormigón H2, la deformación de la superficie aumenta progresivamente con el número de ciclos de hielo-deshielo generando una deformación residual. Este comportamiento es congruente con las teorías que explican el fenómeno y con los resultados obtenidos del aumento progresivo de la deformación residual con el deterioro del material [9-11].

3.5. Velocidad de pulso ultrasónico.

En la figura 12 se muestra la VPU medida en las probetas de los dos hormigones durante los 28 ciclos en las condiciones de deshielo (20ºC) y de congelamiento (-20ºC). Bajo las condiciones de deshielo, el deterioro progresivo del hormigón conlleva una disminución de la VPU. Durante la congelación, el hielo formado en las micro-fisuras incrementa la UPV y la pendiente positiva de la curva indica el deterioro progresivo del hormigón.

El modulo dinámico de elasticidad del hormigón (R_{UPTT}) se muestra en la figura 13. El valor de R_{UPTT} disminuye con el paso de los CHD en ambos hormigones, lo cual es indicio del deterioro del material. La perdida de R_{UPTT} es mayor en las probetas del hormigón H2 comparadas con las del hormigón H1.

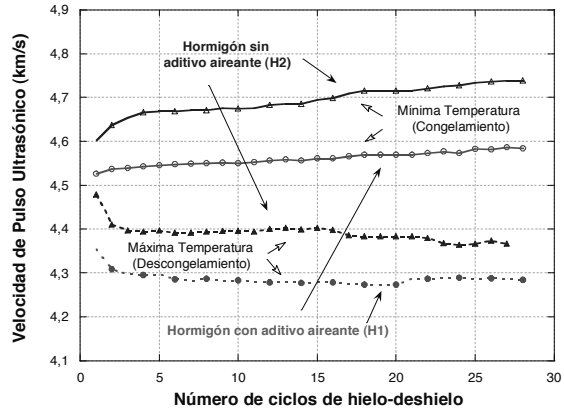


Figura 12. Velocidad de pulso ultrasónico a través de las probetas de hormigón durante los CHD.

4. CONCLUSIONES

El deterioro causado por los ciclos de hielo-deshielo en las probetas del hormigón con aditivo aireante (H1) fue insignificante, comparado con el deterioro de las probetas del hormigón sin aditivo aireante (H2), como era de esperar de acuerdo con la dosificación y características de las mezclas. Este resultado fue confirmado por el ensayo de resistencia al hielo-deshielo y por la medición continua de la deformación superficial y de la velocidad de pulso ultrasónico.

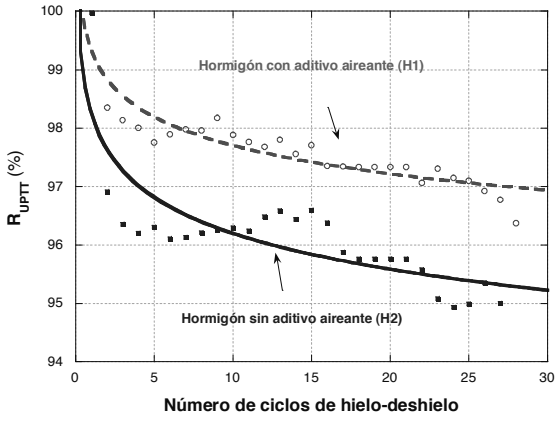


Figura 13. Módulo dinámico de elasticidad del hormigón durante los ciclos de hielo-deshielo.

La deformación superficial como medida de los cambios de longitud es un buen indicador del deterioro superficial del hormigón debido a los ciclos de hielo-deshielo en este tipo de ensayos. Las bandas extensométricas comerciales pueden reemplazar las mediciones de descascarillamiento convencionales (medida de la masa superficial desprendida). Permite, además, evaluar la profundidad del deterioro al establecer un gradiente de deformaciones en la cara de medida de las deformaciones. Tiene la ventaja añadida de poder realizar una monitorización en continuo sin necesidad de parar el ensayo para realizar las medidas.

Las diferencias entre las medidas de la velocidad de pulso ultrasónico a través de las probetas de los dos hormigones antes y después de los 28 ciclos de hielo-deshielo fueron pequeñas. Esto se debe a que la medida de la velocidad se realiza en dirección paralela a la cara sumergida, por lo que el pulso ultrasónico puede viajar por material no deteriorado. No obstante, la medida realizada con la probeta congelada en la parte más fría del ciclo (-20 ºC) sí que pone de manifiesto un progresivo deterioro del hormigón.

La evaluación del deterioro del hormigón mediante la variación de la velocidad del pulso ultrasónico parece más adecuada para ensayos en los que se induce el deterioro interno del hormigón mediante un gran número de ciclos hielo deshielo rápidos, como es el caso del ensayo ASTM C666 / C666M.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al Ministerio de Ciencia e Innovación la concesión de los proyectos BIA-2008-03523, BIA 2009-14395-C04-01 e IPT-42000-2010-31. Héctor L. Romero también agradece a la Fundación Agustín de Betancourt la beca concedida para realizar su tesis doctoral. M. Molero está soportado por el Departamento de Educación de la Comunidad de Madrid, el Fondo Social Europeo y el Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología de México (CONACYT).

REFERENCIAS

[1] Powers T. The air requirement of frost-resistance concrete. *Proceedings of Highway Research Board* 29:184, 1949.

[2] Powers T. Helmuth R. Theory of volume changes in hardened portland cement pastes during freezing. *Proceedings of Highway Research Board* 32:285, 1953.

[3] Litvan C. Phase transitions of absorbates: IV. mechanism of frost action in hardened cement paste. *Journal of the American Ceramic Society* 55:38, 1971.

[4] Fagerlund G. The international cooperative test of the critical degree of saturation method of assessing the freeze/thaw resistance of concrete. *Materials and Structures* 10(4): 231, 1977

[5] Setzer MJ. Micro-ice-lens formation in porous solid. *J Colloid Interface Sci* 11/1;243(1):193-201, 2001.

[6] Pigeon M, Pleu R. *Durability of concrete in cold climates.* First Edition ed. Great Britain, 1995.

[7] UNE-CEN/TS 12390-9 EX. *Ensayos de hormigón endurecido. Parte 9. Resistencia al hielo-deshielo, pérdida de masa superficial.* AENOR. Madrid, 2008.

[8] Hernández MG, Anaya JJ, Sanchez T, Segura I. Porosity estimation of aged mortar using a micromechanical model. *Ultrasonics* 12/22;44 (Supplement 1):e1007-11, 2006.

[9] Bishnoi S, Uomoto T. Strain–temperature hysteresis in concrete under cyclic freeze–thaw conditions. *Cement and Concrete Composites* 5;30(5):374-80, 2008.

[10] Penttala V. Freezing-induced strains and pressures in wet porous materials and especially in concrete mortar. *Advanced Cement Based Materials* 7:8-19, 1998.

[11] Penttala V, Al-Neshawy F. Ice formation and pore water redistribution during 2-cycle freezing and thawing of concrete mortars. In: D. J. Janssen, M. J. Setzer, M. B. Snyder, editor. *Proceedings of the international RILEM workshop on frost damage in concrete.* PRO 25 ed. Minneapolis, 2002.

DURABILIDAD DEL HORMIGÓN FRENTE A LOS CICLOS HIELO-DESHIELO. EVALUACIÓN DE DOS TIPOS DE HORMIGÓN

A. Enfedaque, G. Al-Assadi, H. L. Romero, J. C. Gálvez y W. Zhe

Departamento de Ingeniería Civil: Construcción, E.T.S de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos, Universidad Politécnica de Madrid. c/ Profesor Aranguren, s/n, 28040, Madrid, España.
E-mail: jaime.galvez@upm.es

RESUMEN

El presente trabajo estudia el comportamiento de dos hormigones frente al ensayo de resistencia al hielo-deshielo de hormigones endurecidos. La incorporación de un aditivo aireante mejora de forma sensible el comportamiento del hormigón frente a este ensayo. Sin embargo, en hormigón pretensado con cordón adherente está prohibido el uso de aditivos aireantes. Una estrategia adecuada es emplear humo de sílice para mejorar la impermeabilidad del hormigón. En este trabajo se compara el comportamiento de un hormigón con aditivo aireante y otro con humo de sílice frente al ensayo de resistencia al hielo-deshielo. Además, estudia la viabilidad de emplear técnicas alternativas de medida del deterioro superficial: modificación de la velocidad de pulso ultrasónico y medida de la deformación superficial con galgas extensométricas. Ambas técnicas se muestran viables y aportan ventajas frente al peso de la masa superficial desprendida por descascarillamiento.

ABSTRACT

This work presents the behaviour of two concretes against the freeze-thaw resistance of hardened concrete test. The use of air-entraining additives improves the behaviour of concrete against freezing-thawing. However, on prestressed concrete with bond wires or strands the use of air-entraining additives is not allowed. An appropriate strategy is incorporate silica fume to improve the impermeability of concrete. This paper compares the performance of a concrete with air-entraining additive and other with silica fume against freeze-thaw resistance test. Furthermore, studies the feasibility of using alternative techniques for measuring surface damage: changes in the ultrasonic pulse velocity and measurement of concrete surface deformation with strain gauges. Both techniques are demonstrated viable and provide advantages over the weight of the mass released by peeling surface.

PALABRAS CLAVE: Hormigón, ciclos hielo-deshielo, aireante, humo de sílice, ultrasonidos, galga extensométrica.

1. INTRODUCCIÓN

La actual Instrucción de Hormigón Estructural EHE-08 ha extendido la vida útil de la mayoría de las estructuras de hormigón a cien años. Este aspecto hace que el diseño de los hormigones basado en la durabilidad pase a tener un papel protagonista en el proyecto y la construcción [1]. En los países de clima continental el deterioro por ciclos repetidos de hielo-deshielo es causa frecuente del deterioro del hormigón [2]. Este problema se ve incrementado por el uso de las sales fundentes empleadas en los pavimentos [3].

Tradicionalmente se emplean aditivos inclusores de aire para mejorar el comportamiento del hormigón frente a los ciclos hielo-deshielo [4-5]. Sin embargo, en elementos de hormigón pretensado con armadura adherente, la normativa vigente prohíbe el uso de estos aditivos porque disminuye la adherencia entre el cordón y el hormigón. Además, la presencia de aire ocluido disminuye la resistencia del hormigón en aproximadamente un 15 % [6]. Por estas razones se han buscado formas alternativas de mejorar el comportamiento del hormigón frente a ciclos hielo-deshielo. La incorporación de humo de sílice permite obtener un hormigón con estructura porosa más cerrada a la vez que mejora las propiedades mecánicas [7-9]. Ambos aspectos mejoran su comportamiento frente a ciclos hielo-deshielo. No obstante hay dudas acerca del grado de eficacia de esta solución [10-14].

Se han desarrollado diferentes métodos de ensayo para evaluar la resistencia del hormigón frente ciclos hielo-deshielo. Ningún método en particular puede reproducir completamente las condiciones de campo en todos los casos individuales. Si el hormigón tiene una resistencia inadecuada, el ataque de hielo-deshielo puede conducir a dos tipos de deterioro, al descascarillado (desgaste

superficial por la acción ambiental) y al daño microestructural interno. La normativa española ha optado por el ensayo de resistencia al descascarillado, norma UNE-CEN/TS 12390-9 [15].

En este trabajo se compara el comportamiento de un hormigón con aditivo aireante y otro con humo de sílice frente al ensayo de resistencia al hielo-deshielo. Además, estudia la viabilidad de emplear técnicas alternativas de medida del deterioro superficial: modificación de la velocidad de pulso ultrasónico y medida de la deformación superficial con galgas extensométricas. Ambas técnicas se muestran viables y aportan ventajas frente al peso de la masa superficial desprendida por descascarillamiento.

2. CAMPAÑA EXPERIMENTAL

2.1 Materiales

El cemento empleado fue CEM I 42.5 R. Los áridos empleados eran silíceos de río. La arena de módulo granulométrico 2,87. La grava (5/25mm) de módulo granulométrico 7,31.

Se empleó un aditivo superplastificante (Sika Visco-Crete 20-HE), un aditivo aireante (Sika Aer 5) y adición de humo de sílice, con una superficie específica de 20 m^2/g y densidad relativa 2. La medida del aire ocluido se realizó según la norma ASTM C 231.

2.2 Dosificación de hormigones

Se fabricaron dos tipos de hormigón, uno aditivo aireante (AEC) y otro con adición de humo de sílice (SFC). La Tabla 1 muestra la dosificación por metro cúbico de cada hormigón. La Tabla 2 muestra las propiedades en estado fresco.

Tabla 1. Dosificación por m^3 de cada hormigón

Componente (kg/m^3)	SFC	AEC
Cemento	360	450
Arena	553	530
Grava	1239	1200
Agua	166	180
Superplastificante	1,8	--
Humo de sílice	40	--
Aireante	--	0,675
Relación a/c	0,38	0,40

Tabla 2. Propiedades del hormigón en estado fresco

Propiedad	SFC	AEC
Asiento cono (cm)	8	5
Contenido aire ocluido	2,8 %	7,5 %

2.3 Preparación de la probetas

De cada tipo de hormigón, se confeccionaron siete probetas cilíndricas de 30cm de altura y 15cm de diámetro, y ocho probetas prismáticas de 150x150mm^2 y 70mm de espesor. Todas las probetas fueron hormigonadas en moldes metálicos con las caras interiores rectificadas.

El hormigón se fabricó con una hormigonera de eje vertical de 100 litros de capacidad. Las probetas fueron hormigonadas a temperatura de laboratorio. Las primeras 24 horas se mantuvieron en los moldes a temperatura de laboratorio cubiertas con tela de arpillera húmeda. Una vez desmoldadas, las probetas prismáticas se introdujeron en un baño de agua a 20 $\pm$ 2ºC durante 7 días, tras lo cual se guardaron en una cámara climática (20ºC y 65% HR) durante 21 días. Las probetas cilíndricas, una vez desmoldadas, se introdujeron en una cámara climática (20ºC y 95% RH) durante 28 días.

2.4 Ensayos del hormigón endurecido

De las siete probetas cilíndricas de cada hormigón, una se ensayó a compresión a los siete días, dos se emplearon para el ensayo de tracción indirecta a los 28 días, y las cuatro restantes para el ensayo de compresión y medida del módulo de elasticidad a 28 días.

Además se realizó el ensayo de porosimetría por intrusión de mercurio (MIP), según la norma ASTM 444-04 [16], para conocer la distribución y tamaño de poros de cada hormigón. La Figura 1 muestra el esquema de obtención de las muestras.

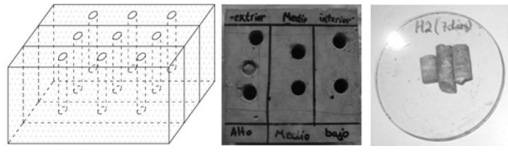


Figura 1. Esquema de extracción de muestras para MIP.

La caracterización de los productos hidratados se hizo mediante análisis térmico diferencial (ATD/DTG). Se emplearon muestras con tamaño de grano inferior a 0,2 mm, procedentes de secciones completas. Se llevó a cabo la interrupción del proceso de hidratación a 7 y 28 días, así como después de los ciclos hielo deshielo.

2.5 Ensayos de ciclos hielo-deshielo

Las probetas prismáticas de cada tipo de hormigón fueron sometidas a ciclos hielo-deshielo según la norma UNE-CEN/TS 12390-9: "Resistencia al hielo-deshielo. Pérdida de masa superficial" [15]. Los ciclos se iniciaron cuando las probetas tenían 35 días de edad. Cada ciclo tenía una duración de 12 horas, con un rango de variación de temperatura de 20ºC a -20ºC, como indica la Figura 2. Durante los ciclos, las probetas

estaban parcialmente sumergidas (10mm) en una solución de agua desionizada al 3% de NaCl.

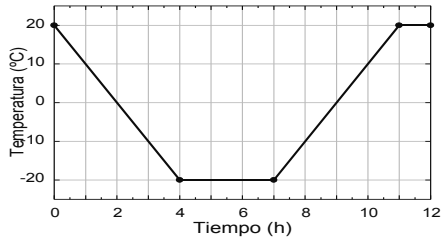


Figura 2. Esquema del ciclo hielo-deshielo.

La pérdida de masa de la superficie en contacto con la solución, de cada probeta, fue medida después de 4, 6, 14 y 28 ciclos. Para realizar las mediciones se retiraron las partículas adheridas de las superficies de las probetas mediante tratamiento en baño ultrasónico. Luego se filtró la disolución conteniendo el material desprendido y se secó durante 24h a 100ºC. El material se pesó después de alcanzar la temperatura ambiente. El resultado se expresó de acuerdo a:

$$m_n = \frac{\sum \mu_s}{A} \quad (1)$$

Donde m_n es la masa acumulada del material desprendido por unidad de superficie de ensayo después de n ciclos expresada en kg/m^2. μ_s es la masa acumulada del material seco desprendido después de n ciclos en kg. A es el área total de la superficie de ensayo en m^2.

En cada probeta de hormigón se utilizaron dos transductores (emisor y receptor) para medir la velocidad de pulso ultrasónico (VPU) a través del hormigón. La medida se realizó manualmente en la dirección paralela a la cara sumergida. La disminución del módulo de elasticidad debido a los daños internos se obtuvo mediante la medición de la velocidad de pulso ultrasónico, según la siguiente fórmula:

$$RDME(\%) = \left[\frac{n_c^{\,2}}{n_o^{\,2}}\right] * 100 \quad (2)$$

Donde n_c es la velocidad transversal de pulso ultrasónico después de c ciclos en (m/s). n_o es la velocidad inicial transversal de pulso ultrasónico en el ciclo cero en (m/s).

El cambio de longitud de las probetas se midió manualmente de acuerdo a la siguiente fórmula:

$$Cambio(\%) = \frac{(L_c - L_0)}{L_0} * 100 \quad (3)$$

Donde L_c es la longitud en el ciclo c (en mm). L_0 es la longitud inicial en el ciclo cero (en mm).

La deformación superficial en cada probeta de hormigón se midió usando dos galgas extensométricas comerciales adheridas en el centro (distancia H_1 de la base) y en la parte superior (distancia H_2 de la base) de la superficie lateral de la probeta. La posición de las la superficie lateral de la probeta. La posición de las galgas se muestra en la Figura 3.

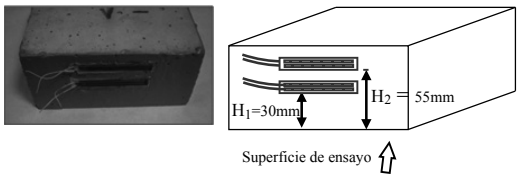


Figura 3. Bandas extensométricas.

3. RESULTADOS

3.1. Propiedades mecánicas y físicas

La Tabla 3 muestra los resultados de los ensayos mecánicos de las probetas a 28 días para los dos hormigones.

Tabla 3. Ensayos mecánicos de los dos hormigones

Propiedad	SFC	AEC
R. Compresión 7días (MPa)	38,5	30,5
R. Compresión 28días (MPa)	41,5	31,9
M. Elasticidad 28días (GPa)	29,0	28,0
R. Tracción 28días (MPa)	3,9	3,1

Las Figuras 4 y 5 muestran los resultados del ensayo MIP para cada hormigón antes de los ciclos hielo deshielo (7 y 28 días) y después de 42 ciclos hielo deshielo.

Como era de esperar, el hormigón SFC muestra un volumen de poros mucho menor que el hormigón AEC. El humo de sílice tiene un tamaño de partícula medio inferior a una micra (100 veces más fino que el cemento). Estas partículas finas llenan los vacíos entre los granos de cemento y reaccionan con la cal libre liberada durante la hidratación del cemento, dando lugar a un hormigón con menos poros que un hormigón ordinario.

Tras los 42 ciclos hielo deshielo, en el hormigón SFC (Figura 4) se observa un desplazamiento hacia la izquierda de la curva, que indica un refinamiento del poro. También se observa un incremento de la cantidad de poros de tamaños mayores (parte derecha de la curva), que indica la aparición de grietas.

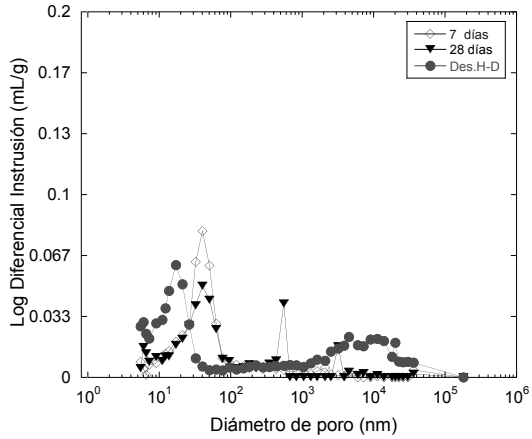


Figura 4. Distribución de tamaño de poro en el hormigón con humo de sílice SFC.

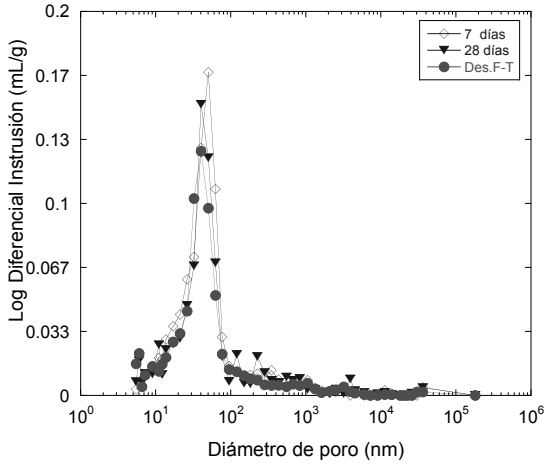


Figura 5. Distribución de tamaño de poro en el hormigón aditivo inclusor de aire (AEC)..

Por el contrario, en el hormigón AEC (Figura 5) no se aprecian apenas diferencias antes y después de los ciclos, lo que indica un buen comportamiento frente a los ciclos hielo deshielo.

El análisis ATD/TG cuantifica el contenido de productos hidratados. Las Figuras 6 y 7 muestran los contenidos de portlandita y el agua de gel para los dos hormigones. Se muestran los valores antes de los ciclos hielo deshielo (7 y 28 días) y después (42 ciclos hielo deshielo). En ambos casos, dado que el deterioro por ciclos hielo deshielo es superficial, ambos hormigones evolucionan desde los 28 días hasta el final de los ciclos incrementando el contenido de portlandita (Figura 6) y de geles CSH (Figura 7).

3.2. Daño por ciclos hielo-deshielo

La Figura 8 muestra los resultados de pérdida de masa superficial para los dos hormigones. En el caso del hormigón EAC no se aprecia daño significativo.

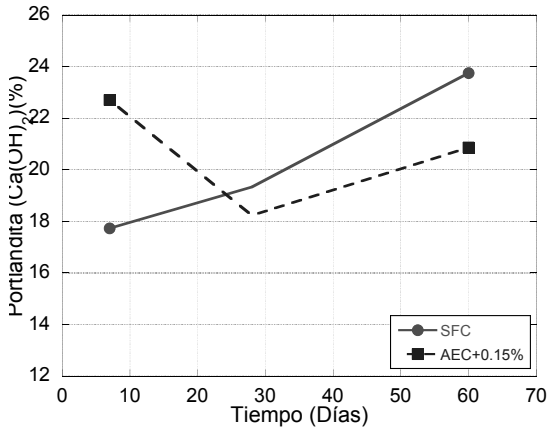


Figura 6. Contenido de portlandita de los hormigones.

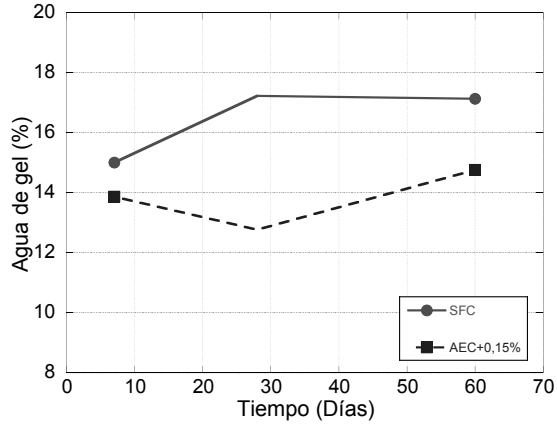


Figure 7. Contenido de agua de gel C-S-H de los hormigones.

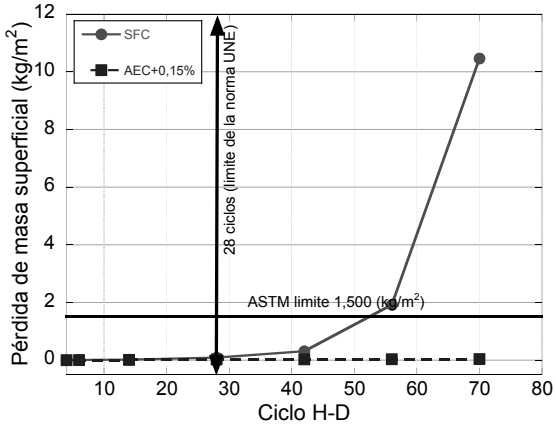


Figura 8. Pérdida de masa superficial para cada hormigón.

El hormigón SFC resiste sin problema los 28 ciclos estipulados por la norma, pero se deteriora significativamente a partir del ciclo 55.

La Figura 9 muestra los resultados RDME para las mismas probetas. Se observa que el RDME aumenta a medida que aumenta el número de ciclos para las dos

tipos de hormigones hasta el límite de la norma (28 ciclos). Esto se debe a que el pulso ultrasónico viaja por el interior del hormigón, viéndose poco afectado por el deterioro superficial.

Al aumentar el número de ciclos hielo deshielo hasta 70, el RDME para el hormigón SFC disminuye rápidamente, mientras que lo hace más lentamente en el hormigón AEC, lo que indica su mejor comportamiento frente al deterioro.

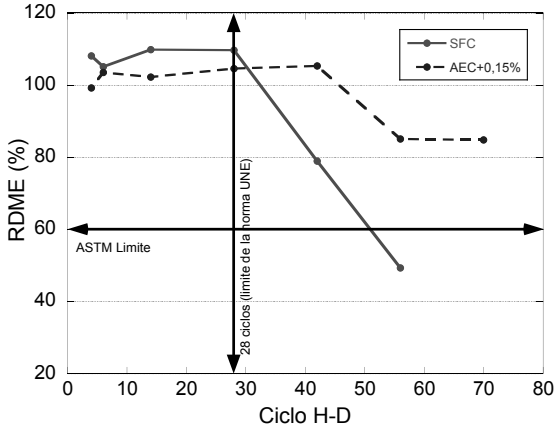


Figura 9. Medida de RDME para cada tipo de hormigón.

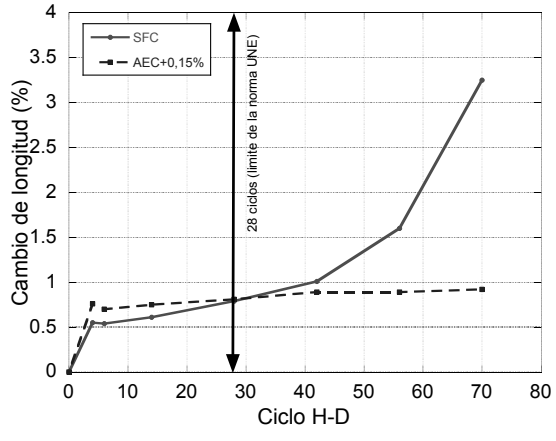


Figura 10. Medida del cambio de longitud para cada tipo de hormigón.

La Figura 10 muestra los resultados de cambio de longitud para las mismas probetas de cada tipo de hormigón. Se observa que el cambio de longitud tiene la misma tendencia del RDME para las dos tipos de hormigones hasta el límite de la norma (28 ciclos). Al aumentar el número de ciclos hielo deshielo hasta 70 ciclos, el hormigón SFC disminuye su cambio de longitud por generar fisuras en cada ciclo de H-D. Por otra parte, el hormigón AEC apenas muestra cambios durante los ciclos hielo deshielo.

La Figura 11 muestra la deformación medida con las galgas extensométricas en los dos hormigones tras los ensayos hielo deshielo. Ambos hormigones muestran un buen comportamiento hasta el ciclo 28. A partir de ese ciclo el hormigón SFC muestra un importante deterioro superficial manifestado por el aumento de deformación. Además, las galgas colocadas en la parte superior (H_2) mostraron menor deformación, lo cual indica un gradiente decreciente a medida que se aleja de la superficie en contacto con el medio de congelación.

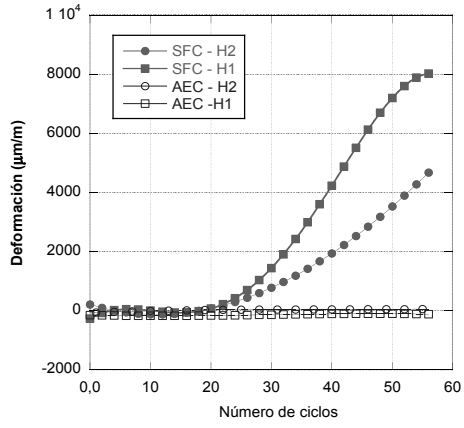


Figura 11. Medida de la deformación para cada hormigón con las galgas extensométricas.

4. CONCLUSIONES

Los dos hormigones superaron sin problemas el ensayo de resistencia al hielo deshielo UNE-CEN/TS 12390-9, que estipula 28 ciclos. Completado este número de ciclos el ensayo se extendió hasta 70 ciclos. Entre los ciclos 28 y 70 el hormigón aditivo aireante (AEC) apenas sufrió deterioro en comparación con el hormigón con humo de sílice (SFC). Este resultado fue confirmado por la medida de la deformación superficial, el cambio de longitud de las probetas y la modificación de la velocidad del pulso ultrasónico.

La deformación superficial, como medida de los cambios de longitud, es un buen indicador del deterioro superficial del hormigón debido a los ciclos de hielo-deshielo en este tipo de ensayos. Las bandas extensométricas comerciales pueden reemplazar las mediciones de descascarillamiento convencionales (medida de la masa superficial desprendida). Permite, además, evaluar la profundidad del deterioro al establecer un gradiente de deformaciones en la cara de medida de las deformaciones. Tiene la ventaja añadida de poder realizar una monitorización en continuo sin necesidad de parar el ensayo para realizar las medidas.

Análogo razonamiento se puede hacer de la medida de la disminución del módulo de elasticidad, evaluado mediante la velocidad del pulso ultrasónico, RDME. Sin embargo, el deterioro apreciado mediante RDME tras

los 28 ciclos es menor que con las otras técnicas de medida. Esto se debe a que la medida de la velocidad se realiza en dirección paralela a la cara sumergida, por lo que el pulso ultrasónico puede viajar por material no deteriorado. La evaluación del deterioro del hormigón mediante la variación de la velocidad del pulso ultrasónico parece más adecuada para ensayos en los que se induce el deterioro interno del hormigón mediante un gran número de ciclos hielo deshielo rápidos, como es el caso del ensayo ASTM C666 / C666M.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al Ministerio de Ciencia e Innovación la concesión de los proyectos BIA-2008-03523, BIA 2009-14395-C04-01 e IPT-42000-2010-31.

REFERENCIAS

[1] E. Ho & W. A. Gough, "Freeze thaw in Toronto, Canada in a changing climate", *Theoretical and Applied Climatology*, 83, pp. 203-210, 2006.

[2] E. F. Irassar, *Durabilidad del hormigón estructural*, Asociación Argentina de Tecnología del Hormigón, Argentina, 2001.

[3] G. Mays, *Durability of Concrete Structures, Investigation, repair, protection,* Taylor & Francis, London, 2003.

[4] G. Lomboy & K. Wang, "Effects of Strength, Permeability, and Air void Parameters on Freezing-Thawing Resistance of Concrete with and without Air Entrainment", *Journal of ASTM International,* Vol.6, No.10, 2009.

[5] B.B. Sabir & K. Kouyiali, "Freeze-Thaw Durability of Air Entrained CSF Concrete", *Cement & Concrete composites*, 13, pp. 203-208, 1991.

[6] M.F. Cánovas, *Hormigón*, Colegio Ingenieros Caminos, 666 pág., 2007.

[7] H. Toutanji et al, "Effect of supplementary cementitious materials on the compressive strength and durability of short-term cured concrete", *Cement & Concrete Research*, 34, pp. 311-319, 2004.

[8] G. Appa Rao, "Influence of silica fume on long-term strength of mortars containing different aggregate fractions", *Cement and Concrete Research* 31, 7-12, 2001.

[9] H. Yacizi, "The effect of silica fume and high-volume Class C fly ash on mechanical properties, chloride penetration and freeze-thaw resistance of self-compacting concrete", *Construction and Building Materials* 22, 456-462, 2008.

[10] S. Jacobsen et al, "Frost testing of high strength concrete: frost/salt scaling at different cooling rates", *Materials & Structures*, 30, pp. 33-42, 1997.

[11] B. Persson, "Internal frost resistance and salt frost scaling of self-compacting concrete", *Cement & Concrete Research*, 33, pp.373-379, 2003.

[12] Roxanne Kriesel et al, *Freeze-Thaw Durability of high-Strength Concrete*, Technical final report, Dept. of Civil Engineering, University of Minnesota. 1998.

[13] Al-Assadi, G., Casati, M.J., Fernández, J. Gálvez, J.C. "Effect of the curing conditions of concrete on the behaviour under freeze-thaw cycles", *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, in press, 2010.

[14] John J. Valenza II & George W. Scherer, "A review of salt scaling: I. Phenomenology", *Cement and Concrete Research*, 37 1007–1021, 2007.

[15] UNE-CEN/TS 12390-09, *Ensayos de hormigón endurecido, Parte9: Resistencia al hielo-deshielo, Pérdida de masa superficial*, Madrid-España: AENOR, Mayo, 2008.

[16] ASTM-D4404-04, *Standard Test Method for Determination Pore Volume and Pore Volume Distribution of Soil and Rock by* Mercury Intrusion *porosimetry*. ASTM, 2004.

OVERALL MECHANICAL BEHAVIOUR OF FRICTION STIR WELDED JOINTS SUPERFICIALLY TREATED BY LASER SHOT PEENING

M. Iordachescu[1], A. Valiente[1], L. Caballero[1], D. Iordachescu[2], J. Ruiz-Hervias[1], J. A. Poro[2]

[1] Departamento de Ciencia de Materiales, E.T.S. de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos, Universidad Politécnica de Madrid, c. Profesor Aranguren s/n, Madrid, España
E-mail: miordachescu@mater.upm.es

[2] Centro LÁSER, Universidad Politécnica de Madrid
E-mail: danut.iordachescu@upm.es

RESUMEN

En este trabajo se exponen resultados experimentales que ponen de manifiesto consistentemente la capacidad de los tratamientos con ondas de choque láser LSP (Laser Shock Processing) para modificar las propiedades globales de las soldaduras por fricción dinámica con movimiento rototraslatorío – FSW (Friction Stir Welding) en aleaciones AA 2024-T351. Los tratamientos LSP, aplicados mediante haces láser de intensidad superior a 10^9 W/cm^2, pulsos de Julios de energía y nano segundos de duración, generan tensiones residuales de compresión que frenan los procesos de iniciación y propagación de fisuras, mejorando la resistencia al desgaste, a la fatiga y a corrosión bajo tensión, y con ello, el comportamiento estructural global. Tras una breve descripción de los tratamientos FSW y LSP, se interpretan y analizan las medidas de microdureza y los ensayos de tracción realizados sobre uniones soldadas. Asimismo, se comparan y analizan las medidas de resistencia a la corrosión efectuadas en uniones soldadas, con y sin tratamiento LSP. Se subraya la posibilidad de mejorar el comportamiento de las uniones FSW generando tensiones residuales de compresión con tratamientos LSP.

ABSTRACT

The paper presents a consistent set of results showing the ability of Laser Shock Processing (LSP) in modifying the overall properties of the Friction Stir Welded (FSW) joints made of AA 2024-T351. Based on laser beam intensities above 10^9 W/cm^2 with pulse energies of several Joules and pulses durations of nanoseconds, LSP is able of inducing a compression residual stress field, improving the wear, fatigue and stress corrosion resistance by slowing crack initiation and propagation, then also improving the overall behaviour of the structure. After the FSW and LSP procedures are briefly presented, the results of micro-hardness measurements and transverse tensile tests of welded joints, together with the corrosion resistance of the native joints vs. LSP treated are discussed. The ability of LSP to generate compressive residual stresses and to improve the behaviour of the FSW joints is underscored.

PALABRAS CLAVE: FSW, LSP, microstructure, hardness, tensile strength, stress corrosion

1. INTRODUCTION

Aluminium alloys have been used starting early 1920's in aerospace structures since they develop a high strength-to-weight ratio through precipitation hardening. However, the presence of precipitates within these alloys leads to poor corrosion resistance [1].

Therefore the use of aluminium alloys requires the development of treatments which improve their corrosion resistance.

Traditional fusion welding techniques are not able to provide qualitative joints made of high strength aluminium alloys because high power concentration is needed; moreover, these alloys exhibit the tendency for both solidification and liquation cracking [1,2].

The new emerged technique of Friction Stir Welding (FSW) is suitable for the joining of aluminium alloys [1-4]. FSW brings the metal into a plastic state at a temperature below its melting temperature, and then mechanically stirs together the material of the two parts, under pressure, to form a welded joint [3]. The residual

stress field developed during the welding process may reduce the service performance of the welded material, and can lead to stress corrosion cracking (SCC) in the presence of specific environments [1].

It has been reported [1,2] that peening techniques like Laser Shock Processing (LSP) could be used to alleviate these issues by local surface treatment, capable of inducing deep-enough compressive residual stress able to moderate the residual tensile welding stress field.

LSP is based on the application of a high intensity pulsed Laser beam (irradiance, $I > 10^9$ W/cm^2; pulse duration, $\tau < 50$ ns) on a metallic target forcing a sudden vaporization of its surface into a high temperature and density plasma that immediately develops, inducing a mechanical shock wave propagating into material [1-2, 5-6].

The objective of the investigation was to assess the ability of LSP in modifying the overall mechanical properties of the FSW joints made of AA 2024-T351. The LSP effect on stress corrosion cracking (SCC) of these joints is also discussed.

2. EXPERIMENTAL SETUP

AA2024 is an extensively used aerospace material due to high strength and suitable fracture toughness; its chemical composition is given in Table 1.

Table 1. Nominal weight percentage for AA2024 chemical composition [7]

Al	Cr	Cu	Fe	Mg	Mn	Si	Ti	Zn
Bal	0.1	3.4-4.9	0.5	1.2-1.8	0.3-0.9	0.5	0.15	0.25

Table 2. FSW processing parameters

FSW Parameter	Units	Value
Pin Length	mm	4,17
Tilt Angle	^{0}	0
FSW Control	Position/Force	Vertical Force Control
Vertical Downward Forging Force	kgf	890
Rotation Speed	rpm	1000
Rotation Direction	CCW/CW	CW
Travel Speed	mm/min	300
Plunge Speed	mm/s	0.1
Dwell Time	s	8
Rolling Direction *versus* Weld Line		Perpendicular

The FSW specimens for this investigation were made at the DEM-IST Lisbon using the ESAB LEGIOTM FSW 3UL specialized equipment, and the third generation (iSTIR_v3) of patented FSW tools. The welding direction was perpendicular to the rolling direction of AA2024 plates of 4 mm thickness; the dimensions of the FSW panels after welding were 200 mm by 250 mm. The main processing parameters for acquiring the FSW butt welds are presented in Table 2.

No crack indications have been revealed after the visual inspection of the samples.

Transverse tensile specimens (conventional dog bone coupons), with a gage length of 50 mm and a gage width of 12.5 mm in accordance with ASTM E8, were machined from the FSW panels and native base metal coupons. These specimens were treated by laser shock (laser peened) on a total length of 57 mm, on both faces of the specimens (Fig. 1). Unpeened specimens from both the native base metal and FSW panels were also tension tested and used as a baseline. Same type of specimens was used to investigate the influence of the LSP on the joints SCC susceptibility through a slow strain rate testing (SSRT).

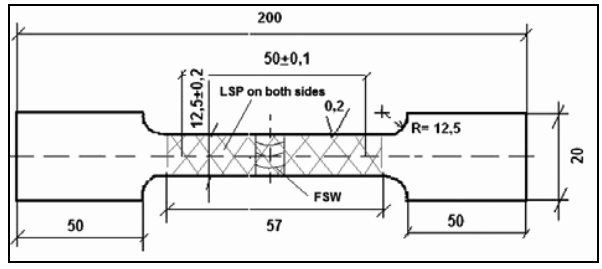


Figure 1. Sketch of the FSW & LSP specimen used for tension and SSC testing

Table 2. LSP processing parameters

PROCESS PARAMETERS	
Wavelength (nm)	1064
Frequency (Hz)	10
Energy (J/pulse)	2.8
Pulse duration (ns)	~ 9
Spot diameter (mm)	1.679 - 1.847
Overlapping (pulses/cm^2)	1600
Confining medium	Water jet

The laser shock processing was performed at Centro Laser UPM, Universidad Politécnica de Madrid. A Nd:YAG laser, emitting at 1064 nm (fundamental) and 532 nm (1st harmonic) wavelengths, in nanoseconds regime due to a Q-switch device was used. A set of mirrors brings the laser beam into the treatment area, covered with an approximately 1-mm thick laminar

layer of flowing water. The processing parameters are presented in Table 2.

Tensile testing was performed at room temperature on a 200 KN servo-hydraulic universal testing machine using a constant crosshead speed of 1 mm/min. A Video Image Correlation system (VIC2D) was used additionally to conventional clip-on extensometers to assess the strain data and the overall mechanical characteristics of the FSW joints, with or without LSP treatment.

3. RESULTS AND DISCUSSION

3.1 Weld Microstructure

The joint macrostructure and its typical regions, namely the heat affected zone, HAZ, the thermo-mechanically affected zone, TMAZ, and the weld zone/nugget, WZ, are presented in Fig. 2. A larger TMAZ is found in the retreating side of the joint, as a peculiarity of the FSW process.

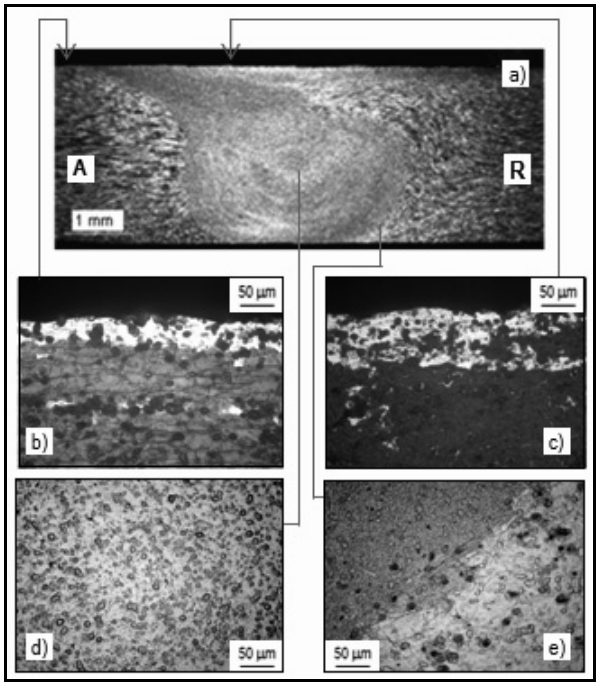


Figure 2. Tipical features of AA2024 FSW joint with LSP surface treatment: a) joint macrostructure and relevant microstructures position; b) optical microstructure of HAZ revealing LSP zone; c) optical microstructure of WZ and LSP substrate; d) optical microstructure of the weld nugget; e) optical microstructure of the joint retreating side (R) capturing the WZ – TMAZ transition; A – advancing side.

The weld nugget appears wider on the crown region of the weld since the upper surface was in contact with the tool shoulder (Fig. 2a). The nugget region (Fig. 2d) at the weld centre was subjected to high plastic deformation and a high enough temperature to initiate grain recrystallisation. The grain structure of TMAZ was distorted due to the mechanical action from the welding tool (Fig. 2a,e). The HAZ microstructure (Fig. 2b) resembles the pan-cake parent material grain structure, although the precipitates in this region are generally larger than in the base material.

LSP influence on the upper side of the treated specimens, HAZ and WZ, is presented in Figs. 2b and Fig. 2c, respectively.

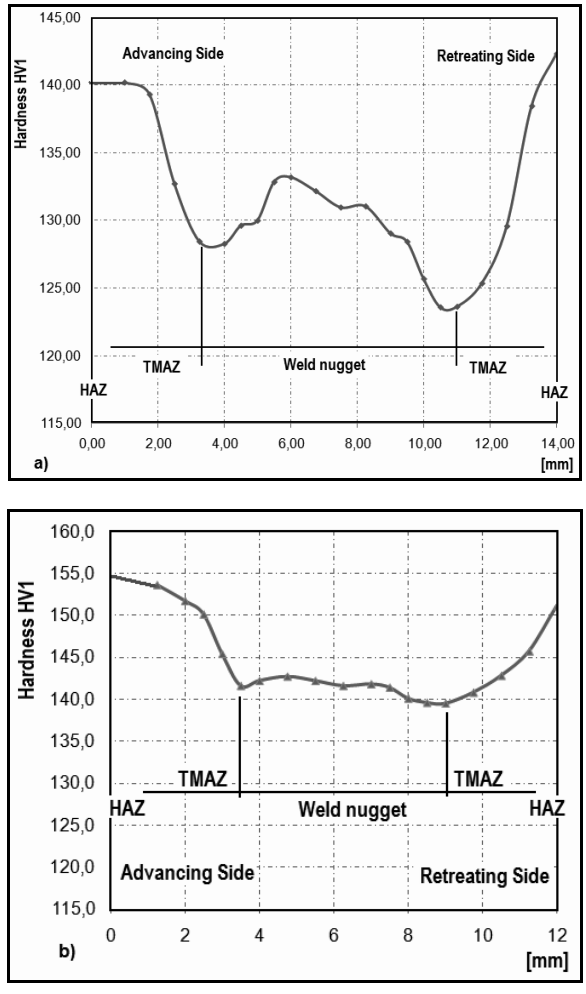


Figure. 3. Hardness field of AA2024-T351 joint at 0.25 mm from the weld top surface: a) FSW joint; b) FSW joint treated by LSP on both sides.

3.2. Hardness Analysis

The values of the microhardness field across the native FSW joint are presented in Fig. 3,a. The weld region exhibits the ''W''-shaped hardness distribution which is typical of many friction stir welds of precipitation hardening alloys. The minimum hardness values were found in the TMAZ corresponding to the retreating side. The weld nugget, TMAZ and the HAZ microhardness values are softer comparing to the average values of the native AA2024 alloy due to the dissolution of strengthening precipitates during FSW. Fine equiaxed

grains in the weld nugget have replaced the initial microstructure of the base material.

Fig. 3,b shows the transverse hardness variation (at 0.25 mm depth from the specimens top side) after LSP treatment, applied on both faces of the joint. The minimum hardness values were also found in the TMAZ corresponding to the retreating side of the FSW joint. LSP produces the hardness increases in the weld area up to values comparable with the base metal ones (140 HV1). LSP was applied starting from the base metal un-affected by FSW, and a superficial hardening (155 HV1) was noticed here. The superficial hardening effect induced by the LSP treatment was found up to 1mm depth from the specimens top side, but its effects are clearly relevant on 0.25-0.3 mm depth [1,2].

3.3 Tensile Properties

Tensile test results are shown in Fig. 4. The fracture locations of the welded specimens were at, or near the interface between the weld nugget and TMAZ, on the retreating side at a 45^0 angle with respect to the plate surface.

The interface between the weld nugget and TMAZ corresponds to a low hardness area because the material of this region was over aged. Therefore, this area of the weld will be relatively ineffective in inhibiting dislocation motion, and the strain localization in the softened area of the weld will result in a reduction of the overall elongation in transverse tension.

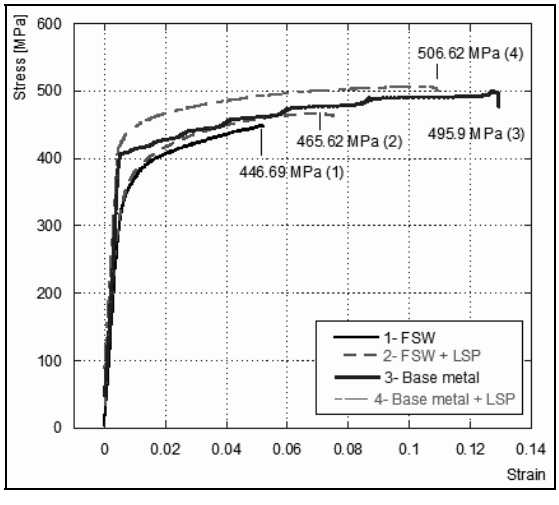


Figure 4. Engineering stress-strain curves of: 1- FSW joint; 2- FSW joint with LSP surface treatment; 3- native base metal AA2024-T351; 4- AA2024-T351 with LSP surface treatment.

Conventional tension tests can provide information only on the overall stress-strain distribution, due to the joint un-homogeneities (Fig. 4). Thus, it was found that the degradation in tensile strength of the FSW sample was 10% with respect to the base metal. Samples superficially treated with LSP showed better tensile properties, and only a 5% reduction in tensile strength was found.

Strain distribution at 0.5 s before specimens failure in tension resulted from processing the tension test images justifies the consistent failure in the retreating side (Fig. 5). These strain maps are also showing that the tensile properties of the welded joint are not symmetric on the two interfaces of the weld, and that the tensile properties in the retreating side are weaker than those in the advancing side. Properties for the welded specimens exhibited lower values than those of the un-welded base material.

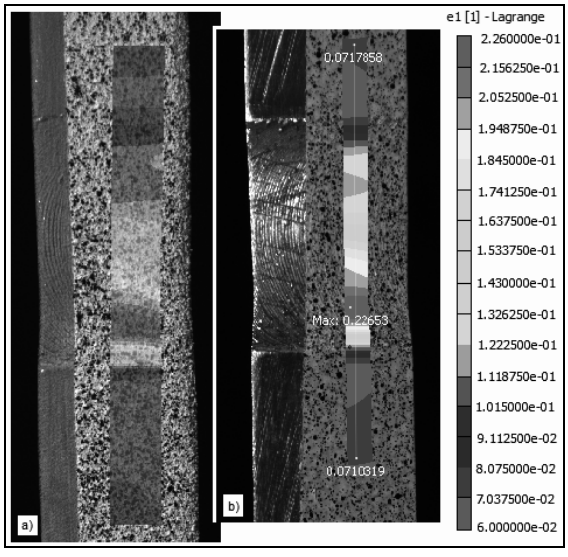


Figure 5. Strain distribution at 0.5 s before specimens' failure in tension: a) FSW joint with LSP surface treatment; b) FSW joint.

The influence of the LSP is evident in case of the FSW joints made of AA2024-T351 alloy thin plates treated both sides. At joint scale, a stiffening effect is induced by superficial hardening of the top and bottom layers, generating changes in the overall mechanical behaviour of the structure.

3.4. Stress Corrosion Cracking (SCC) Susceptibility

The LSP effect on slow strain rate testing (SSRT) in a 3.5% NaCl solution of the FSW joints is presented in Fig. 6. The tensile samples were oriented such that the weld was in the centre of the specimen and the load was applied perpendicular to the welding direction. The gage portion of the tensile samples was submerged in a 3.5% NaCl solution at room temperature and was placed in a servo-hydraulic universal testing machine (Fig. 6a). The tests were carried out at a strain rate of $1x10^{-6}$ s^{-1}.

All tested samples tested by tension have fractured at the interface between the weld nugget and the TMAZ in the retreating side of the FSW joint (Fig. 6c,d); no sign of stress corrosion cracking was found on the surface

throughout the gage length (Fig. 6d). Throughout, signs of active pitting corrosion initiation were more visible on the TMAZ of the FSW un-treated sample after 48 hours from the beginning of the SSR test (Fig. 6b). In spite of this pitting attack initiation, the results indicate that the general corrosion rates were very small for all tested samples. No signs of pitting corrosion were found on LSP treated samples.

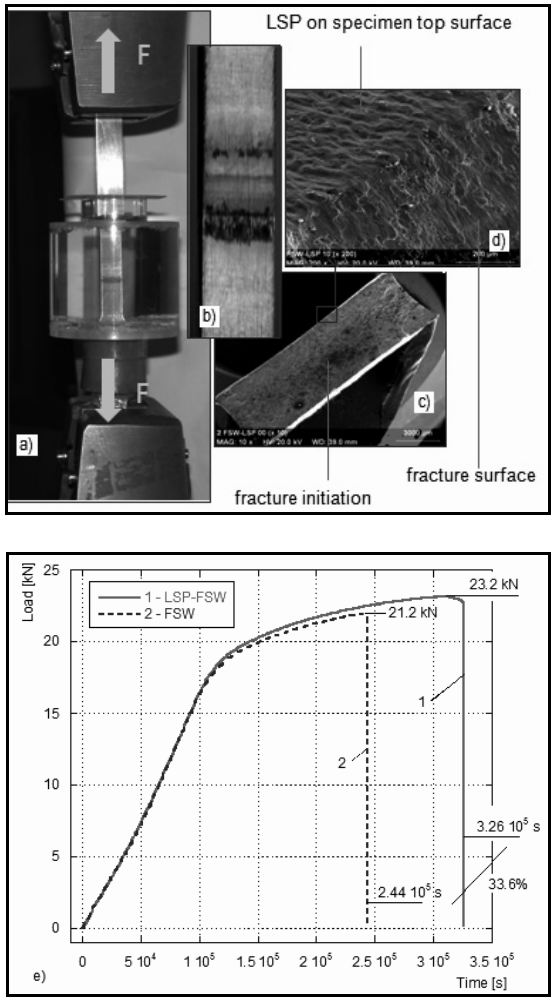


Figure 6. LSP influence on FSW joints-SSRT in 3.5% NaCl solution: a) SSRT; b) FSW joint, LSP treated during SSRT; c) SEM image showing the fracture initiation of the FSW specimen, LSP treated; d) SEM image showing the end of the fracture and the LSP top side; e) Load vs. time curves of: 1- FSW joint with LSP; 2- native FSW joint.

The only notable difference between the LSP treated and un-treated tested samples was found by plotting the curves load vs. time. The SSR test duration of the LSP treated samples is 33% higher comparing with the results obtained by testing un-treated FSW joints. In terms of strain-stress correlation, a similar mechanical behaviour of the tested samples was recorded, that is consistent with the data presented in Fig. 4.

4. CONCLUSIONS

The LSP influence is beneficial in case of FSW joints of AA2024-T351. At joint scale, a stiffening effect is induced by LSP by hardening the superficial top and bottom layers, generating changes in the overall mechanical behaviour of the structure. The samples laser shock processed exhibited superior tensile properties as compared to the un-peened ones. The testing strain rate had no significant effect on the mechanical behaviour of the samples.

In spite of the active pitting corrosion initiation on FSW samples, the results indicate that the general corrosion rates were very small for all tested samples. No signs of pitting corrosion were found on LSP treated samples.

REFERENCES

[1] O. Hatamleh, P. M. Singh, H. Garmestani: *Stress Corrosion Cracking Behavior of Peened Friction Stir Welded 2195 Aluminum Alloy Joints,* Journal of Materials Engineering and Performance, Vol. 18(4), June 2009, pp. 406-413.

[2] O. Hatamleh, S. Forth, A.P. Reynolds: *Fatigue Crack Growth of Peened Friction Stir-Welded 7075 Aluminum Alloy under Different Load Ratios,* Journal of Materials Engineering and Performance, Vol. 19(1), February 2010, pp. 99-106.

[3] M. Iordachescu, D. Iordachescu, M. Blasco, E. Scutelnicu: *Comparative analysis of the friction stir processing effects on as cast and rolled plates of aluminium alloys*, Metalurgia International, Vol. 14, No. 7, 2009, pp. 99-104.

[4] M. Iordachescu, D. Iordachescu, J.L. Ocana, P. Vilaca, E. Scutelnicu: *FSW - Characteristic flaws in aluminium alloys joints*, Metalurgia International, Vol. 14, No. 2, 2009, pp. 135-138.

[5] J.L. Ocaña, M. Morales, J.A. Porro, C. Molpeceres, D. Iordachescu: *Laser shock processing of metallic materials. Prospects for application to release the residual stresses in FSW joints,* Metalurgia International, Vol. 14, No. 3, 2009, pp. 113-116.

[6] J.L. Ocaña, M. Morales, C. Molpeceres, J. Porro: *Laser Shock Processing as a Method for Surface Properties Modification of Metallic Materials.* Shot Peening and other Mechanical Surface Treatments, 2005 IIT International, France, pp. 466-471.

EFECTO DE LA SAL SOBRE EL COMPORTAMIENTO MECÁNICO DE MEZCLAS BITUMINOSAS EN CALIENTE

R. Tino[1], B. González[1], J.C. Matos[2], J. Toribio[1]

[1]Ingeniería de Materiales (Universidad de Salamanca),
E.P.S., Campus Viriato, Avda. Requejo, 33, 49022. Zamora. España.
Correo-e: rubentino@gmail.com

[2]Departamento de Informática y Automática, (Universidad de Salamanca),
E.P.S., Campus Viriato, Avda. Requejo, 33, 49022. Zamora. España.
Correo-e: jcmatos@usal.es

RESUMEN

En este artículo se analiza el efecto del cloruro sódico sobre el comportamiento mecánico de las mezclas bituminosas en caliente (MBCs) ya que, durante los meses de invierno, es una práctica habitual realizar tratamientos con fundentes (tanto preventivos como curativos) para evitar que el agua se hiele sobre el pavimento, con el consiguiente peligro para la seguridad de la circulación vial. Los ensayos se han realizado tanto sobre probetas de laboratorio como sobre testigos del firme puesto en obra. El comportamiento estático del material se ha caracterizado mediante el ensayo de inmersión-compresión, recogido en la normativa española, mientras que el comportamiento dinámico se determinó a través de ensayos de carga cíclica en compresión con los que se obtiene el módulo dinámico. Los resultados muestran el efecto perjudicial de la sal sobre el comportamiento mecánico de las MBCs, de modo que se puede observar una pérdida de sus propiedades mecánicas, tanto estáticas como dinámicas, respecto al mismo pavimento sometido a las mismas condiciones ambientales pero no a dichos tratamientos.

ABSTRACT

Present paper analyzes the effect of sodium chloride on the mechanical behaviour of hot mix asphalt (HMA) because, during winter months, it is a habitual practice to accomplish treatments with fluxes (both preventive and curative) to avoid water freezing up on the pavement, with the resulting danger for the safety of road circulation. Tests were performed on both laboratory specimens and samples of the real pavement in the road. The static behaviour of the material was characterized by means of the immersion-compression test, included in Spanish standards, whereas the dynamic behaviour was determined through cyclic compression tests to obtain the dynamic modulus. Results show a detrimental effect of salt on the mechanical behaviour of HMA, so that an accelerated loss of their mechanical properties (both static and dynamic) can be observed, in relation to the same pavement subjected to the same environmental conditions but not to such treatments.

PALABRAS CLAVE: Mezclas bituminosas en caliente; Efecto del cloruro sódico; Efecto del agua; Comportamiento mecánico.

1. INTRODUCCIÓN

Los tratamientos con fundentes durante la época de vialidad invernal (para mantener el correcto estado de las distintas redes de carreteras), preferentemente NaCl y puntualmente CaCl, tanto en forma sólida, como en forma humidificada o solución (salmuera), se han generalizado hoy en día debido básicamente a las exigencias de los usuarios, a la presión social, y al compromiso de las diversas administraciones. El mayor empleo de los fundentes en las carreteras ha llevado a aumentar notablemente los medios destinados a la vialidad invernal, tanto en personal y maquinaria, como en capacidad de almacenamiento. La afección de los fundentes sobre los pavimentos, y en concreto sobre la mezcla bituminosa en caliente (MBC), se ha visto considerablemente aumentada y, por tanto, su posible deterioro debido a estos fundentes.

El comportamiento de la MBC es el resultado de la integración de los de sus componentes. El refuerzo lo constituyen los áridos, de naturaleza elastoplástica (las

capas granulares del firme muestran una respuesta no lineal y elastoplástica) y la matriz la constituye el ligante más el polvo mineral o *filler*, de naturaleza viscoelástica (con una conducta dependiente del tiempo bajo las cargas dinámicas generadas por el tráfico), por lo que la MBC se comporta de forma viscoelastoplástica [1]. Además, el daño producido por la humedad y el agua siempre ha sido una de las principales preocupaciones en las MBC [2].

En el presente estudio, para conocer el comportamiento del firme sometido a la afección de sales antihielo, se han utilizado ensayos tanto de tipo estático (ensayo normalizado de inmersión–compresión [3]), como de tipo dinámico (medida del módulo dinámico [4] y del módulo complejo de la MBC [5]).

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

En este trabajo se ha llevado a cabo la evaluación experimental del comportamiento del firme de la capa de rodadura frente a la aplicación de sales y salmueras para deshielo, para lo cual se ha sumergido el material en una solución salina.

La solución salina se ha obtenido directamente de la fábrica de salmuera utilizada para los tratamientos de vialidad invernal. Esta solución está compuesta por un 75% de H_2O y un 25% de NaCl, porcentajes utilizados por los medios de mantenimiento de carreteras y que son los más próximos (por encima) al punto eutéctico del diagrama de estado del agua-cloruro sódico.

La utilización, por parte de los medios de conservación de carreteras, de un porcentaje ligeramente mayor al punto eutéctico, se justifica por la posibilidad de eventuales aportes de agua procedentes del hielo y la nieve, que pueden hacer descender la concentración de la salmuera utilizada, evitando así una falta de NaCl en la mezcla que eleve el punto de fusión a temperaturas cercanas a 0ºC.

Los ensayos se han realizado sobre una serie de probetas fabricadas en laboratorio de acuerdo con el procedimiento indicado en la norma NLT 161 [3], así como sobre testigos del firme recién colocado en obra extraídos directamente por medio de corte con una sonda rotativa. Las probetas realizadas en laboratorio tenían un diámetro de 101.6 mm y una altura de 66 mm, mientras que los testigos presentaban un diámetro aproximado de 100 mm y un espesor variable, ya que cuentan con el que posee la capa puesta en obra (que oscila, en este caso, entre 50 y 65 mm). El tipo de MBC ensayada en todos los casos ha sido AC16 surf (S12), fabricada con betún 60/70.

2.1. Comportamiento estático del material.

La caracterización del comportamiento estático del material se ha realizado mediante la ejecución de ensayos normalizados de inmersión-compresión, siguiendo la metodología definida por la norma del laboratorio de transportes NLT-162 [3], que mide el efecto del agua sobre la cohesión de las MBCs compactadas, mediante la evaluación de la resistencia a compresión simple de las mismas. Para la realización de dichos ensayos, se dividieron los testigos en tres grupos, de cuatro testigos cada uno de ellos.

Los testigos del primer grupo se han mantenido en primer lugar a una temperatura de 25±1ºC durante más de 24 h. A continuación, las probetas se han sumergido en un baño de agua regulada a 25±1ºC durante dos horas, para después proceder a la determinación de su resistencia a compresión simple de acuerdo con la norma NLT-161.

Los testigos del segundo grupo se han sumergido en un baño de agua regulada a 60±1ºC durante 24 h. Despu se han sacado del baño y se han mantenido a temperatura ambiente durante 2 h, procediendo posteriormente a la determinación de su resistencia a compresión simple de acuerdo con la norma NLT-161.

Por último, para ensayar los testigos del tercer grupo se ha procedido exactamente igual que para realizar los ensayos del segundo grupo, solo que sustituyendo el baño de agua por un baño en solución salina al 25%, con las características descritas anteriormente.

2.2. Comportamiento dinámico del material.

Para la determinación del comportamiento dinámico del material se ha optado por utilizar la medida de módulos dinámicos de materiales para carreteras, definido en la norma NLT 161.

El objetivo de este ensayo ha sido evaluar la evolución a lo largo del tiempo del módulo dinámico de diferentes testigos y probetas sumergidas tanto en agua como en solución salina. Para ello, los testigos y probetas se han sometido a ciclos de cargas en compresión (en una máquina de ensayos servohidráulica) con una forma de onda sinusoidal y utilizando distintas frecuencias de solicitación (de 0.1, 1.0, 2.5 y 5.0 Hz) a temperatura ambiente (23ºC), repitiendo dichos ensayos, en el caso de los testigos, también a baja temperatura (4ºC).

En la medida de las deformaciones que experimenta el material se ha utilizado un extensómetro, de base de medida 25 mm, fijado a la generatriz de la probeta, situándose en el centro de su altura. Para cada probeta se ha repetido el ensayo al menos 4 veces, de forma que se ha ido variando la localización de la generatriz donde apoya el extensómetro en 90º.

La carga aplicada en todos los ensayos ha estado comprendida entre un máximo de 5 kN y un mínimo de 0.2 kN (no se llegaron a aplicar 0 kN, para que no se produjese separación entre la probeta y los platos de compresión). Previamente a la toma de datos, se

efectuaron 100 ciclos de precarga a 0.1 Hz para el asentamiento del material. A continuación, se realizaron 100 ciclos de carga para cada una de las frecuencias de estudio, registrándose la carga y la deformación con objeto de medir el módulo dinámico.

2.3. Determinación del daño a largo plazo del material.

El problema de la determinación a largo plazo del daño sufrido por las MBCs, debido tanto a la presencia de agua como de solución salina, es complejo. Al alterarse la geometría de las probetas con el paso del tiempo por la aparición de grandes fisuras, hinchamiento y disgregación del material, se hace prácticamente inviable la realización de ensayos para la adquisición de parámetros mecánicos con los que se pueda evaluar dicho daño, por lo que se ha optado por utilizar para la caracterización un análisis de tipo fotográfico a lo largo del tiempo, documentando todas las variaciones dimensionales apreciadas en el material.

3. RESULTADOS EXPERIMENTALES

3.1. Comportamiento estático del material.

Los resultados del ensayo de inmersión-compresión, según la norma NLT 162, son la densidad relativa (g/cm^3) y la resistencia a compresión simple (Pa). Los valores obtenidos para los ensayos se relacionan en la tabla 1, junto a los promedios para cada grupo de probetas analizadas.

Tabla 1. Ensayos de inmersión-compresión.

Nº de probeta	***Densidad relativa (g/cm^3)***	***Resistencia a compresión simple (MPa)***
Grupo 1: Sumergidas en agua 2 h		
1-1	2.246	4.23
1-2	2.250	4.53
1-3	2.259	4.17
1-4	2.255	4.20
Promedio	2.253	4.28
Grupo 2: Sumergidas en agua 24 h		
2-1	2.273	3.85
2-2	2.268	3.73
2-3	2.273	3.91
2-4	2.265	3.88
Promedio	2.270	3.84
Grupo 3: Sumergidas en solución salina 24 h		
3-1	2.250	3.16
3-2	2.245	3.11
3-3	2.257	3.00
3-4	2.251	2.93
Promedio	2.251	3.05

3.2. Comportamiento dinámico del material.

El parámetro que se ha considerado más representativo para evaluar el comportamiento dinámico del material ha sido el módulo dinámico, E^*, que representa la relación que existe entre la amplitud cíclica de la función tensión, σ_0, aplicada a un material viscoelástico lineal, y la amplitud cíclica de la función deformación, ε_0, que experimenta [4]:

$$\left|E^*\right| = \frac{\sigma_0}{\varepsilon_0} \tag{1}$$

De esta forma, con las mediciones realizadas en cada uno de los ensayos, se ha procedido a calcular, a las diferentes frecuencias estudiadas, los módulos dinámicos para las probetas ensayadas. En las figuras 1 y 2 se muestra la representación gráfica de los resultados obtenidos para las probetas sumergidas en agua y en solución salina, respectivamente.

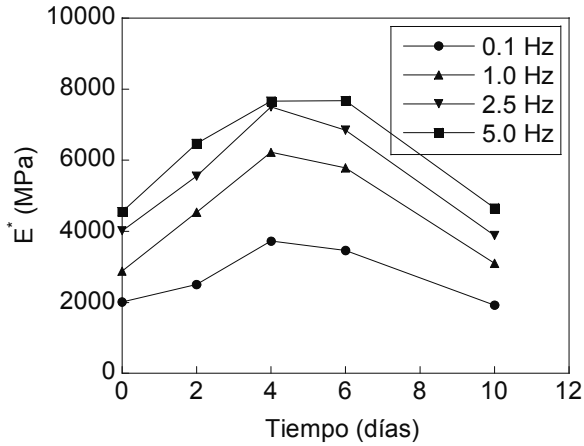


Figura 1. E^* de la MBC (probeta) en agua.

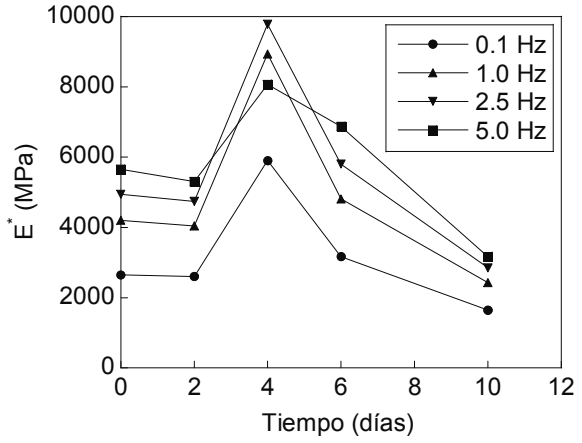


Figura 2. E^* de la MBC (probeta) en solución salina.

3.3. Determinación del daño a largo plazo del material.

Por lo que se refiere a la aparición de fisuras, comienzan a ser apreciables (varios milímetros) en todos los testigos (obtenidos de obra) sumergidos en agua y disolución salina a partir de las 48 horas (figuras 3 a 5), mientras que en las probetas de laboratorio no se han observado a simple vista durante los días que duraron los ensayos.

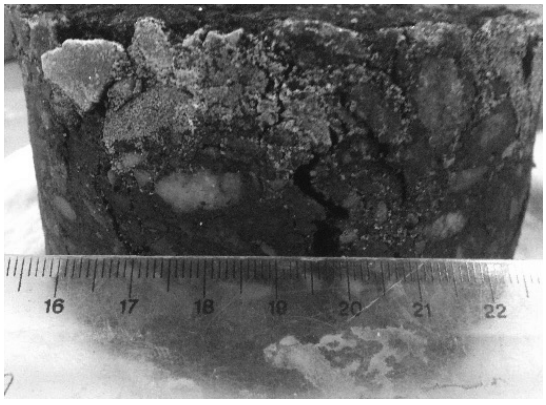


Figura 3. Progresión de fisuras en testigos sumergidos en solución salina el día 3.

Figura 4. Testigos sumergidos 7 días. De izqda. a dcha.: en solución salina a 4 ºC, en solución salina a 23 ºC y en agua a 23 ºC.

Figura 5. Testigo no sumergido (izqda.) vs. testigo sumergido en agua durante 35 días (dcha.).

Para los testigos, las fisuras fueron evolucionando hasta la práctica disgregación del material. El día 35 se empezó a observar signos de falta de cohesión en todas las probetas, siendo, si cabe, más pronunciados en el caso de los testigos sumergidos sólo en agua a temperatura ambiente.

En la tabla 2 se reflejan los cambios geométricos que presentan los testigos utilizados en el presente estudio a lo largo del tiempo.

Tabla 2. Evolución de las dimensiones de las probetas a lo largo del tiempo.

Testigo	***Diámetro (mm)***		
	día 0	***día 8***	***día 35***
MBC+H2O (23ºC)	100	113	125
MBC+H2O+NaCl (23ºC)	100	106	113
MBC+H2O+NaCl (4ºC)	100	118	128
Testigo	***Altura (mm)***		
	día 0	***día 8***	***día 35***
MBC+H2O (23ºC)	64	56	55
MBC+H2O+NaCl (23ºC)	57	55	54
MBC+H2O+NaCl (4ºC)	63	56	55

4. DISCUSION

4.1. Comportamiento estático del material.

A partir de la resistencia a compresión simple media para cada grupo de testigos se obtuvo el índice de resistencia conservada (*IRC*),

$$IRC(\%) = 100\left(\frac{R_2}{R_1}\right) \qquad (2)$$

siendo R_1 la resistencia a compresión simple de las probetas no sumergidas y R_2 la resistencia a compresión simple de las probetas sumergidas.

En la tabla 3 se refleja la resistencia a compresión simple media de cada grupo, tomando el primer grupo como referencia, calculándose el *IRC* definido en la norma NLT 162 [6] para los grupos de testigos 2 (baño en agua) y 3 (baño en solución salina).

Tabla 3. IRC y pérdida de resistencia.

Grupos	***IRC (%)***	***Pérdida de resistencia (%)***
2 *vs.* 1	89.7	10.3
3 *vs.* 1	71.2	28.8

La pérdida de resistencia en el ensayo de inmersión-compresión no debe rebasar el 25% de acuerdo con lo estipulado en el artículo 542 del PG-3, en la redacción dada por la Orden FOM/891/04 [6].

En los ensayos del grupo 2 la pérdida de resistencia es menor del 25%, mientras que en los ensayos del grupo 3, no se cumple la condición impuesta por la norma al dar un valor más grande (figura 6).

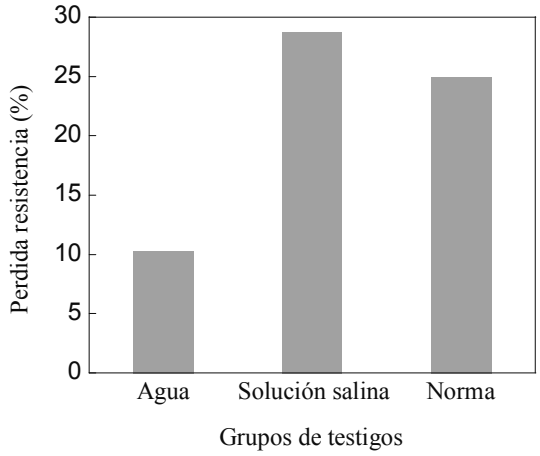


Figura 6. Pérdida de resistencia a compresión simple.

4.2. Comportamiento dinámico del material.

Se ha evaluado la evolución del módulo dinámico a lo largo del tiempo de las probetas sumergidas en agua y sumergidas en solución salina, para establecer las diferencias de comportamiento existentes. Para correlacionar el comportamiento de la MBC sumergida en agua con la sumergida en la solución salina, se propone el cálculo del índice de variación del módulo dinámico, IVE^* definido como,

$$IVE^* = \frac{E^*_{\text{adim}}\,(\text{solución salina})}{E^*_{\text{adim}}\,(\text{agua})} \qquad (3)$$

Siendo E^*_{adim} (solución salina) y E^*_{adim} (agua) las relaciones entre el módulo dinámico en cada medida de las probetas sumergidas en solución salina y agua (respectivamente) y el módulo dinámico inicial (medido el primer día antes de sumergir en agua).

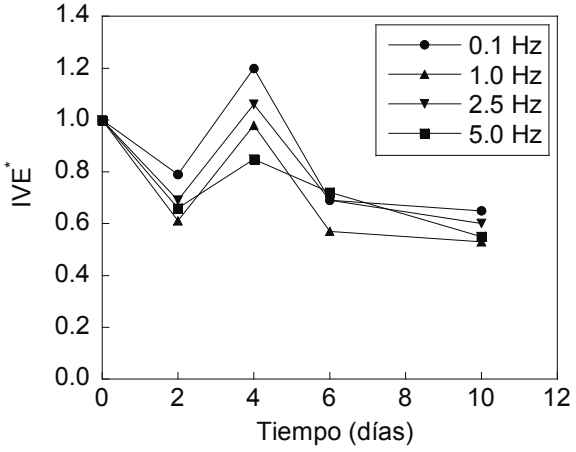


Figura 7. Evolución temporal del IVE^*.

La figura 7 muestra el índice de variación para los ensayos realizados sobre probetas de laboratorio en función del tiempo, donde se observa que toma, en general, valores menores que uno. Esto indica que la solución salina produce un mayor deterioro en el material que el agua.

4.3. Determinación del daño a largo plazo del material.

Tanto de la evaluación de las secuencias fotográficas obtenidas a lo largo del tiempo como del análisis de la evolución de las dimensiones de los testigos ensayados, se puede deducir sin lugar a dudas que el material sufre un proceso de hinchamiento y posterior disgregación que lo invalida para su uso.

Se confirma con la evaluación visual y la medición de las dimensiones de las probetas el rápido deterioro sufrido por las MBC, por efecto tanto del agua como de las soluciones salinas, de modo que se puede concluir que el agua es el factor principal de deterioro del firme sometido a condiciones de vialidad invernal, contribuyendo el cloruro sódico en menor medida a ese deterioro, pero sin ser ni mucho menos despreciable.

Aunque el comportamiento de una MBC varía según la frecuencia utilizada y la temperatura a la que se encuentre, se ha podido evaluar la afección que producen, tanto el agua como las soluciones salinas, a las MBCs. De esta forma, si bien en un principio ambas las rigidizan, posteriormente provocan una caída muy importante del módulo dinámico, ya que una MBC deteriorada se comporta de forma que presenta un E^* menor que una sana, como lo atestiguan las distintas campañas de medidas de deflexiones que se efectúan para evaluar el deterioro en los pavimentos, de modo que siempre se ha considerado que a mayor deflexión (menor rigidez), existe un mayor deterioro.

Por otro lado, es conveniente recordar que en los últimos tiempos se utilizan salmueras para la aplicación de fundentes durante los periodos de vialidad invernal, lo que implica indirectamente la aplicación de agua sobre la carretera, aumentando considerablemente la cantidad de agua soportada por la misma de forma natural (causada mayormente por la lluvia y la nieve), ya que dichas aplicaciones suelen efectuarse todos los días, e incluso varias veces al día.

Por último reseñar el carácter higroscópico de la sal, lo que provoca que la humedad no se elimine fácilmente sino que quede más tiempo en contacto con la MBC, aumentando más si cabe su deterioro.

5. CONCLUSIONES

Por medio de los distintos ensayos de inmersión-compresión efectuados ha quedado suficientemente demostrado el perjuicio que supone a las mezclas bituminosas en caliente (MBC) el uso de soluciones

salinas en los tratamientos de vialidad invernal, como lo atestigua la disminución de un 18.5% del *IRC* y por tanto el aumento en la misma cuantía de la pérdida de resistencia a compresión simple.

Se ha comprobado mediante los ensayos dinámicos realizados a las MBCs que el E^* (módulo de Young dinámico) se ve afectado tanto por el agua como en mayor medida por la solución salina, rigidizándose en los primeros momentos en ambos casos, para posteriormente provocar una importante caída en su valor, lo que ha sido mucho más acusado en los testigos que en las probetas.

En los testigos se ha podido apreciar de una forma muy temprana la aparición de fisuras, hinchamiento y posterior disgregación del material, lo que inhabilita al material para su función.

En las probetas fabricadas en laboratorio no se ha apreciado la aparición temprana de fisuras mientras que en los testigos sí, lo que es indicativo de su diferente comportamiento. Se recomienda por tanto el estudio sobre testigos, ya que reflejan de una forma mucho más fiel las características de las MBCs colocadas en obra.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecen el suministro de las MBCs al Ministerio de Fomento.

REFERENCIAS

[1] Garnica, P., Gómez, J.A. y Sesma, J.A., *Mecánica de materiales para pavimentos (Publicación Técnica Nº 197)*, Instituto Mexicano del Transporte, Méjico, 2002.

[2] Chen, X. and Huang, B., "Evaluation of moisture damage in hot mix asphalt using simple performance and superpave indirect tensile tests", *Constr. Build. Mater.* **22**, pp. 1950-1962, 2008.

[3] CEDEX, *Normas del Laboratorio de Transportes (NLT). Vol II. Ensayos de carreteras.* Dirección General de Carreteras. Ministerio de Fomento, España, 1992-2000.

[4] Monismith, C.L., Sousa, J. and Lysmer, J., *Modern pavement design technology including dynamic loading conditions. Vehicle/pavement interaction, where the truck meets the road (SP-765)*. Society of Automotive Engineers Inc., USA, 1988.

[5] Toribio, J., González, B., Tino, R. and Matos, J.C., "Fatigue performance of hot bituminous mixtures for firm reinforcement", en "Proceedings of the 18 European Conference on Fracture (ECF 18)", Dresden, Germany, 2010.

[6] *Orden FOM/891/2004, de 1 de Marzo, por la que se actualizan determinados artículos del pliego de prescripciones técnicas generales para obras de carreteras y puentes relativos a firmes y pavimentos* (BOE 83, pp. 14446-14509). Ministerio de Fomento, España, 2004.

INLUENCIA DEL TIEMPO DE HIDROGENACIÓN SOBRE EL FACTOR DE INTENSIDAD DE TENSIONES CRÍTICO EN ALAMBRES FISURADOS DE ACERO EUTECTOIDE

D. Vergara[1], M. Lorenzo[2], L. Aguado[1] y J. Toribio[1]

[1] Ingeniería de Materiales, Universidad de Salamanca,
E.P.S., Avda. Requejo 33, 49022 Zamora
Tel: (980) 54 50 00; Fax: (980) 54 50 02, Correo-e: dvergara@usal.es

[2] Ingeniería Mecánica, Universidad de Salamanca,
E.T.S.I.I. de Béjar, Avda. Fernando Ballesteros 2, 37700 Béjar (Salamanca)

RESUMEN

Los aceros eutectoides sometidos a ambientes de *fisuración asistida por hidrógeno* (FAH) presentan una fractografía típica denominada en inglés *tearing topography surface* (TTS), vinculada al micro-daño asistido por hidrógeno en el material. El tamaño y forma de las zonas afectadas por el hidrógeno influye directamente en el comportamiento en fractura de aceros eutectoides en ambientes hidrogenantes. Este artículo analiza la influencia que ejerce el tiempo de exposición al hidrógeno en el factor de intensidad de tensiones (FIT) crítico en ambiente de hidrógeno (K_{FAH}), teniendo en cuenta las diferentes geometrías que adopta la zona TTS en función de dicho tiempo. Los resultados obtenidos sugieren que la influencia del hidrógeno sobre el comportamiento en fractura de aceros eutectoides es completamente distinta a nivel global que a nivel local.

ABSTRACT

Eutectoid steels subjected to *hydrogen-assisted cracking* (HAC) atmospheres show a typical fractography called *tearing topography surface* (TTS), linked with hydrogen-assisted micro-damage in the material. The size and shape of hydrogen affected zones directly influence the fracture behaviour of eutectoid steels in hydrogen atmospheres. This article analyzes the influence of hydrogen exposure time on the critical stress intensity factor (SIF) in hydrogen (K_{HAC}), taking into account the different geometries that TTS zones exhibit depending on such a time. Obtained results suggest that hydrogen influence on fracture behaviour of eutectoid steels is completely different in a global than in a local level.

PALABRAS CLAVE: Aceros eutectoides, fisuración asistida por hidrógeno, tearing topography surface, factor de intensidad de tensiones, tiempo de hidrogenación.

1. INTRODUCCIÓN

La superficie de fractura de un acero eutectoide que ha estado sometido a un ambiente hidrogenante presenta una fractografía característica –conocida en inglés como *tearing topography surface* (TTS)– que está vinculada al micro-daño por hidrógeno en el interior del material [1]. El interés científico por el efecto nocivo del *hidrógeno* sobre este tipo de aceros es grande debido a que este elemento químico puede alterar las propiedades mecánicas del material [2,3] y, como consecuencia, la integridad de los elementos estructurales construidos con él, pudiendo producir roturas catastróficas [4,5]. El fenómeno de crecimiento de fisuras en ambiente hidrogenante se conoce como *fisuración asistida por hidrógeno* (FAH).

En dicho proceso, el hidrógeno actúa penetrando desde el ambiente hacia el interior del material, favoreciendo un crecimiento subcrítico de fisuras [6], que induce a que existan diferentes etapas de formación de la TTS a nivel fractográfico [7]. Estas fisuras van aumentando su tamaño subcríticamente hasta el instante en el que en un punto determinado se alcanza la condición crítica, que da lugar a la fractura total del material [8]. En dicha fase subcrítica puede haber varios frentes de fisuración a la vez –planos de multifisuración– antes del instante de rotura final [9,10]. Por otro lado, dependiendo del tiempo que el acero eutectoide o perlítico ha estado expuesto al hidrógeno, la zona –fisura– con topografía TTS puede adoptar diferentes geometrías [9].

Este aspecto es muy importante desde el punto de vista de la Mecánica de Fractura puesto que esta diferencia geométrica afecta al valor del *factor de intensidad de tensiones crítico* en ambiente agresivo de FAH [11] y, por lo tanto, influye directamente en el comportamiento en fractura. Según estudios previos [12], la expresión más adecuada del *factor de intensidad de tensiones* en un alambre fisurado es la de Shin y Cai [13], la cual requiere conocer los parámetros que caracterizan la geometría de la fisura, que en este caso han sido tomados de anteriores trabajos [9].

2. PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA

De acuerdo con estudios previos [9,14], la geometría que adoptan las zonas TTS es aproximadamente elíptica. El factor de intensidad de tensiones crítico se puede calcular a partir de la expresión:

$$K_{FAH} = Y\,\sigma_H\,\sqrt{\pi a_H} \qquad (1)$$

donde Y es el factor de forma para la geometría analizada, σ_H es la tensión remota aplicada en el instante de rotura en ambiente FAH y a_H es la profundidad máxima de la zona TTS. Considerando la solución de Shin y Cai [13] como la más apropiada [12], el factor de forma se obtiene a partir de la ecuación:

$$Y = \sum_{i=0}^{2}\sum_{j=0}^{7}\sum_{k=0}^{2} M_{ijk}\left(\frac{a_H}{b_H}\right)^i\left(\frac{a_H}{D}\right)^j\left(\frac{x}{h}\right)^k \qquad (2)$$

donde a_H/b_H es el factor de aspecto representativo de la esbeltez de la geometría elíptica (Figura 1), D es el diámetro inicial de la probeta, los valores de M_{ijk} están dados en la Tabla 1, y x/h representa cualquier posición del frente de fisura (Figura 1).

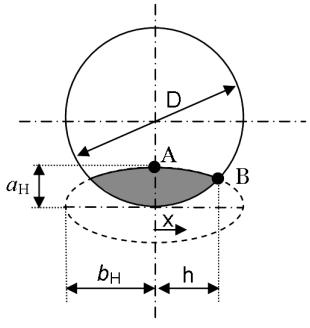


Figura 1. Caracterización de la fisura (Shin y Cai [13])

Para analizar la influencia del tiempo de exposición al hidrógeno en el valor del factor de intensidad de tensiones crítico K_{FAH} se han considerado los valores experimentales de publicaciones anteriores [9]. Dichos valores (Tabla 2) han sido obtenidos después de someter a un alambrón eutectoide de 11.04 mm de diámetro (D) a ensayos de fractura en hidrógeno, i.e., FAH [cf. 9].

Los datos de la Tabla 2 son el promedio de los valores experimentales obtenidos a partir de varios ensayos. Según éstos, el tamaño (a_H/D) y el factor de forma (a_H/b_H) de la zona TTS dependen de la velocidad de solicitación, análogamente, del *tiempo de exposición al hidrógeno*. Teniendo en cuenta estos resultados, si existe tiempo suficiente para que el hidrógeno se difunda en el material, la zona TTS tiende a crecer adoptando geometrías cada vez más elípticas que alcanzan, a su vez, puntos más profundos del material.

Tabla 1. Coeficientes M_{ijk} de Shin y Cai [13]

i	j	k = 0	k = 1	k = 2
0	0	0.22000	0.12300	-0.40900
0	1	28.513	0.51100	-9.7640
0	2	-354.78	-2.0340	128.82
0	3	2178.6	-19.569	-727.08
0	4	-7140.2	144.43	2201.1
0	5	12957	-359.28	-3732.8
0	6	-12228	393.52	3343.5
0	7	4721.9	-159.21	-1240.2
1	0	-0.32600	0.065000	1.0110
1	1	-3.7800	-6.8780	-3.9460
1	2	79.489	47.747	41.099
1	3	-571.09	-119.95	-316.68
1	4	1976.3	14.769	1284.9
1	5	-3583.4	423.17	-2563.3
1	6	3256.8	-661.61	2455.2
1	7	-1163.2	306.18	-880.30
2	0	0.26600	0.11800	-1.5840
2	1	-9.1180	-3.5150	45.562
2	2	85.381	75.016	-552.89
2	3	-465.01	-587.59	3322.5
2	4	1475.9	2197.4	-10812
2	5	-2794.5	-4264.8	19328
2	6	2878.9	4138.3	-17830
2	7	-1261.3	-1588.1	6638.7

Tabla 2. Valores experimentales [9] para calcular K_{FAH} en función de la velocidad de solicitación ($\dot{u}$)

$\dot{u}$ (mm/min)	σ_H (GPa)	a_H (mm)	a_H/b_H	a_H/D
0.1	1.1220	0.9485	0.9400	0.0859
0.01	0.9690	1.9690	0.7817	0.1784
0.005	1.0240	2.3270	0.7000	0.2108

3. RESULTADOS NUMÉRICOS

A partir de los datos reflejados en la Tabla 2 y las ecuaciones (1) y (2) se han obtenido, para diferentes velocidades de solicitación ($\dot{u}$) los valores correspondientes al factor de forma Y (Figura 2) y al factor de intensidad de tensiones crítico K_{FAH} (Figura 3). Con éstos se puede analizar la influencia del tiempo de exposición al hidrógeno –a través de la velocidad de solicitación– en ambos parámetros, incluyendo además en el análisis todos los puntos del frente de fisura que

presenta la fractografía TTS (x/h = 0, punto A de la Figura 1; x/h = 1, punto B de la Figura 1).

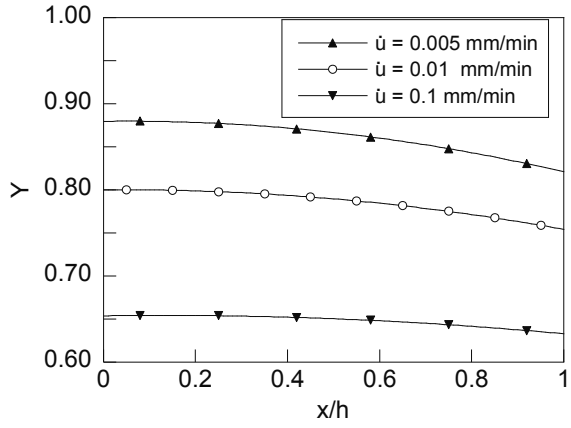


Figura 2. Distribución del factor de forma Y a lo largo del frente de fisura con fractografía TTS para distintas velocidades de solicitación.

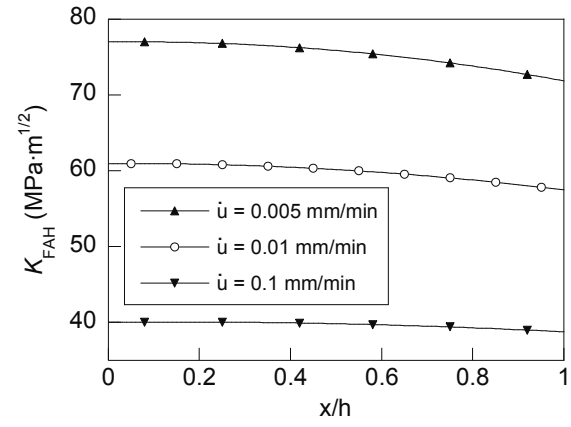


Figura 3. Distribución del factor de intensidad de tensiones crítico K_{FAH} a lo largo del frente de fisura con fractografía TTS.

Al comparar las Figuras 2 y 3 entre sí se puede apreciar que existe una influencia directa de la distribución del factor de forma Y a lo largo del frente de la fisura en la distribución que adopta el valor del FIT crítico K_{FAH}. De hecho, parece que los otros factores reflejados en la ecuación 1 (σ_H y a_H) apenas representan un cambio en dicha distribución, i.e., *los valores del FIT crítico K_{FAH} se ven afectados en mayor proporción por los parámetros geométricos –resultado directo del tiempo de exposición al hidrógeno– que por los parámetros mecánicos.*

Para confirmar esta influencia se ha recurrido a dos nuevos parámetros: (i) ΔY, que representa la variación porcentual del valor del FIT adimensional Y entre el punto central de la fisura y un punto de la superficie (puntos A y B de la Figura 1, respectivamente); y (ii) ΔK_{FAH}, que representa esa misma variación pero para el valor del FIT crítico K_{FAH}. De esta manera las ecuaciones que representan dichos parámetros son respectivamente:

$$\Delta Y(\%) = \frac{Y\big|_{x/h=0} - Y\big|_{x/h=1}}{Y\big|_{x/h=1}} \cdot 100 \quad (3)$$

$$\Delta K_{\mathrm{FAH}}(\%) = \frac{K_{\mathrm{FAH}}\big|_{x/h=0} - K_{\mathrm{FAH}}\big|_{x/h=1}}{K_{\mathrm{FAH}}\big|_{x/h=1}} \cdot 100 \quad (4)$$

En la Figura 4 se han representado los valores de ΔY y ΔK_{FAH} para las tres velocidades de solicitación consideradas, viéndose que los valores de ambas variaciones porcentuales son prácticamente idénticos. Esto indica nuevamente que, en ambiente FAH, el factor más influyente en el factor de intensidad de tensiones es la geometría de la fisura, que depende directamente del tiempo de exposición al hidrógeno [9].

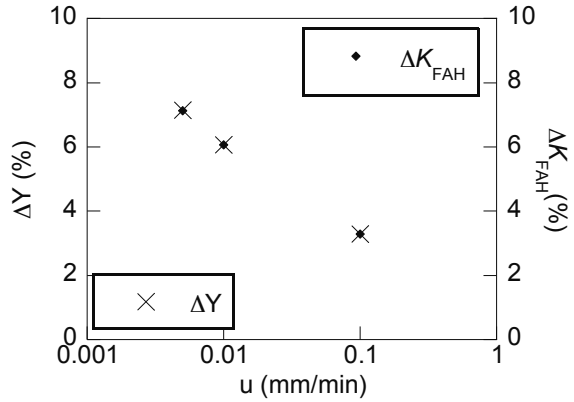


Figura 4. Gráfica comparativa entre ΔY y ΔK_{FAH} para las distintas velocidades consideradas.

4. DISCUSIÓN

En la Figura 3 se aprecia que el factor de intensidad de tensiones crítico K_{FAH} es menor en los puntos situados en la superficie del alambrón (x/h = 1), lo que indica que la zona fisurada tiende a aumentar en la superficie del alambre antes que profundizar hacia el interior de éste, i.e., *el área con fractografía TTS tiende a crecer de manera subcrítica adoptando geometrías cada vez más elípticas*. Además, este hecho se enfatiza a medida que el tiempo de exposición al hidrógeno es mayor (menores velocidades de solicitación), ya que la diferencia entre los valores de K_{FAH} entre la zona central, x/h = 0, y la superficie, x/h = 1, se va acrecentando (Figura 4). Se establece, por lo tanto, una coherencia con lo observado en estudios previos [9] donde se comprobó de manera experimental la tendencia de la zona TTS a adoptar geometrías más elípticas con el tiempo de exposición al hidrógeno.

Por otro lado, según la Tabla 2, a mayores velocidades de solicitación, o lo que esto implica, menores tiempos de exposición al hidrógeno, se obtienen zonas TTS con mayores factores de aspecto (a_H/b_H). Por lo tanto, teniendo en cuenta los gráficos mostrados en la Figura 3, se puede afirmar que a mayor factor de aspecto (a_H/b_H) menor valor del factor de intensidad de tensiones crítico (K_{FAH}) –comportamiento más frágil del material–. Esto es coherente con estudios previos [15] donde se comprobó numéricamente que *el efecto del hidrógeno es mayor en regiones TTS con mayores factores de aspecto*.

De acuerdo con la Figura 4, donde se comprueba que son los parámetros geométricos y no los mecánicos los factores fundamentales en el cálculo de K_{FAH}, se puede afirmar que *es el factor de forma de la zona TTS* (a_H/b_H) *el que afecta realmente a la distribución de* K_{FAH} *a lo largo de la fisura*, dando mayores diferencias entre la superficie (x/h = 1) y el centro de la fisura (x/h = 0) cuanto menores valores adopta. Por tanto se puede afirmar que cuanto mayores tiempos de exposición al hidrógeno se apliquen (menores $\dot{u}$), la geometría que adopta la zona TTS será cada vez más elíptica y esto generará mayores diferencias del K_{FAH} a lo largo del frente de fisura, mientras que a menores tiempos de exposición (mayores $\dot{u}$) la geometría será más cercana a la semicircular y entonces el K_{FAH} será más constante para las distintas posiciones del frente de fisura (x/h).

Todo este análisis conduce a una divergencia entre la influencia del hidrógeno en el comportamiento del acero eutectoide a nivel global –macroscópico– y a nivel local –microscópico–. Por un lado, *a nivel global* ha quedado demostrado que este elemento favorece un proceso de degradación del acero, conocido como *fragilización por hidrógeno* (FH), que puede afectar a elementos estructurales construidos con este tipo de aceros [4,5]. Por el contrario, con el presente análisis se manifiesta que *a nivel local* el hidrógeno parece favorecer un *comportamiento tenaz*. Esto se puede comprobar a partir de la Figura 3 donde se observa que es precisamente a menores velocidades de solicitación cuando los valores alcanzados por el factor de intensidad de tensiones crítico K_{FAH} son más altos. Esto implica que a mayores tiempos de exposición al hidrógeno, que favorece una mayor concentración de dicho elemento en el interior del acero (manifestándose con mayores áreas con fractografía TTS [9]), el material es cada vez menos frágil (mayores valores de K_{FAH}).

Según los resultados obtenidos, este comportamiento menos frágil a nivel local al que tiende el acero eutectoide con la presencia del hidrógeno refuerza la teoría de la *plasticidad localizada potenciada por el hidrógeno* (*hydrogen enhanced localized plasticity*) [16-19]. Además, como refuerzo a esta justificación, la propia topografía TTS durante su proceso de formación, antes de alcanzar la apariencia de "desgarro", comienza adoptando la apariencia de cuasi-CMH (coalescencia de microhuecos), que es una fractografía asociada a un comportamiento dúctil [7].

5. CONCLUSIONES

- El factor de intensidad de tensiones crítico en un ambiente que favorece la fisuración asistida por hidrógeno (K_{FAH}) aumenta con el tiempo de exposición a dicho elemento químico.
- El valor de K_{FAH} se ve afectado en mayor proporción por los parámetros geométricos –resultado directo del tiempo de exposición al hidrógeno– que por los parámetros mecánicos.
- La distribución de K_{FAH} a lo largo del frente de fisura justifica que el área con fractografía TTS tienda a crecer de manera subcrítica adoptando geometrías cada vez más elípticas.
- El efecto del hidrógeno es mayor en regiones TTS con mayores factores de aspecto –geometrías cercanas al semicírculo–, que favorecen un comportamiento más frágil del material.
- Cuanto mayor es el tiempo de exposición al hidrógeno, más elíptica es la geometría que adopta la zona TTS y esto genera mayores diferencias del K_{FAH} a lo largo del frente de fisura.
- Aunque el comportamiento en fractura del alambrón eutectoide sometido a un ambiente catódico es frágil a nivel macroscópico, a nivel local se produce un comportamiento tenaz.
- A mayor concentración de hidrógeno en el interior del alambrón –provocada por un mayor tiempo de exposición a dicho elemento– más se tiende a un comportamiento tenaz a nivel localizado.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean hacer constar su agradecimiento a las siguientes instituciones financiadoras: MCYT (Proyecto MAT2002-01831), MEC (Proyecto BIA2005-08965), MCINN (Proyecto BIA2008-06810) y JCyL (Proyectos SA067A05, SA111A07 y SA039A08).

REFERENCIAS

[1] Toribio, J., Lancha, A.M., Elices, M., Characteristics of the new tearing topograhpy surface. *Scripta Metallurgica et Materialia*, 1991, **25**, 2239-2244.

[2] Beloglazov, S.M., Peculiarity of hydrogen distribution in steel by cathodic charging. *Journal of Alloys and Compounds*, 2003, **356-357**, 240-243.

[3] Wayne, G., Corrosion and embrittlement of high-strength steel bridge wires. Ph. D. Thesis, Columbia University, 2001.

[4] Vehovar, L., Kuhar, V., Vehovar, A., Hydrogen-assisted stress-corrosion of prestressing wires in a motorway viaduct. *Engineering Failure Analysis*, 1998, **5**, 21-27.

[5] Woodtli, J., Kieselbach, R., Damage due to hydrogen embrittlement and stress corrosion cracking. *Engineering Failure Analysis*, 2000, **7**, 427-450.

[6] Toribio, J., Lancha, A.M., Stress corrosion behaviour of high-strength steel: design on the basis of the crack growth kinetics curve. *Materials & Design*, 1996, **16**, 283-288.

[7] Toribio, J., Vasseur, E., Hydrogen-assisted micro-damage evolution in pearlitic steel. *Journal of Materials Science Letters*, 1997, **16**, 1345-1348.

[8] Toribio, J., Kharin, V., Vergara, D., Blanco, J.A., Ballesteros, J.G., Influence of residual stresses and strains generated by cold drawing on hydrogen embrittlement of prestressing steels. *Corrosion Science*, 2007, **49**, 3557-3569.

[9] Vergara, D., Gil, R., Toribio, J., Evolución geométrica de la zona TTS con el tiempo de exposición al hidrógeno. *Anales de Mecánica de la Fractura*, 2008, **25**, 337-342.

[10] Vergara, D., Toribio, J., Influencia de la anisotropía microestructural de los aceros de pretensado en el aspecto fractográfico de la zona TTS. *Anales de Mecánica de la Fractura*, 2009, **26**, 325-330.

[11] Toribio, J., Ayaso, F.J., González, B., Matos, J.C., Vergara, D., Estimación ingenieril del factor de intensidad de tensiones crítico en alambres fisurados. *Anales de Mecánica de la Fractura*, 2002, **19**, 501-506.

[12] Toribio, J., Álvarez, N., González, B., Matos, J.C., A critical review of stress intensity factor solutions for surface cracks in round bars subjected to tension loading. *Engineering Failure Analysis,* 2009, **16**, 794-809.

[13] Shin, C.S., Cai, C.Q., Experimental and finite element analyses on stress intensity factors of elliptical surface crack in a circular shaft under tension and bending. *International Journal of Fracture*, 2004, **129**, 239-264.

[14] Toribio, J., Fracture mechanics approach to hydrogen-assisted microdamage in eutectoid steel. *Metallurgical and Materials Transactions*, 1997, **28A**, 191-197.

[15] Toribio, J., Vergara, D., Lorenzo, M., Influence of fatigue pre-loading level on hydrogen-assisted micro-damage in eutectoid steel. NACE Interntl., CORROSION 2010, San Antonio, paper 10296.

[16] Sofronis, P., Birnbaum, H.K., Mechanics of the hydrogen dislocation impurity interactions—I. increasing shear modulus. *Journal of the Mechanics and Phyics of Solids*, 1995, **43,** 49-90.

[17] Sofronis, P., Liang, Y., Aravas, N., Hydrogen induced shear localization of the plastic flow in metals and alloys**.** *European Journal of Mechanics - A/Solids*, 2001, **20**, 857-872.

[18] Liang, Y., Sofronis, P., Aravas, N., On the effect of hydrogen on plastic instabilities in metals. *Acta Materialia*, 2003, **51**, 2717-2730.

[19] Liang, Y., Ahn, D.C., Sofronis, P., Dodds Jr., R.H., Bammann, D. Effect of hydrogen trapping on void growth and coalescence in metals and alloys. *Mechanics of Materials*, 2008, **40**, 115-132.

TÉCNICAS EXPERIMENTALES

COMPORTAMIENTO VISCOELÁSTICO CUASI-LINEAL DEL DISCO DE LA ATM. PARTE I: VALIDACIÓN DE UN PROCEDIMIENTO DE ENSAYO PARA SU OBTENCIÓN.

M. S. Commisso, J. Martínez - Reina, J. Dominguez

Departamento de Ingeniería Mecánica y de los Materiales, Escuela Superior de Ingenieros de Sevilla. Camino de los descubrimientos s/n, 41092, Sevilla, España.
E-mail: mscommisso@esi.us.es

RESUMEN

En este trabajo se valida una metodología experimental para obtener los parámetros que determinan el comportamiento viscoelástico cuasi-lineal (QLV) del disco de la articulación temporomandibular (ATM). Se han utilizado series de Prony para caracterizar el efecto viscoelástico y un modelo de Mooney Rivlin para la función de respuesta elástica. Dicha función es, por lo general, compleja y es necesario simular un estado tensional sencillo, de compresión pura en este caso, para obtener una formulación manejable. Se ha desarrollado un algoritmo que ajusta las constantes del modelo QLV a partir de dicho ensayo de compresión pura con una posterior relajación de tensiones. En el procedimiento previsto, la probeta cilíndrica se pega a la base de un vástago de mayor diámetro y con otro vástago igual, en el que se permite el deslizamiento, se comprime la probeta. Para validar el procedimiento es necesario comprobar que las condiciones de carga del ensayo no difieran mucho de las de compresión pura. Para ello, se desarrolló un modelo de elementos finitos que simulara el ensayo con diferentes condiciones de contorno. Los resultados demostraron que se debe adherir solo la zona central en la base de la probeta, posibilitando el deslizamiento en la zona adyacente. Además, se evaluó la influencia del coeficiente de fricción entre vástago y probeta, y se estableció un criterio pasa-no pasa para las probetas con espesor variable.

ABSTRACT

In this paper an experimental test is validated to obtain the material parameters for a QLV model used for the temporomandibular joint (TMJ) disc. Prony series are used to characterize the viscoelastic behaviour and a Mooney-Rivlin model for the elastic response. The complete formulation is, in general, complex so it is necessary to establish a simple stress state, like pure compression, to be able to reasonably manage the equations. An algorithm is developed to adjust the QLV model constants from the pure compression test with a stress relaxation after the specimen is loaded. In the protocol, the specimen is stuck in a plate and compressed with an upper punch. To validate the procedure, it is necessary to check that the loading conditions are really those of pure compression. So, the test is simulated with a finite element model with different boundary conditions. The results show that the best conditions of the experimental procedure are sticking only a part of the inferior face of the specimen and keeping the friction coefficient as low as possible in the rest. The variation of the thickness has been analyzed and a criterion has been defined to determine whether the specimen can be used or must be rejected.

PALABRAS CLAVE: Disco ATM, modelo QLV, simulación numérica de ensayos.

1. INTRODUCCIÓN

Los tejidos biológicos blandos presentan un estado tensional altamente dependiente de la historia de deformación previa. Muchos autores han propuesto modelos viscoelásticos lineales para relacionar tensión-deformación, utilizando modelos como el de Voigt, Maxwell y Kelvin. Otros autores, propusieron espectros continuos de relajación, combinando infinitos elementos de Voigt y Maxwell [1] y otros propusieron modelos no lineales de la teoría de Kelvin usando resortes de distinta longitud natural [2]. Sin embargo, estos modelos no son aplicables cuando las deformaciones son finitas, ya que se observa un comportamiento tensión-deformación no lineal. Por esto último, en este artículo se utiliza un modelo de comportamiento viscoelástico cuasi lineal (QLV), propuesto por Fung [3] para describir el comportamiento del disco de la articulación temporomandibular (ATM). El modelo QLV, a pesar de ser unidimensional y no tener en cuenta la anisotropía del material, presenta una importante ventaja, y es que es posible, obtener a partir de ensayos relativamente simples, la función que describe al material. Este modelo ha sido utilizado previamente para describir el comportamiento de válvulas aórticas en porcinos por

Carew et al. [4], pero en este trabajo se utilizará una respuesta elástica que tenga en cuenta la no linealidad.

El disco de la articulación temporomandibular es un cartílago sometido, principalmente, a compresión que actúa como almohadilla entre el hueso de la mandíbula y el temporal. El modelo QLV es fácilmente ajustable cuando el caso de carga es sencillo, ya que la expresión que describe el comportamiento del material es cerrada.

El objetivo de este trabajo es desarrollar una metodología para aplicar el modelo de Fung a ensayos de compresión pura en discos de la ATM. Debido a que unas condiciones de ensayo no adecuadas pueden derivar en una estimación errónea de los parámetros del material, se ha determinado como influyen diversos parámetros del ensayo en las constantes del modelo. En concreto, se analiza la forma de sujeción de la probeta, el coeficiente de fricción entre el disco y las mordazas y la variación en el espesor en el espécimen. Lo que se quiere comprobar es que con unas condiciones de ensayo razonablemente asequibles de conseguir se pueden estimar las constantes del material con suficiente precisión.

2. MATERIALES Y METODOS

El modelo QLV consiste en factorizar la respuesta de tensiones del material en una función Te que depende de la deformación exclusivamente y que se denomina función de respuesta elástica y una función de relajación que es función del tiempo. En concreto, si se considera un espécimen cilíndrico de un material viscoelástico y se somete a una deformación unitaria en forma de escalón, su respuesta en tensiones será:

$$\sigma(\lambda,t) = \bar{G}(t)T^e(\lambda) \quad (1a) \qquad \bar{G}(0) = 1 \quad (1b)$$

donde $\bar{G}(t)$ es la función de relajación reducida, adimensional y normalizada de tal modo que cumpla (1b). La función de respuesta elástica, $T^e(\lambda)$, representa la tensión instantánea que aparece al aplicar un alargamiento escalón λ. En este trabajo se usa un modelo de Mooney-Rivlin para definir dicha función. Es en esta relación entre tensión y deformación donde aparece la no-linealidad del modelo.

Por lo demás el modelo es lineal, en el sentido de que se aplica el principio de superposición a la respuesta dada por (1) ante sucesivos escalones. Si además se considera que el material está libre de tensiones y deformaciones inicialmente, se puede escribir una expresión de las tensiones como:

$$\sigma(t) = T^e[\lambda(t)] + \int_0^t T^e[\lambda(t-\tau)]\frac{d\bar{G}(\tau)}{d\tau}d\tau \quad (2)$$

Esta última expresión permite hacer un análisis de los datos experimentales sencillo y obtener las constantes que caracterizan al material. Como se ha dicho, para definir $T^e(\lambda)$ se emplea un modelo hiperelástico incompresible de Mooney-Rivlin cuya función de densidad de energía de deformación está relacionada con el primer y segundo invariante del tensor de Cauchy-Green por la derecha, I_1 e I_2, respectivamente.

$$\Psi = c_{10}(I_1 - 3) + c_{01}(I_2 - 3) \quad (3)$$

siendo c_{10} y c_{01} constantes del material. En este modelo de Mooney-Rivlin, la tensión que hay que aplicar en un ensayo de tracción-compresión uniaxial para conseguir un alargamiento λ, viene dada por:

$$T^e(\lambda) = 2c_{10}(\lambda^2 - \frac{1}{\lambda}) + 2c_{01}(\lambda - \frac{1}{\lambda}) \quad (4)$$

Para ajustar $\bar{G}(t)$, se propone una serie de Prony de dos grados de libertad:

$$G(t) = E_\infty + E_1 e^{-t/\tau_1} + E_2 e^{-t/\tau_2} \quad (5)$$

Que se normaliza así:

$$\bar{G}(t) = \frac{G(t)}{G(0)} = g_\infty + g_1 e^{-t/\tau_1} + g_2 e^{-t/\tau_2} \quad (6)$$

Por ende:

$$g_1 = \frac{E_1}{E_\infty + E_1 + E_2}, \; g_2 = \frac{E_2}{E_\infty + E_1 + E_2} \quad (7)$$

siendo g_1 y g_2 las magnitudes de relajación de corto y largo plazo, respectivamente. τ_1, τ_2 son los tiempos de relajación.

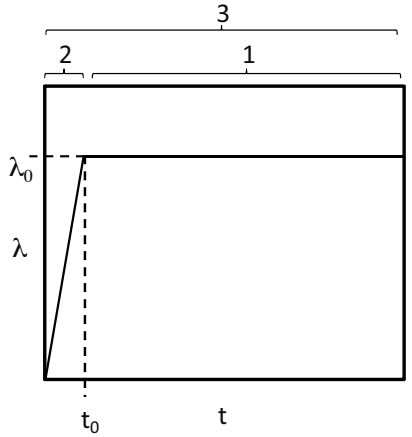


Figura 1. Esquema del ensayo de relajación de tensiones.

Con las tensiones obtenidas en el ensayo descrito por la figura 1 se ajusta un modelo QLV del material, obteniendo las constantes c_{10}, c_{01}, g_1, g_2, τ_1 y τ_2. Esto se hace en tres pasos que se describen a continuación.

1) La respuesta en relajación que corresponde a la zona 1 de la figura 1, es decir, la tensión para $t > t_0$ se modela con una serie de Prony de 2 grados de libertad. En este paso inicial se hace la suposición de

que la carga se aplica en escalón. Así, según la ecuación (8):

$$\sigma(\lambda_0,t)= T^e(\lambda_0)\bar{G}(t) = g_\infty T^e(\lambda_0) + g_1 T^e(\lambda_0)e^{-t/\tau_1} + g_2 T^e(\lambda_0)e^{-t/\tau_2} \quad (8)$$

Como $T^e(\lambda_0)$ corresponde a $\sigma(\lambda_0, t_0)$ es conocido con el registro de tensiones del ensayo. Entonces, las tensiones pueden reescribirse como:

$$\sigma(t)= \sigma_\infty + A_1 e^{-t/\tau_1} + A_2 e^{-t/\tau_2} \quad (9)$$

donde

$$\sigma_\infty = g_\infty T^e(\lambda_0),\ A_1 = g_1 T^e(\lambda_0),\ A_2 = g_2 T^e(\lambda_0)$$

Mediante mínimos cuadrados se ajusta la ecuación (9) al registro de tensiones del ensayo para $t>t_0$ y así se determinan las 5 constantes, σ_∞, g_1, g_2, τ_1 y τ_2, que se usan en el siguiente paso.

2) En este paso, se analiza la rampa de carga del ensayo para determinar las constantes de Mooney-Rivlin. El alargamiento, λ, está dado por:

$$\lambda(t) = 1 + e(t) = 1 + \frac{v}{L}t \quad (10)$$

siendo e(t) la deformación, v la velocidad de carga (en este caso de compresión), L el espesor del espécimen y t, el tiempo.
Teniendo en cuenta las ecuaciones (2) y (4), las tensiones pueden escribirse:

$$\sigma(t)= 2C_{10}\left(\lambda^2(t) - \frac{1}{\lambda(t)}\right) + 2C_{01}\left(\lambda(t) - \frac{1}{\lambda^2(t)}\right) + \int_0^t [2C_{10}\left(\lambda^2(t-\tau) - \frac{1}{\lambda(t-\tau)}\right) + 2C_{01}\left(\lambda(t-\tau) - \frac{1}{\lambda^2(t-\tau)}\right)]\bar{G}'(\tau)d\tau \quad (11)$$

Las constantes, σ_∞, g_1, g_2, τ_1 y τ_2, obtenidas en el paso 1 se utilizan en $\bar{G}'(t)$. Luego, por medio de mínimos cuadrados, se ajustan las tensiones dadas por (11) al registro de tensiones del ensayo en el intervalo $[0, t_0]$ para así determinar el valor de las constantes c_{10} y c_{01}.

3) Finalmente, considerando el registro de respuesta completo se vuelven a calcular las constantes de la serie de Prony, definiendo la tensión como:

$$\sigma(t)= \sigma(t_0) + \int_{t_0}^{t} T^e(\lambda_0)\bar{G}'^{(2)}(\tau)d\tau \quad (12)$$

siendo: $\sigma(t_0) = T^e(\lambda_0) + \int_0^{t_0} T^e[\lambda(t-\tau)]\bar{G}'^{(1)}(\tau)d\tau$

Por simplicidad, la tensión para $t = t_0$ se estima utilizando las constantes de Prony obtenidas en el paso 1, por ello la denominamos $\bar{G}'^{(1)}(t)$ y de la ecuación (12), mediante mínimos cuadrados se ajusta la respuesta de tensiones al registro completo y se calculan así las constantes de Prony correspondientes a $\bar{G}'^{(2)}(t)$.

Si se vuelve a realizar el paso 2 con las nuevas constantes de Prony y se recalculan las constantes de Mooney-Rivlin, se encuentra que no hay variación respecto a las calculadas, por lo que se considera que con estos 3 pasos se ha obtenido una estimación suficientemente aproximada de las constantes del material.

Para probar la eficacia de este algoritmo se ha desarrollado un modelo de elementos finitos, en ABAQUS, de un ensayo de compresión pura. Para ello, se simula un disco de 5 mm de diámetro sometido a compresión no confinada, entre dos vástagos de mayor diámetro que el espécimen (considerados sólidos rígidos). El material del disco se supone que tiene un comportamiento que puede describirse con un modelo QLV como el presentado anteriormente, con unas constantes dadas en la tabla 1. El disco se somete a un ensayo virtual (modelado con elementos finitos) como el descrito en la figura 1, del que se conoce el registro temporal de alargamiento y del que se registran las tensiones En todos los casos, se simula una deformación máxima del 40%. La velocidad de carga es de 20mm/min [5], que es considerada una velocidad lo suficientemente alta para que la deformación aplicada sea instantánea pero que no genere ondas de impacto en el material. El tiempo de relajación del ensayo simulado es de 15 minutos.

Tabla 1. Propiedades QLV del disco, utilizadas en el modelo de EF obtenido para un disco interpúbico [6].

Constantes viscoelásticas			
g_1	g_2	τ_1 (s)	τ_2 (s)
0.015	**0.25**	**1.34**	**32.35**
Constantes hiperelásticas			
C_{10} (MPa)		C_{01} (MPa)	
0.1		**0.45**	

Un estado de compresión pura, como el que implica el uso de la expresión (4), se obtendría ensayando una probeta de espesor constante sin restricción al movimiento lateral y por tanto, sin fricción. Estas condiciones de ensayo ideales no se pueden conseguir

en la práctica. Por tanto, y dado que no es cierta la hipótesis que implica la ecuación (4), el algoritmo estima del ensayo virtual unas constantes distintas a las dadas en la tabla 1. La correcta estimación de dichas constantes depende de las condiciones reales de ensayo. Aquí se analiza la influencia que tienen en dicha estimación los siguientes parámetros de ensayo:

2.1. Espesor medio.

El espesor medio es un factor importante si se tiene en cuenta que a mayor espesor medio, menor es la influencia de las condiciones de contorno reales, que son distintas de las ideales. Cuanto mayor es el espesor mayor es la zona del material que se encuentra sometido a un estado de compresión pura. Se ha considerado:

Caso Em1: Se considera un espesor medio de 1.5 mm, debido a que es el espesor mínimo encontrado en los discos de la ATM de cerdos [7].
Caso Em2: Se considera un espesor medio, para la probeta, de 1 mm.

2.2. Área de pegado.

Para sujetar la probeta en el ensayo de compresión no confinada, se decide pegar un punto de la misma. Se prueban tres casos:

Caso A1: El espécimen es adherido al vástago inferior mediante pegado de la cara inferior completa.
Caso A2: El área de pegado es circular de 1.5 mm de diámetro en el centro del espécimen, en la cara inferior.
Caso A3: Sólo se fija un punto de la cara inferior, un nodo, en el caso del modelo de EF, lo que es considerado imposible en un ensayo experimental. Este sería el caso correspondiente a un ensayo ideal, pero no es viable en la práctica.

2.3. Coeficiente de fricción.

En un ensayo ideal no habría fricción. Para simular el ensayo real se han probado los siguientes casos, en los que el área de pegado es la correspondiente a A2:
Caso F1: En la zona no pegada, en la que se permite deslizamiento, se considera un coeficiente de fricción de 0.1.
Caso F2: Coeficiente de fricción de 0.01.

2.4. Variación del espesor.

Los especímenes obtenidos de los discos no presentan un espesor uniforme. Esto hace que haya cargas de flexión no deseadas. Para un área de pegado A2 y una fricción F2 se han considerado tres casos suponiendo planas, pero no paralelas las dos superficies, inferior y superior del cilindro:
Caso E1:, En este caso se analiza una variación de espesor de 2 mm a 1 mm.
Caso E2: Se utiliza un espesor máximo de 1.8 mm y un espesor mínimo de 1.2 mm.
Caso E3: Se utiliza un espesor máximo de 1.7 mm y un espesor mínimo de 1.3 mm.
En los tres casos se considera el espesor medio (1.5 mm) para el cálculo del acortamiento.

3. DISCUSIÓN Y RESULTADOS

En la figura 3 se observa la respuesta del material a lo largo del ensayo de compresión simulado y la curva correspondiente al ajuste en el caso F2.

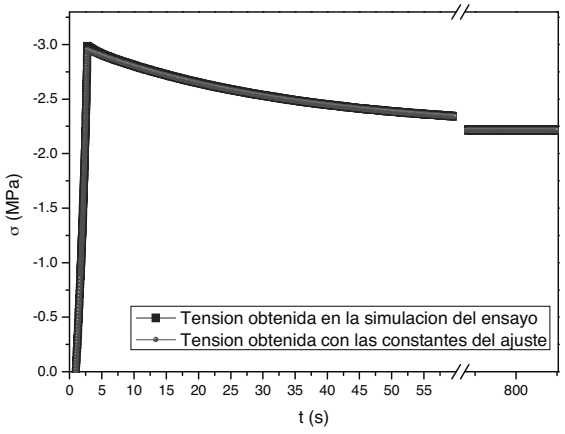


Figura 3. Tensión en el ensayo de relajación de tensiones para la probeta cilíndrica con las condiciones del caso F2.

Como se aprecia en la figura las tensiones obtenidas con las constantes del ajuste se asemejan a las registradas en el ensayo simulado. Sin embargo, de la comparación de las dos curvas no se puede apreciar correctamente la bondad del ajuste de las constantes.

En la tabla 2, se muestran los obtenidos en los casos Em1 y Em2.

Tabla 2. Constantes estimadas a partir del algoritmo propuesto, al variar el espesor medio.

Caso	Constantes viscoelásticas			
	g_1	g_2	τ_1 (s)	τ_2 (s)
Em1	5.33×10^{-5}	0.2644	0.107	32.516
Em2	0.0391	0.2884	0.005	31.622
	Constantes hiperelásticas			
	C_{10} (MPa)		C_{01} (MPa)	
Em1	0.2388		0.5320	
Em2	0.2714		0.6380	

De estos resultados se puede decir que para un espesor medio mayor, las constantes estimadas se asemejan más a las del material, por ello, se continúan las pruebas utilizando un espesor medio de 1.5 mm.

Tabla 3. Constantes estimadas a partir del algoritmo propuesto, al variar el área de pegado.

Caso	Constantes viscoelásticas			
	g_1	g_2	τ_1 (s)	τ_2 (s)
A1	5.33×10^{-5}	0.2644	0.107	32.516
A2	0.0285	0.2632	1.447	32.196
A3	0.0271	0.2626	1.533	32.268
	Constantes hiperelásticas			
	C_{10} (MPa)		C_{01} (MPa)	
A1	0.2388		0.5320	
A2	0.0796		0.4747	
A3	0.0814		0.4616	

Si se comparan las constantes obtenidas en estos casos (tabla 3) se puede ver que los parámetros g_1 y τ_1 que corresponden a la magnitud y al tiempo de relajación de corto alcance, son los más afectados por las condiciones de pegado de la probeta. Los valores obtenidos para las constantes de Mooney-Rivlin también presentan un error mayor si se compara el caso A1 con el A2, esto se debe a que la deformación de la probeta adquiere una configuración diferente (figura 2) dando lugar a zonas del material sujetas a un estado tensional distinto. De los resultados se puede determinar que utilizar la menor área pegada posible, es lo óptimo para que las condiciones de carga de la probeta sean lo más parecidas a compresión pura. Como experimentalmente no es posible lograr un único punto de pegado, A3, aunque esto dé mejores resultados, los restantes casos se analizan con un área de pegado como la del caso A2.

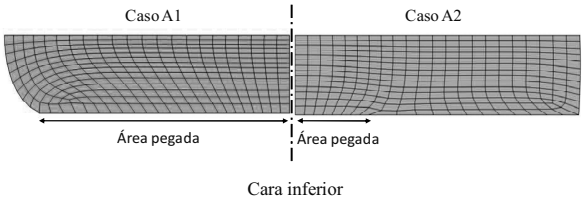


Figura 2. Se representa un cuarto de probeta en su configuración deformada. A la izquierda, para el caso A1 y para el caso A2, a la derecha.

Tabla 4. Constantes estimadas a partir del algoritmo propuesto, al variar el coeficiente de fricción.

Caso	Constantes viscoelásticas			
	g_1	g_2	τ_1 (s)	τ_2 (s)
F1	9.17×10^{-4}	0.2598	0.003	31.987
F2	0.0285	0.2632	1.447	32.196
	Constantes hiperelásticas			
	C_{10} (MPa)		C_{01} (MPa)	
F1	0.0188		0.7778	
F2	0.0796		0.4747	

Como se observa en los resultados de la tabla 4, es importante asegurar un bajo coeficiente de fricción.

Tabla 5. Constantes estimadas a partir del algoritmo propuesto, al variar la relación de espesor.

Caso	Constantes viscoelásticas			
	g_1	g_2	τ_1 (s)	τ_2 (s)
E1	2.137×10^{-4}	0.2474	0.0973	35.291
E2	5.35×10^{-5}	0.2651	0.116	32.206
E3	0.0113	0.2632	2.449	32.290
	Constantes hiperelásticas			
	C_{10} (MPa)		C_{01} (MPa)	
E1	0.5937		0.1641	
E2	0.1948		0.4155	
E3	0.1219		0.4553	

Cuanto más paralelas las caras, más aproximada es la estimación de las constantes. En este caso, al variar el espesor del espécimen, se observa que, para un caso como el indicado en E1, las constantes del material estimadas varían ampliamente de las constantes del material, por lo que se establece como una condición no adecuada de ensayo. Luego, si la probeta presenta una variación de espesor de 1.8 a 1.2 mm, E2, se afirma que la probeta es apta para ser utilizada, mientras que si la variación de espesor es de 2 mm a 1 mm, se considera que la probeta no es apta.

4. CONCLUSION

La teoría de QLV ha sido aplicada en simulaciones del ensayo de compresión no confinada de discos de la articulación temporomandibular. A partir de la comparación de las constantes obtenidas del ajuste se ha determinado las condiciones óptimas de ensayo. Se ha concluido que es importante que el área de pegado para sujetar la probeta sea la mínima posible y que las zonas de contacto restantes estén bien lubricadas, esto asegura que la probeta deslice durante su deformación y que el estado tensional sea lo más parecido al de compresión pura. Además se ha definido un criterio para determinar si la probeta es apta para ser utilizada, en casos en los que el espesor de la misma no es constante. Si el espesor medio es de 1.5 mm; un cociente entre espesor máximo y mínimo mayor o igual a 2, se considera no apta para determinar las constantes del material.

Es necesario destacar que aquí se ha hecho la suposición de que el comportamiento del material se puede describir bien con el modelo QLV. Si no es así las conclusiones de este trabajo pueden no ser ciertas y sería necesario hacer otro estudio similar con un modelo de comportamiento que sí aproximara el comportamiento del material. En cualquier caso, el modelo QLV se ha comprobado que ofrece buenos resultados a la hora de describir el comportamiento de tejidos blandos [4, 8-10].

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer a la Junta de Andalucía por financiar el proyecto P07-TEP-03115, dentro del cual se ha realizado este trabajo.

REFERENCIAS

[1] F. Buchthal and E. Kaiser. "The rheology of the cross striated muscle fibre with particular reference to isotonic conditions". *Det Kongelige Danske Videnskabernes Selskab Biologiske*. Meddelelser, vol. 21, pag.1–301, 1951.

[2] A. Viidik. "Biomechanics and functional adaption of tendons and joint ligaments". *In Studies of the Anatomy and Function of Bone and Joints*, F. G. Evans (ed.) Springer-Verlag, New York, pag. 17–39, 1966.

[3] Y.C. Fung. *Biomechanics: Mechanical properties of living tissues.* (Ed. 2da) Spinger-Verlag, New York, 1993.

[4] E.O. Carew, E.A. Talman, D.R. Boughner and I. Vesely. "Quasi-Linear Viscoelastic theory applied to internal shearing of porcine aortic valve leaflets". *Journal of Biomechanical Engineering,* vol. 121, pag. 386-392, 1999.

[5] E. Lanchares. Tesis Doctoral: "Modelado biomecánico de los componentes refractivos del ojo humano y tratamientos refractivos asociados". *Universidad de Zaragoza*, 2010.

[6] Z. Li, J. Alonso, J. Kim, J. Davidson, B.S. Etheridge and A. W. Eberhardt. "Three-dimensional finite element models of the human pubic symphysis with viscohyperelastic soft tissues". *Annal of Biomedical Engineering,* vol. 34, pag. 1452-1462, 2006.

[7] C. Ramiro, M.S. Commisso, J. Marínez-Reina, J. Dominguez. "Comportamiento viscoelástico cuasi-lineal del disco de la ATM. Parte II: Ensayo experimental". *Congreso GEF*, 2011.

[8] C.S. Drapaca, G. Tenti, K. Rohlf and S. Sivaloganathan. "A Quasi-linear Viscoelastic constitutive equation for the brain: Application to hydrocephalus, *Journal of Elasticity*, vol. 85, pag. 65-83, 2006.

[9] S.L-Y. Woo, B.R. Simon, S.C. Kuej, W.H. Akeson. "Quasi-linear viscoelastic properties of normal articular cartilage". *ASME Journal of Biomechanical Engineering*, vol. 102, pag. 85-90, 1980.

[10] T.M. Best, J. McElhaney, W.E. Garret and B.S. Myers. "Characterization of the passive responses of live skeletal muscle using the Quasi-Linear Theory of viscoelasticity". *Journal of Biomechanics*, vol. 27 (4), pag. 413-419.

COMPORTAMIENTO VISCOELASTICO CUASI-LINEAL DEL DISCO DE LA ATM. PARTE II. ENSAYOS EXPERIMENTALES.

C. Ramiro, M. S. Commisso, J. Martinez-Reina, J. Dominguez.

Departamento de Ingeniería Mecánica y de los Materiales, Escuela Superior de Ingenieros, Universidad de Sevilla.
Camino de los descubrimientos s/n, 41092, Sevilla,
España.
E-mail: laramiro@hotmail.com

RESUMEN

En el movimiento de la articulación temporomandibular (ATM), el disco juega un papel muy importante, siendo su función la de amortiguar y redistribuir la carga. Una apropiada caracterización de las propiedades mecánicas del disco es necesaria para la simulación numérica del movimiento de la mandíbula. En el presente trabajo se han realizado ensayos de compresión no confinada de probetas cilíndricas de disco de cerdo, que se ensayan a una temperatura de 37ºC manteniendo una correcta hidratación. El ensayo consta de la aplicación de una deformación de compresión del 30% a velocidad moderadamente alta(20 mm/min) y una posterior relajación de tensiones. Con ello es posible determinar las constantes de un modelo viscoelástico cuasi-lineal (QLV) con el procedimiento descrito en la parte I de este trabajo [1].

ABSTRACT

The articular disc of the temporomandibular joint (TMJ) acts as load absorber and makes possible the relative motion between the jaw and the temporal bone of the cranium. For numerical simulation of the mandible it is important to correctly characterize the mechanical properties of the articular disc. In this paper, pure compression tests have been done with cylindrical specimens harvested from porcine disc The specimens were tested submerged in saline solution at 37ºC, to maintain the tissue hydrated. A relaxation test has been performed after loading the specimen at 20mm/min up to 30% of deformation. The results have been adjusted with a cuasi-linear viscoelastic model (QLV) described in[1].

PALABRAS CLAVE: Disco ATM, modelo QLV, compresión no confinada.

1. INTRODUCCIÓN

El disco de la articulación temporomandibular (ATM) proporciona a la articulación estabilidad durante el movimiento mandibular, sobre todo de apertura, al distribuir la fuerza de reacción tanto en el cóndilo como en el temporal. La solicitación a la que se encuentra expuesto es principalmente de compresión.

El conocimiento profundo de este elemento de la articulación, proporciona un dato más para poder desarrollar modelos numéricos que simulen correctamente tanto la apertura de la mandíbula como el cierre, donde también juega un papel importante.

Obtener experimentalmente las propiedades mecánicas de un material, requiere de una serie de ensayos de caracterización que tengan en cuenta su comportamiento, que en este caso es viscolástico y no lineal [2].

Se pueden encontrar en la literatura distintos experimentos realizados sobre el disco de la ATM. Entre ellos se describen ensayos de compresión confinada [3], compresión no confinada [4] e indentación [5]. La procedencia de los especímenes ensayados también es diversa, siendo los más estudiados los discos de ATM de bovino, porcino y humano.

En el presente estudio, se ha trabajado con el disco de la ATM de cerdo basándose en las similitudes anatómicas que presenta con el disco humano [6] y la facilidad de su obtención y tratamiento. Las probetas se han ensayado a compresión no confinada. Para describir el comportamiento del disco se ha usado un modelo viscoelástico cuasi-lineal (QLV) desarrollado por Fung [7]. El objetivo de este trabajo es obtener las constantes de este modelo que mejor caracterizan el comportamiento mecánico de los discos ensayados.

2. MATERIALES Y MÉTODOS.

2.1. Preparación del espécimen

Se han ensayado 10 probetas cilíndricas de disco de cerdo. Los cerdos, con edades comprendidas entre 6 meses y 1 año, fueron sacrificados y sus cabezas congeladas a -20ºC entre 3 y 4 horas después del sacrificio. La extracción de las probetas se realizó a posteriori con las cabezas descongeladas. El disco completo se retiró cortando la cápsula articular, evitando así dañar el propio disco. De la zona central se extrajo una probeta cilíndrica usando un sacabocados de 10 mm de diámetro (Figura 1a y 1b). Tras 5 minutos de espera para dejar relajar las tensiones, el resultado es una probeta de forma aproximadamente elíptica. A continuación, de esta probeta se extrajo una nueva más pequeña, con un sacabocados de 6 mm de diámetro, que es la que finalmente se ensaya. Con esto se consigue que la sección de la probeta sea aproximadamente circular (Figura 1c).

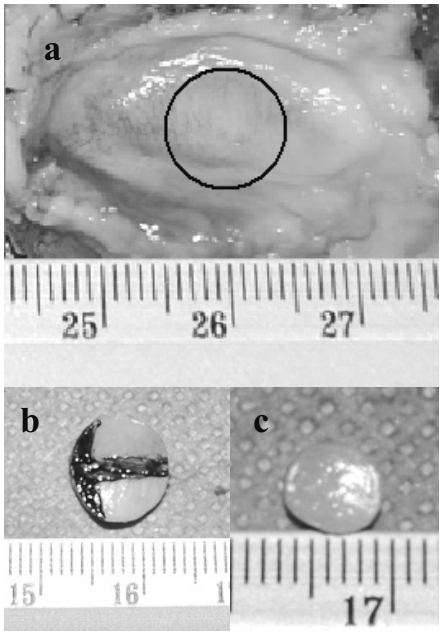


Figura 1. (a) Disco completo, (b) Probeta extraída con el sacabocados de 10 mm y (c) Probeta extraída con el sacabocados de 6 mm.

Las mediciones del espesor de las probetas, se realizaron mediante un microscopio óptico. Utilizando un aumento de 10x es posible determinar el espesor con una precisión adecuada. Para ello, primero, se calibra la correlación entre el giro del nonius y el desplazamiento de la lente. Luego, se coloca la muestra y se enfoca en la superficie de la probeta. Midiendo el desplazamiento de la lente necesario para enfocar se obtiene una medida del espesor. Como los especímenes presentan una gran variabilidad de espesor, se toman 8 puntos equiespaciados en el perímetro de la probeta y otro más en el centro de la misma. Para cada probeta se obtuvo un espesor promedio, cuya media es 2.5 ± 0.36 mm (Valor ± SD).

Con las fotos realizadas a las probetas y mediante el programa de tratamiento de imágenes ImageJ®, se obtiene el área de cada espécimen. El área promedio para las 10 probetas es de 23.52 ± 1.68 mm^2, de la que se obtiene el diámetro promedio de 5.47 ± 0.19 mm.

Tras la extracción de la probeta del disco y la medición de espesor y área, la probeta se conserva en el congelador hasta su ensayo. Para ello, se envuelve en una gasa empapada con solución salina al 0.9 %, se recubre con papel transparente para minimizar la pérdida de humedad y se introduce en un vial, que se conserva en un congelador a -20 ºC. Según Athanasiou et. al. [8, 9], los ciclos de congelación y descongelación no afectan significativamente a las propiedades mecánicas del tejido.

2.2. Montaje de ensayo

El disco articular, dentro de la cápsula de la ATM, se encuentra rodeado de líquido sinovial, por lo que para determinar de forma apropiada sus propiedades es necesario reproducir lo más fielmente posible las condiciones fisiológicas y para ello se mantiene el espécimen hidratado durante el ensayo. El montaje de ensayo permite comprimir el espécimen sumergido en solución salina y manteniendo la temperatura a 37± 1ºC. Para ello, dicho montaje incluye una cuba de metacrilato, un termómetro y un calentador con termostato, como se puede observar en la figura 2.

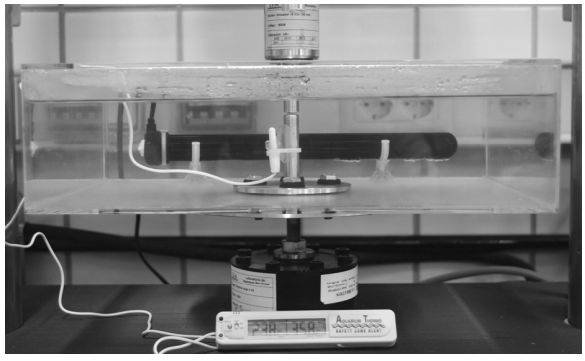


Figura 2. Útil de ensayo.

El útil de ensayo está compuesto, además, por un vástago inferior con un pequeño cilindro desmontable que encaja en un alojamiento que tiene el extremo del vástago (ver figura 3 izquierda), quedando a ras de la superficie del vástago una vez montado. El cilindro pequeño, de 1.5 mm de diámetro, se pega a la superficie inferior de la probeta con cianocrilato, evitando así que esta resbale. Como se comprueba en [1], para conseguir un estado de tensiones lo más parecido posible al de compresión pura es importante permitir la deformación

lateral de la probeta y, para ello no se puede pegar toda la superficie de la misma al vástago. La situación ideal es pegar únicamente el punto central, pero dada la imposibilidad física de conseguir eso, se comprobó en [1] que pegar una zona de 1.5 mm de diámetro proporcionaba resultados razonables.

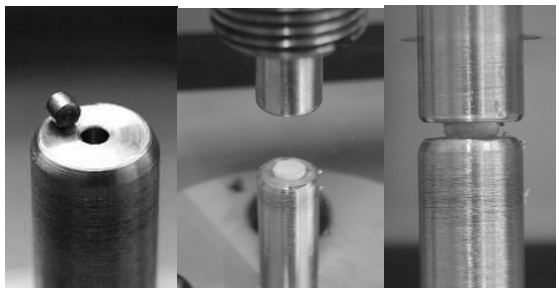


Figura 3. Detalle del montaje del espécimen en los vástagos de compresión.

2.3. Procedimiento de ensayo

Se extrae el espécimen del congelador y se deja descongelar durante. Para disminuir la fricción en el contacto entre probeta y vástago, se lubrican con vaselina las superficies de los vástagos. Usando cianocrilato, se pega el cilindro metálico al disco, como ya se ha indicado, y una vez que la solución del depósito de metacrilato alcanza la temperatura deseada, se sitúa el espécimen entre los vástagos. Antes de proceder al ensayo se esperan al menos 15 minutos para favorecer la rehidratación del tejido.

La secuencia del ensayo se describe a continuación. En primer lugar se acercan los vástagos hasta que toquen a la probeta. En concreto, se acercan hasta una distancia igual al espesor mínimo medido anteriormente. Con eso se asegura el contacto en toda la superficie de la probeta y una cierta precompresión de la misma. Se esperan 15 minutos antes de comenzar el ensayo propiamente dicho. En este, controlando en deformación, se aplica un desplazamiento como el mostrado en la figura 4, con una rampa inicial de velocidad de desplazamiento del vástago de 20 mm/min hasta una deformación máxima del 30%. El desplazamiento necesario para obtener el 30% de deformación se calcula a partir del espesor medio de la probeta. Se mantiene esta situación de compresión durante 15 minutos, tiempo en el que se relaja la tensión de compresión aplicada, que se registra con una frecuencia de 1024Hz para evitar perder información en aquellas zonas con cambios bruscos de tensión. La carga se aplicó con una máquina de tracción-compresión uniaxial (MTS 858 Mini Bionix II) dotada de una célula de carga de 5KN. El rango de medida de la célula de carga se ajustó de forma que el error obtenido fuese inferior al 2.5% del valor mínimo de la carga máxima aplicada en los ensayos.

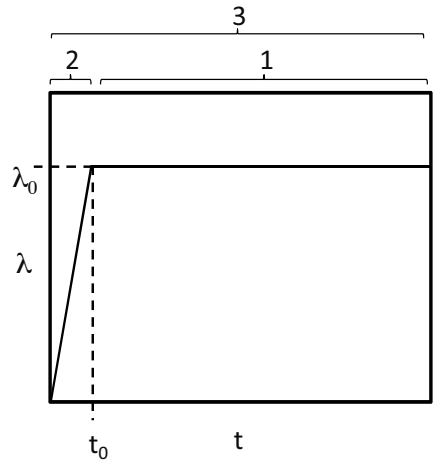


Figura 4. Esquema de ensayo de relajación.

3. RESULTADOS

El registro de tensiones se utiliza para ajustar un modelo de comportamiento viscoelástico cuasi-lineal (QLV) [7] con el procedimiento explicado en [1]. Este consiste básicamente en ajustar las medidas experimentales mediante la ecuación:

$$\sigma(t) = T^e[\lambda(t)] + \int_0^t T^e[\lambda(t-\tau)]\frac{d\bar{G}(\tau)}{d\tau}d\tau \qquad (1)$$

donde $\bar{G}(t)$ es la función de relajación reducida para la que se usa una serie de Prony con 2 grados de libertad:

$$\bar{G}(t) = g_\infty + g_1 e^{-t/\tau_1} + g_2 e^{-t/\tau_2} \qquad (2)$$

mientras que T^e es la función de respuesta elástica, que depende del alargamiento y para la que se ha elegido un modelo de Mooney-Rivlin [10].

$$T^e(\lambda) = 2c_{10}(\lambda^2 - \frac{1}{\lambda}) + 2c_{01}(\lambda - \frac{1}{\lambda^2}) \qquad (3)$$

El algoritmo de ajuste del modelo se explica con más detalle en [1]. Los resultados de dicho ajuste se muestran en la tabla 1.

Tabla 1. Constantes del ajuste QLV.

Espécimen	*Constantes de Prony*				*Constantes de Mooney-Rivlin*	
	g_1	g_2	τ_1 (s)	τ_2 (s)	C_{10} (MPa)	C_{01} (MPa)
Nº 1	0.0681	2.929	0.1036	4.217	0.129	0.025
Nº 2	0.3832	1.997	0.0011	4.226	0.599	0.361
Nº 3	0.0455	2.856	0.0692	3.231	0.365	0.050
Nº 4	0.0013	2.989	0.0800	2.017	0.193	1.442
Nº 5	0.0021	2.689	0.0948	3.024	0.149	1.166
Nº 6	0.1187	3.306	0.0963	4.786	0.231	0.027
Nº 7	-2.23E-8	0.248	0.2487	4.136	0.162	0.066
Nº 8	0.0021	2.983	0.1047	2.640	0.096	0.777
Nº 9	1.26E-21	1.888	0.3267	5.397	0.276	0.208
Nº 10	0.0028	2.264	0.1192	3.822	0.092	0.272
Media	0.0624	2.670	0.1244	3.750	0.229	0.439
Desv. Típica	0.1196	0.465	0.0938	1.022	0.155	0.513

El ajuste realizado presenta una alta variabilidad de las constantes debido a la dispersión de los datos experimentales.

Como ejemplo de los resultados obtenidos, se muestra a continuación, en la figura 5, una representación gráfica de la curva experimental frente a la curva de ajuste para un espécimen concreto, el nº1.

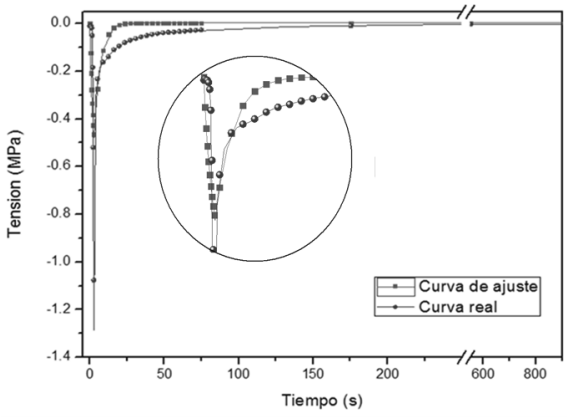


Figura 5. Comparación de la curva de relajación obtenida experimentalmente frente a la obtenida con las constantes QLV del ajuste.

El proceso de ajuste realizado presenta algunas limitaciones. La primera de ellas es que el modelo de Mooney-Rivlin no permite una buena aproximación de los resultados obtenidos. De hecho la elección de la función T^e tiene mayor relevancia en la carga inicial en rampa, que en la fase de relajación. Ello puede ser debido a varias razones, entre las que cabe destacar dos: Que la velocidad inicial de deformación no sea suficientemente alta y se produzca una relajación importante durante la carga o que el modelo de Mooney-Rivlin no sea adecuado para este material. En la figura 6 se muestra el ajuste obtenido para la fase de carga. Se puede observar que esa parte de la curva se ajusta sólo con una bondad moderada. La imposibilidad de alcanzar el pico de tensión real afecta a la posterior relajación de tensiones y las constantes de Prony obtenidas.

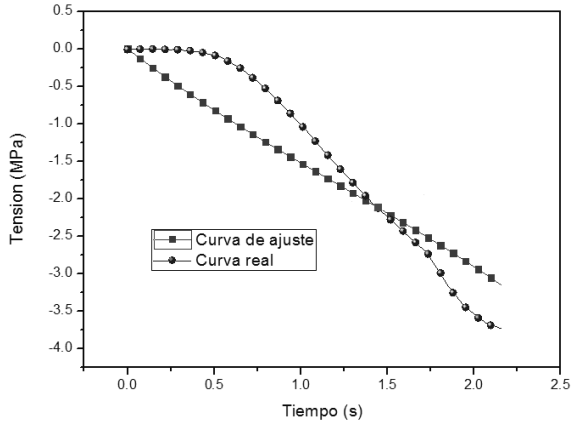


Figura 6. Ajuste de la curva de carga del ensayo según el método de Mooney-Rivlin. Espécimen nº7.

4. CONCLUSIONES

En este trabajo se presenta un método experimental empleado para caracterizar el comportamiento viscoelástico no lineal del tejido cartilaginoso. Se trata tan sólo de un trabajo preliminar y son muchos los aspectos a revisar.

En primer lugar, a la vista de las cargas medidas en el ensayo, se prevé necesario usar una célula de carga de menor rango, que tenga por tanto mayor precisión.

En segundo lugar se deben probar distintas velocidades de carga del tramo en forma de rampa, para estudiar el efecto de dicha velocidad en los resultados obtenidos. A priori, el modelo QLV no tiene en cuenta la velocidad de carga y debe ser insensible a esa variable, pero esta conclusión es algo que debe comprobarse experimentalmente.

En tercer lugar, deben probarse otras funciones de respuesta elástica, T^e, más complejas para intentar obtener mejores aproximaciones.

Por último, conviene resaltar la dificultad del proceso de ajuste de las constantes de Prony. Como pone de manifiesto Fung [7], el conjunto de valores de las constantes de Prony que aproximan una determinada curva de relajación con la misma bondad de ajuste no es, por lo general, único. Esto complica el proceso de ajuste de las funciones, que se realiza por mínimos cuadrados y que conduce a la resolución de un sistema de ecuaciones no lineal, mediante un proceso iterativo. La elección del estimado inicial en este proceso iterativo no es trivial y requiere de un estudio más detallado. Además, ocurre con cierta frecuencia que se obtienen soluciones sin sentido físico como constantes de Prony negativas. Esto obliga a descartar dichas soluciones, o programar en el futuro un procedimiento de optimización de mínimos cuadrados sujeto a restricciones.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer a la Junta de Andalucía por financiar el proyecto P07-TEP-03115, dentro del cual se ha realizado este trabajo. Además, se agradece a Matadero Del Sur S.A. por colaborar en el proyecto.

REFERENCIAS

[1] M.S. Commisso, J. Marínez-Reina, J. Dominguez. *Comportamiento viscoelástico cuasi-lineal del disco de la ATM. Parte I: Validación de un procedimiento de ensayo para su obtención*. Congreso GEF, 2011.

[2] T. Kuboki, M. Shinoda, M.G. Orsini, and A. Yamashita. *Viscoelastic properties of the pig temporomandibular joint articular soft tissues of the condyle and disc.* J Dent Res 76(11):1760-1769,1997.

[3] J. Kuo, L. Zhang, T. Bacro, H. Yao. *The región-dependent biphasic viscoelastic properties of human temporomandibular joint disc under confined compresión.* Journal of Biomechanics 43:1316-1321, 2010.

[4] K.D. Allen, K.A. Athanasiou. *Viscoelastic characterization of the porcine temporomandibular joint disc under unconfined compresion.*Journal of Biomechanics 39:312-322, 2006.

[5] M. Beek, M.P. Aarnts, J.H. Koolstra, A.J. Feilzer and T.M.G.J. Van Eijden. *Dynamic Properties of the Human Temporomandibular Joint Disc.* J. Dent Res 80:876-880, 2001

[6] A. Bermejo, O. Gonzalez, J.M. Gonzalez. *The pig as an animal model for experimentation on the temporomandibular articular complex*. Oral Surgery, Oral Medicine and Oral Pathology 75 (1), 18–23, 1993.

[7] Y.C. Fung. *Biomechanics: Mechanical properties of living tissues.* (Ed. 2da) Spinger-Verlag, New York, 1993.

[8] K.A. Athanasiou, M.P. Rosenwasser, J.A. Buckwalter, T.I. Malinin, V.C. Mow. *Interspecies comparisons of in situ intrinsic mechanical properties of distal femoral cartilage*. Journal of Orthopedic Research 9 (3), 330-340, 1991.

[9] K.A. Athanasiou, A. Agarwal, F.J. Dzida. *Comparative study of the intrinsic mechanical properties of the human acetabular and femoral head cartilage.* Journal of Orthopedic Research 12 (3), 340-349, 1994.

[10] E.O. Carew, E.A. Talman, D.R. Boughner and I. Vesely. *Quasi-Linear Viscoelastic theory applied to internal shearing of porcine aortic valve leaflets*. Journal of Biomechanical Engineering, 121: 386-392, 1999.

ATENUACIÓN FRENTE A IMPACTO EN SISTEMAS DE SUJECIÓN FERROVIARIA DE ALTA VELOCIDAD

I. Carrascal, J. A. Casado, S. Diego y J.A. Polanco

Universidad de Cantabria
ETS de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos
Av / Los Castros s/n, 39005, Santander, Spain
E-mail: carrasci@unican.es

RESUMEN

En este trabajo se pone en práctica la técnica experimental para la determinación de la capacidad de amortiguamiento de los sistemas de sujeción ferroviaria para alta velocidad. Este parámetro será clave tanto para la conservación del resto de los elementos de la vía, como para la mejora del confort en la marcha del vehículo. El método experimental para comprobar la aptitud de la placa de asiento elástica frente a solicitaciones dinámicas de tipo impacto se basa en la norma europea EN 13146-3:2002 "Aplicaciones ferroviarias. Vía. Métodos de ensayo de los sistemas de fijación. Determinación de la atenuación de las cargas de impacto" [1]. El principio del método consiste en la medida de las deformaciones que sobre la traviesa, equipada con su correspondiente sistema de sujeción y cupón de carril, provoca la caída de una carga de impacto y compararlas con las obtenidas intercalando entre carril y traviesa una placa de referencia. En el trabajo se comprueba la influencia del grado de deterioro de la placa en sus propiedades de atenuación al impacto. Se analizan placas con diferentes tiempos de funcionamiento en vía, así como placas envejecidas artificialmente en laboratorio por medio de hidrocarburos, rayos ultravioletas e incluso mecánicamente a través de ensayos de fatiga simulando condiciones reales. Por último, se relacionó el parámetro atenuación de la placa con otros, más sencillos de medir, como pueden ser las rigideces estáticas y dinámicas a diferentes frecuencias y con parámetros viscoelásticos como puede ser el ángulo de desfase entre la señal de carga y de deformación.

ABSTRACT

This paper implements the experimental technique for determining the damping capacity of rail fastening systems for high speed. This parameter is crucial to both the conservation of other elements of the track, and to improve the ride comfort of the vehicle. The experimental method to verify the suitability of the elastic seat plate versus dynamic stress impact type is based on European Standard EN 13146-3:2002 "Railway applications. Track. Test methods for fastening systems. Determination of attenuation of impact loads" [1]. The principle of the method is the measurement of deformations on the sleeper, equipped with the appropriate fastening system and rail coupon, caused by the falling impact load and compared with those obtained by inserting between track and sleeper reference plate. In the work we test the influence of the degree of deterioration of the plate in the impact attenuation properties. Plates were analyzed with different operating times in track and artificially aged in laboratory using hydrocarbons, ultraviolet rays and even mechanically through fatigue tests simulating real conditions. Finally, the attenuation parameter of the plate was related with other, easier to measure, such as the static and dynamic stiffness at different frequencies and viscoelastic parameters such as the phase angle between the loading and deformation signals.

PALABRAS CLAVE: Atenuación, impacto, placa de asiento.

1. INTRODUCCIÓN Y OBJETIVO

Las imperfecciones en el perímetro de las ruedas, así como las existentes en las superficies de los carriles, combinadas con las irregularidades del sistema de apoyo de la superestructura de vía son la causa de la aparición de las cargas de impacto en la vía, que se ven incrementadas con el aumento de la velocidad.

El sistema de sujeción debe aporta la elasticidad necesaria al conjunto de vía, manteniendo el ancho vía, proporcionando aislamiento eléctrico adecuado entre hilos y propiciando que la rodadura sea cómoda y confortable para el usuario y que no sea perjudicial para la durabilidad del resto de componentes de la superestructura de vía [2].

En las superestructuras constituidas por traviesas de hormigón, el elemento de la sujeción encargado de amortiguar los esfuerzos aplicados sobre el carril y transmitidos a la traviesa es la placa de asiento. Por tanto, uno de los requisitos exigidos a este elemento será una buena capacidad de amortiguación con el fin de conseguir una mejor conservación de los elementos de la vía, así como mejorar el confort en la marcha del vehículo [3 y 4].

La placa elástica de asiento debe garantizar una alta estabilidad manteniendo sus características durante la vida útil de la vía. El material utilizado en su fabricación debe garantizar una buena resistencia al rozamiento, una adecuada rigidez para soportar los esfuerzos verticales, longitudinales y transversales a que va a estar sometida durante su servicio y una resistencia al deterioro debido a las condiciones ambientales que la rodean [5].

En objeto del presente trabajo será desarrollar un ensayo a partir del cual sea posible evaluar experimentalmente la atenuación frente a impactos de sistemas de sujeción empleados en ferrocarriles de alta velocidad. A su vez, se comprobará la influencia del grado de deterioro de la placa en sus propiedades de atenuación y se buscará la correlación de este párametro con otros como pueden ser las rigideces estáticas y dinámicas a diferentes frecuencias y con parámetros viscoelásticos como puede ser el ángulo de desfase entre la señal de carga y de deformación.

2. MATERIAL OBJETO DE ENSAYO

Las placas son conformadas por inyección con elastómeros termoplásticos (TPE). Estos materiales se basan en un sistema de fases separadas, en el que alternan una fase de cadenas elásticas, que le confieren las características de un caucho, con cadenas rígidas, formando fases diferentes. A temperatura ambiente presentan gran cohesión con entrecruzamientos físicos similares a los de la vulcanización [6]. El TPE es un polímero que combina las mejores características de los elastómeros con las de los termoplásticos técnicos. Destacan por presentar una tenacidad y resiliencia importantes; una elevada resistencia a la fluencia, al impacto y a fatiga; flexibilidad a bajas temperaturas y buena resistencia a disolventes y aceites [7].

En este trabajo se emplean placas PAE-2 para carril UIC-64 inyectadas por la empresa Soluciones Mondragón (Ver Figura 1). Las dimensiones nominales son 180x148x7 mm^3. Las placas se inyectaron con Hytrel®, marca registrada de la compañía Du Pont Este tipo de materiales, a parte del termoplástico elastómero como principal componente, poseen en su seno estabilizadores de calor, retardantes de llama y aditivos protectores de los UV, resistentes a la hidrólisis y al desgaste.

Como soporte para los ensayos de atenuación se ha empleado una traviesa monobloque del tipo AI04 EA de hormigón postesado equipada con placas acodadas A2, clips del tipo SKL-1, vainas antigiro y tirafondos galvanizados con arandela PF AV1.

Las placas fueron sometidas a diferentes grados de deterioro:

- Placa N: estado de recepción.
- Placa F: sometida a ensayos de fatiga simulando sobrecargas de hasta 40 toneladas.
- Placa H: sumergida en aceite ESSO, tipo NUTO durante cerca de dos años.
- Placa UV: sometida a radiación UV de 313 nm de longitud de onda a 57 ºC, durante un periodo de tiempo de 450 horas.
- Placa V1: trabajando en vía durante un año
- Placa V3: trabajando en vía durante tres años

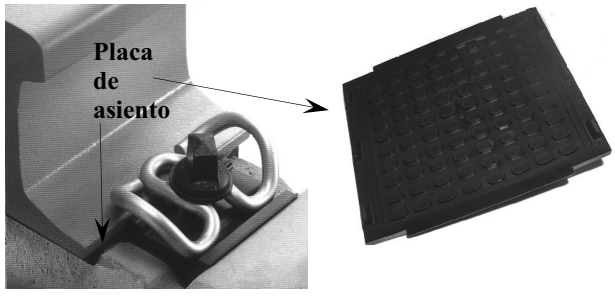


Figura 1: *Sistema de sujeción y placa de asiento*

3. METODOLOGÍA DE ENSAYO

3.1. *Ensayo de atenuación*

El método experimental empleado en este trabajo se basa en la norma europea EN 13146-3:2002 "Aplicaciones ferroviarias. Vía. Métodos de ensayo de los sistemas de fijación. Determinación de la atenuación de las cargas de impacto" [1].

El método consiste en comparar las deformaciones provocadas en la traviesa montando la placa de ensayo y otra de referencia por efecto del impacto de una masa que golpea sobre el carril.

La norma plantea dos métodos diferentes, el de referencia y el alternativo. La única diferencia radica en el soporte para la traviesa. En el de referencia el soporte es una cama de piedra machacada mientras que, para el alternativo, se emplea una placa de caucho sobre una base firme. Para este trabajo se emplea el método alternativo, empleando una placa de caucho de 5 mm de espesor que presenta una deformación vertical de 0,4 mm cuando sobre el carril se aplican 50 kN de carga estática. La norma permite placas con deformaciones comprendidas entre 0,1 y 0,5 mm.

Para la medida de la deformación se colocan dos bandas extensométricas en el eje del carril según se indica en la figura 2 de forma que la superior medirá las deformaciones en compresión y la inferior se encargará de las de tracción en la flexión de la traviesa debido al impacto. Las bandas son de 100 mm de longitud y 350 Ω y se sitúan a una distancia, L, del borde que está comprendida entre 10 y 25 mm.

Se monta el sistema de sujeción completo con el par nominal de 220 N·m. El primer ensayo se realiza colocando una placa elástica de referencia. La placa de referencia es de EVA, maciza y sin relieve y de 6 mm de espesor. Esta placa será suplementada por un placa de aluminio de un espesor tal que la suma de ambos sea el mismo que el de la placa de ensayo. Finalizado el ensayo se monta la placa de ensayo con las mismas condiciones y se repite de nuevo el ensayo.

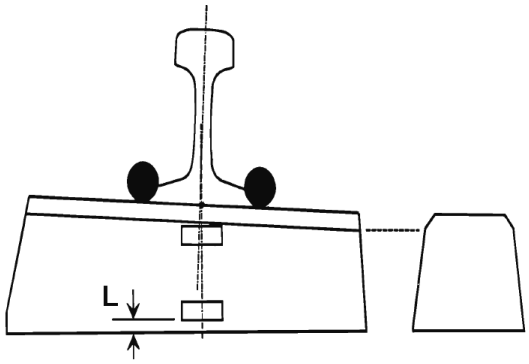


Figura 2. *Disposición de las bandas extensométricas*

El ensayo consiste en la aplicación de una carga de impacto mediante la caída libre de una masa, según se puede ver en la figura 3, mientras se aplica una carga estática de 50 kN. La combinación de masa y altura de caída debe ser tal que la deformación en cada posición de la galga debe ser menor del 80 % de la deformación de fisuración calculada en la traviesa.

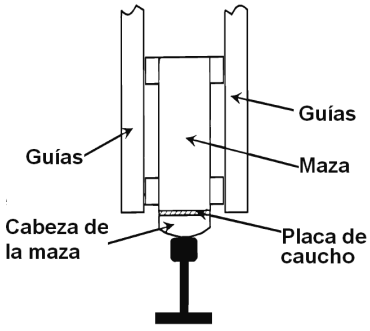


Figura 3. *Dispositivo de caída libre de una masa.*

En este trabajo se desarrollo un dispositivo diferente para la aplicación del impacto, consistente en un pórtico conectado a un actuador servohidráulico de ±100 kN para la aplicación de la carga estática y un péndulo que permite la aplicación del impacto por medio de una masa guiada que golpea el carril entre los pilares del pórtico, según se puede observar en la figura 4. La masa del péndulo, maza junto con el brazo, es de 23 kg.

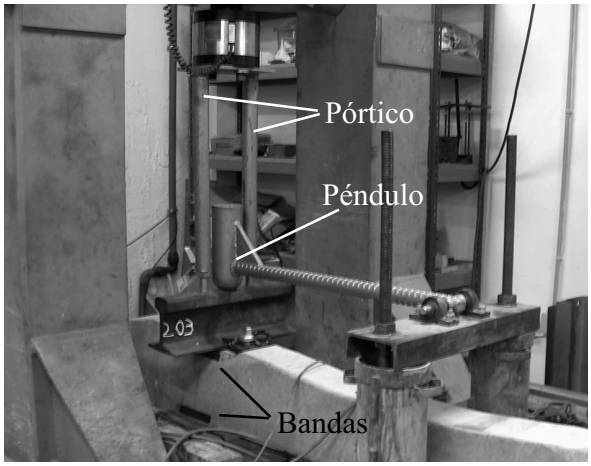


Figura 4. *Dispositivo de ensayo: péndulo y pórtico.*

Para esta configuración se estudió mediante cálculo numérico el valor de la fuerza de impacto generada en la caída del péndulo. En la Figura 5 se aprecia la secuencia de la simulación por elementos finitos, mostrándose las tensiones que soportan los elementos durante el impacto. El valor estimado para la carga de impacto se establece en torno a los 100 kN, el cual se corroboró experimentalmente con un acelerómetro colocado en la parte posterior de la masa de impacto.

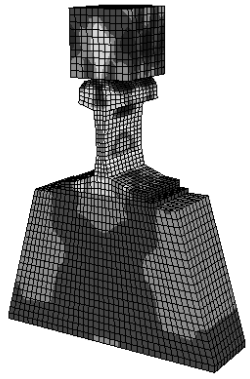


Figura 5. *Análisis MEF del impacto por péndulo.*

Sobre el sistema de sujeción se realizan cinco impactos hasta conseguir una homogeneización de los valores de deformación y a continuación se registra la deformación durante tres impactos seguidos. Para este trabajo se midieron cinco impactos consecutivos.

Después de cada impacto se comprueba la integridad de la traviesa.

La atenuación de impactos se determina como la media de la atenuación medida en la zona superior, a_{sup}, y en la inferior, a_{inf}, de acuerdo a la expresión 1, siendo a_{sup} y a_{inf} la media de los resultados individuales:

$$a = \frac{a_{sup} + a_{inf}}{2} (\%) \quad (1)$$

El valor individual de atenuación porcentual en la zona superior e inferior se obtiene a partir de las deformaciones estáticas y dinámicas registradas con la placa de referencia y la de estudio, de acuerdo con las siguientes expresiones (2) y (3):

$$a^i_{sup} = 100\left(1 - \frac{\varepsilon^i_{mu,sup} - \varepsilon^i_{e,mu,sup}}{\varepsilon_{rf,sup} - \varepsilon_{e,rf,sup}}\right) \quad (2)$$

$$a^i_{inf} = 100\left(1 - \frac{\varepsilon^i_{mu,inf} - \varepsilon^i_{e,mu,inf}}{\varepsilon_{rf,inf} - \varepsilon_{e,rf,inf}}\right) \quad (3)$$

Donde:

- $\varepsilon_{rf,sup/inf}$: media de las deformaciones máximas individuales ($\varepsilon^i_{rf,sup/inf}$) en la zona superior/inferior de la traviesa con placa de referencia
- $\varepsilon_{e,rf,sup/inf}$: media de las deformaciones estáticas individuales ($\varepsilon^i_{e,rf,sup/inf}$) en la zona

superior/inferior de la traviesa con placa de referencia, es decir, la deformación para 50 kN.

- $\varepsilon^{i}_{mu,sup/inf}$: máxima deformación individual superior/inferior con la placa elástica en estudio
- $\varepsilon^{i}_{e,mu,sup/inf}$: deformación estática individual ($\varepsilon^{i}_{e,mu,sup/inf}$) en la zona superior/inferior de la traviesa con placa de ensayo.

3.2. *Ensayo de rigidez secante estática y dinámica*

El estudio de las rigideces secantes tanto estáticas como dinámicas se realizó en el intervalo de 20 a 95 kN a temperatura ambiente. Para la rigidez estática (k) se aplicaron tres ciclos de carga y descarga a una velocidad de 50 kN/min, realizandose la medida en el último de los ciclos. La rigidez dinámica (k_d) se determinó para frecuencias de 5, 10 y 20 Hz tras la aplicación de 1000 ciclos [8].

El ensayo se realiza apoyando la placa en un soporte metálico y aplicando la carga por medio de un carril. La medida de los desplazamientos relativos de la placa de asiento (d) respecto al soporte se efectuó por medio de cuatro comparadores LVDT, colocados en cada uno de los extremos de la placa, tal como se muestra en la figura 6.

En todos los casos, estáticos y dinámicos, la rigidez se determinó a partir de la expresión:

$$k = \frac{95-20}{d_{95}-d_{20}} \text{ (kN/mm)} \qquad (4)$$

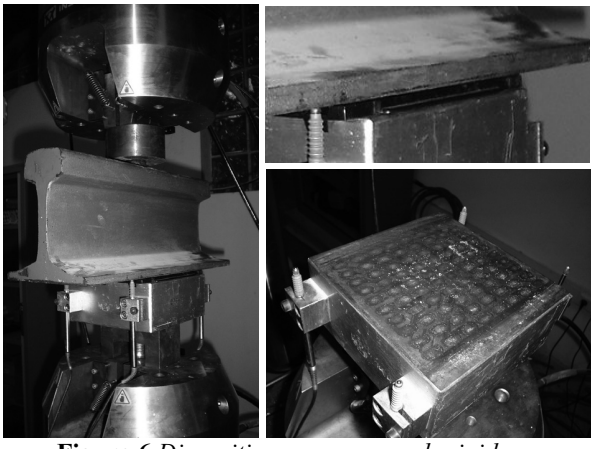


Figura 6.*Dispositivo para ensayo de rigidez*

A partir de las curvas de rigidez se determinó la energía disipada por ciclo, E_d, como el área encerrada por el bucle de histéresis y la energía almacenada por ciclo, E_a, como el área entre el bucle de histéresis y el eje de abscisas. A partir de la relación entre energías, E_d/E_a se obtuvo la tangente del ángulo de desfase entre la señal de carga y de deformación de la placa [9] según la expresión:

$$tg\delta = \frac{4F_m \dfrac{E_d}{E_a}}{\pi F_0 \left(2 + \dfrac{E_d}{E_a}\right)} \qquad (5)$$

4. RESULTADOS Y ANÁLISIS

En la figura 7 se representan los resultados individuales para un ensayo de impacto sobre la placa de referencia y para una muestra de ensayo (estado de recepción, N). En la figura se representa la evolución de las microdeformaciones obtenidas por las bandas extensométricas frente al tiempo. La banda superior registra valores negativos de deformación ya que la traviesa al flectar por efecto del impacto en esa zona se comprime, mientras que la inferior se tracciona y por tanto registra valores positivos. Se puede apreciar como la placa de referencia registra picos más altos y más estrechos que la de ensayo.

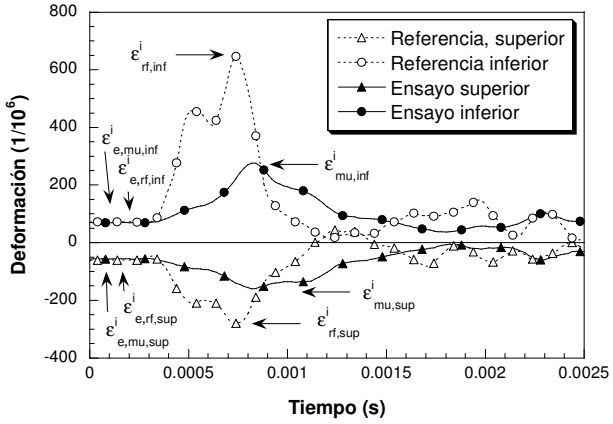


Figura 7. *Resultados obtenidos para un ensayo individual de impacto con las placas de referencia y de ensayo (recepción, N)*

En la tabla 1, a modo de ejemplo, se desarrolla el cálculo de la atenuación para la placa de recepción.

Tabla 1. *Cálculo de la atenuación para la placa N*

Placa de referencia (EVA). Deformaciones ($1/10^6$)					
Parámetro	i = 1	i = 2	i = 3	i = 4	i = 5
$\varepsilon^{i}_{rf,sup}$	-283,3	-280	-283,3	-283,3	-285
$\varepsilon^{i}_{e,rf,sup}$	-46,7	-46,7	-46,7	-46,7	-47,8
$\varepsilon^{i}_{rf,inf}$	660,0	663,3	666,7	656,7	663,9
$\varepsilon^{i}_{e,rf,inf}$	80	80	86,7	86,7	88,3
Placa de ensayo (recepción). Deformaciones ($1/10^6$)					
$\varepsilon^{i}_{mu,sup}$	-180,6	-176,4	-177,8	-175	-176,7
$\varepsilon^{i}_{e,mu,sup}$	-51,4	-51,4	-51,4	-50,0	-51,7
$\varepsilon^{i}_{mu,inf}$	284,77	284,72	283,3	283,3	283,3
$\varepsilon^{i}_{e,mu,inf}$	68,1	68,1	68,1	68,1	68,3
Cálculo					
a^{i}_{sup}	45,27	47,05	46,45	47,05	47,05
a^{i}_{inf}	62,50	62,51	62,75	62,75	62,79
a_{sup}	46,57 %		a = 54,6 %		
a_{inf}	62,66 %				

La figura 8 muestra la evolución del ensayo de rigidez al aumentar la frecuencia de ensayo y su comparación con el ensayo estático. Se puede comprobar como a medida que se incrementa la frecuencia disminuye la deformabilidad de la placa y la energía almacenada por ciclo, mientras que aumentan la rigidez secante y la energía disipada.

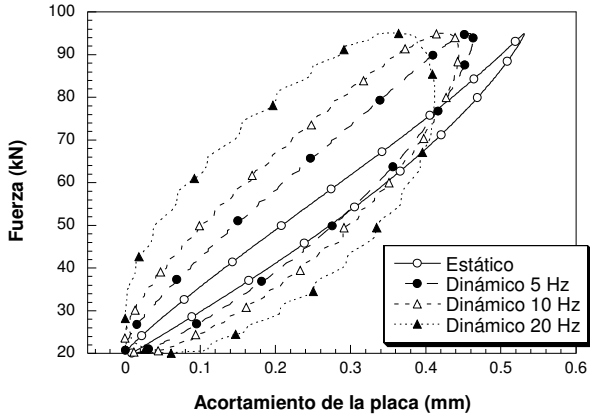


Figura 8. *Ensayos de rigidez para la placa nueva*

En las tablas 2 a 5 se muestran todos los resultados obtenidos en los ensayos de atenuación y de rigidez estática y dinámica a diferentes frecuencias.

Tabla 2. *Resultados de atenuación y rigidez estática*

Placa	a (%)	k (kN/mm)	E_d (J)	E_a (J)
EVA		2356	0.14	1.5
N	54.6	140.6	3.45	27.1
F	49.6	154.2	3.06	23.6
UV	56.4	142.0	3.37	26.5
H	43.3	130.3	3.67	28.3
V1	53.9	149.3	3.02	25.1
V3	52.6	161.7	2.49	23.1

Tabla 3. *Resultados de rigidez dinámica a 5 Hz*

Placa	a (%)	k_d (kN/mm)	E_d (J)	E_a (J)	tan δ
EVA		3100	0.36	1.03	0.290
N	54.6	161.9	7.28	21.51	0.283
F	49.6	180.2	6.50	18.52	0.291
UV	56.4	163.0	7.18	21.05	0.284
H	43.3	148.5	7.34	22.84	0.270
V1	53.9	168.1	6.95	20.30	0.285
V3	52.6	183.5	6.24	18.71	0.279

Tabla 4. *Resultados de rigidez dinámica a 10 Hz*

Placa	a (%)	k_d (kN/mm)	E_d (J)	E_a (J)	tan δ
EVA		3276	0.56	0.85	0.480
N	54.6	169.1	11.30	18.37	0.459
F	49.6	195.2	10.18	15.97	0.472
UV	56.4	168.2	11.21	18.23	0.459
H	43.3	196.4	12.29	19.51	0.467
V1	53.9	174.0	10.78	17.58	0.458
V3	52.6	189.9	9.83	16.06	0.457

Tabla 5. *Resultados de rigidez dinámica a 20 Hz*

Placa	a (%)	k_d (kN/mm)	E_d (J)	E_a (J)	tan δ
EVA		3724.4	0.82	0.59	0.796
N	54.6	182.5	16.95	13.19	0.764
F	49.6	203.6	15.19	11.13	0.792
UV	56.4	182.5	16.63	13.06	0.759
H	43.3	210.9	18.64	13.87	0.785
V1	53.9	239.2	16.14	12.45	0.768
V3	52.6	206.4	14.71	11.30	0.770

Lo primero que se puede destacar de los resultados obtenidos es la forma en que los diferentes deterioros pueden afectar al comportamiento estático y dinámico de la placa de asiento.

Por un lado el envejecimiento mecánico, como es la fatiga realizada en laboratorio muestra una rigidización tanto en el comportamiento estático como en el dinámico a todas las frecuencias y además va acompañada de un descenso en la atenuación cercano al 10 %.

Para los dos casos de deterioro mecánico acompañado de deterioro ambiental como son las placas en vía durante uno y tres años también se aprecia una rigidización estática y dinámica, pero en este caso no va acompañada de un descenso importante de la atenuación, se queda por debajo del 4 % de pérdida.

En el envejecimiento por ultravioletas se comprueba que no hay variación en los parámetros de rigidez, ni estáticos, ni dinámicos, sin embargo se produce un ligero aumento de la atenuación, inferior al 4 %.

En el otro extremo se encuentra el deterioro por hidrocarburo, que para valores estáticos y dinámicos a baja frecuencia, hasta 5 Hz, el material flexibiliza, pero su comportamiento se invierte al incrementarse la frecuencia llegando a rigidizarse hasta un 15 % para 20 Hz. La atenuación para este caso disminuyó más de un 25 % a pesar de la flexibilización en estático y a baja frecuencia.

Como se puede apreciar en las figura 9 no se aprecia ninguna correlación entre el valor de atenuación y los valores de rigidez estática y a bajas frecuencias. Al aumentar la frecuencia se aprecia una ligera tendencia al incremento de la atenuación con el descenso de la k_d.

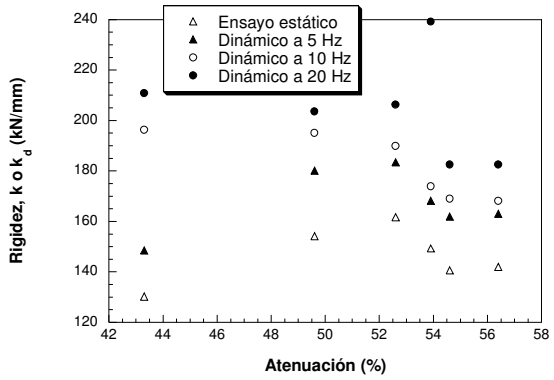


Figura 9. *Relación entre la rigidez y la atenuación*

La figura 10 representa la evolución de la energía disipada con el valor de atenuación medido y como se puede observar no se puede aprecia ningún tipo de correlación. Lo mismo ocurre al analizar los valores de energía disipada y del ángulo de desfase entre la señal de carga y deformación.

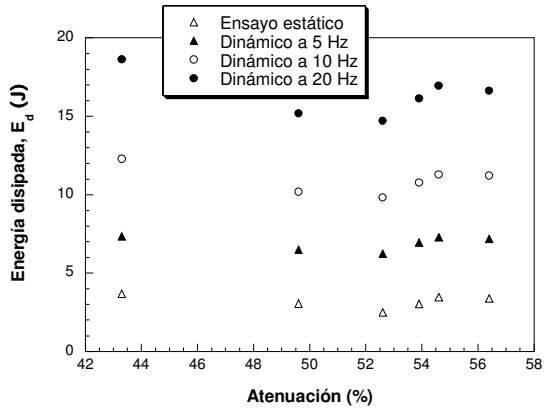


Figura 10. *Relación entre la E_d y la atenuación*

Sin embargo, al analizar la variación del ángulo de desfase, Δδ, o de su tangente, Δtanδ, entre altas y bajas frecuencias se comprueba que si existe una cierta correlación. El gráfico de la figura 11 representa la evolución de la variación de la tangente de delta entre 20 y 5 Hz en función del valor de la atenuación. Se puede comprobar como a medida que aumenta el cambio de propiedades entre valores altos y bajos de frecuencia disminuyen los valores de atenuación frente al impacto.

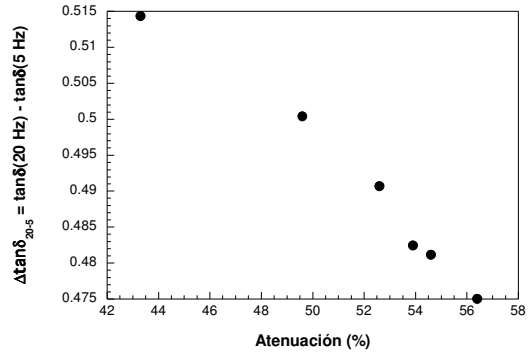


Figura 11. *Relación entre la tan δ y la atenuación*

5. CONCLUSIONES

Independientemente del tipo de deterioro sufrido por la placa, en todos los casos la atenuación se mantiene por encima del mínimo exigido por la especificación [10] que es del 30%, siendo el deterioro en hidrocarburo el que más reduce la atenuación de la placa.

Se ha desarrollado un procedimiento experimental para la determinación de la atenuación frente a impacto de sistemas de sujeción que se ha incorporado a la especificación para *Placas elásticas de asiento para sujeción VM* de ADIF [11]. Ver figura 12.

Se ha comprobado que los parámetros estáticos y a baja frecuencia medidos (rigidez, energía disipada y almacenada y ángulo de desfase) no sirven para correlacionar con los valores de atenuación medidos. Sin embargo, para valores altos de frecuencia, el parámetro de rigidez sirve de índice para el valor de atenuación.

Por último, se comprobó que a medida que aumentaban las diferencias del ángulo de desfase entre valores medidos a alta y baja frecuencia se reduce el valor de atenuación.

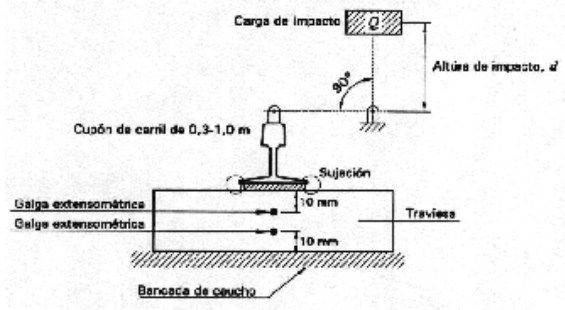


Figura 12. *Dispositivo incluido en la especificación [11] para la realización del ensayo de atenuación*

REFERENCIAS

[1] AENOR. UNE-EN 13146-3:2002. *Aplicaciones ferroviarias. Vía. Métodos de ensayo de los sistemas de fijación. Determinación de la atenuación de las cargas de impacto*. 2002

[2] Gilaberte M. *El uso de los materiales en la superestructura de vía de ferrocarril para AVE.* INECO-TIFSA. Curso de Verano, UC. 2007.

[3] Manescu TS, Petre CC, Zaharia NL, Manesco, T, Bayer M. *Dynamic tests for fastening rubber plates to determine attenuation of impact loads*. Materiale Plastice, Vol. 46, Issue 4, 2009, pgs 448-451.

[4] Remennikov A, Kaewunruen S. *Determination of dynamic properties of rail pads using an instrumented hammer impact technique*. Acoustic Australia, Vol. 33, Issue 2, 2005. Pgs 63-67.

[5] Carrascal I, Casado JA, Polanco JA y Gutiérrez-Solana F, *Comportamiento dinámico de placas de asiento de sujeción*. Mecánica Fractura. Vol 22, pp 372-377.2005

[6] Holden, G., *Thermoplastic Elastomers*. .A series of mini-tutorials of H. Understanding Books.Munich 2000.

[7] Holden, G. *Thermoplastic elastomers*. Ed. Hanser.

[8] AENOR. UNE-EN 13146-4:2002. *Aplicaciones ferroviarias. Vía. Métodos de ensayo de los sistemas de fijación. Efecto de las cargas repetidas*. 2002

[9] Carrascal I, Casado JA, Diego S, Polanco JA y Gutiérrez-Solana F, *Modelo de comportamiento en fatiga basado en el daño continuo medido a partir de parámetros energéticos de un polímero compuesto*. Mecánica Fractura. Vol 26, pgs 277-282. 2009

[10] ADIF. *Pliego de bases para el suministro d sujeciones*. 1999

[11] ADIF. E.T. 03.360.570.0, *Placas elásticas de asiento para sujeción VM.* Mantenimiento de infraestructura, líneas convencionales. 1ª edición. Diciembre de 2005.

NANOINDENTACIÓN Y NANORAYADO DE SECCIONES TRANSVERSALES EN RECUBRIMIENTOS DE BARRERA AMBIENTAL

[1,2]C. A. Botero, [1,2] E. Jimenez-Piqué, [3] T. Kulkarni, [3] V. K. Sarin, [1,2] L. M. Llanes.

[1]Departament de Ciència de Materials, i Enginyeria Metallúrgica, Universitat Politècnica de Catalunya, E.T.S.E.I.B., Avda. Diagonal, 647, Barcelona 08028, España

[2]CRnE, Universitat Politècnica de Catalunya, Barcelona 08028, España

[3]Department of Manufacturing Engineering. Boston University, Brookline, MA 02446, USA

Contacto: e-mail: luis.miguel.llanes@upc.edu
Tel. 934011083

RESUMEN

La nanoindentación se ha convertido en una de las técnicas más utilizadas para medir las propiedades mecánicas de películas delgadas. Convencionalmente, los ensayos de nanoindentación y nanorayado se realizan sobre la superficie de los recubrimientos para evaluar su integridad mecánica, módulo elástico y dureza. Sin embargo, en sistemas complejos como películas delgadas con gradiente composicional, las variaciones pequeñas en propiedades mecánicas son difíciles de distinguir utilizando esta metodología. En este trabajo, se evalúa la dureza y la resistencia al rayado en secciones transversales pulidas de recubrimientos de función gradiente (FGC´s) de mullita, depositados por vía química a partir de fase vapor, sobre sustratos de carburo de silicio. Estos recubrimientos representan opciones óptimas para proteger este sustrato del efecto del medio a temperaturas elevadas, y de allí que sean comúnmente referidos como barreras ambientales (EBCs). Se calcularon las propiedades mecánicas y su variación espacial mediante ensayos de nanoindentación sobre recubrimientos con proporciones Al/Si constantes y gradientes. Adicionalmente, se evaluó la resistencia al daño cohesivo (recubrimiento) y adhesivo (intercara sustrato/capa) de dichos sistemas mediante ensayos transversales de nanorayado. Los recubrimientos de función gradiente exhibieron la mejor combinación de propiedades e integridad mecánica.

ABSTRACT

Nanoindentation has become one of the most widely used techniques for measuring mechanical properties of thin films. Conventionally, nanoindentation and nanoscratch tests are performed on the surface of the films to evaluate its mechanical integrity, elastic modulus and hardness. However, in complex systems such as compositionally graded thin films, small spatial variations in mechanical properties are difficult to distinguish using this approach. In this work, hardness and scratch resistance were studied on polished cross sections of functionally graded mullite coatings, produced by chemical vapor deposition, on silicon carbide substrates. These coatings are optimal choices for protecting this substrate against environmental interaction at high temperatures; being then usually referred to as environmental barriers (EBCs). To assess the intrinsic mechanical properties and their spatial variation, nanoindentation tests have been carried on mullite coatings with constant and graded Al:Si ratios. Additionally, transverse nanosctratch tests were performed to evaluate the cohesive and adhesive resistance of the coatings and the structural integrity of the system were preformed. Graded coatings exhibited the best combination of mechanical properties and structural integrity.

PALABRAS CLAVE: Nanorayado, nanoindentación, EBC´s.

1. INTRODUCCIÓN

Aplicaciones aeroespaciales y energéticas demandan el empleo de materiales resistentes a altas temperaturas y ambientes corrosivos. La utilización de superaleaciones con recubrimientos de barrera térmica ha llegado en la actualidad cerca de su límite de temperatura [1]. Se espera que los cerámicos basados en silicio, tales como SiC y Si_3N_4, sean empleados en este tipo de aplicaciones. De hecho, en la actualidad estos materiales ya son utilizados en microturbinas para la generación de electricidad [2-3].

El SiC y Si_3N_4 forman una capa protectora de SiO_2 en la superficie durante la exposición a altas temperaturas. Sin embargo, cuando son utilizados en ambientes como los encontrados en las aplicaciones de turbinas de gas, estos materiales presentan corrosión severa por picadura y recesión de la superficie [4]. Para superar estas

dificultades se ve la necesidad de recubrimientos resistentes y fiables, que conserven sus propiedades a altas temperaturas, especialmente frente a la corrosión y recesión. Estos se han catalogado como recubrimientos de barrera ambiental (EBC´s, Environmental Barrier Coatings). En ese sentido, la mullita $3Al_2O_3{\cdot}2SiO_2$ ha recibido gran atención dada su excelente resistencia a corrosión, termofluencia, resistencia a altas temperaturas, y más críticamente, excelente ajuste a la matriz por su coeficiente de expansión térmica, especialmente con el SiC. Desde hace ya más de una década, se han desarrollado recubrimientos de mullita principalmente vía plasma [5]. No obstante, se ha demostrado que el contenido de sílice en la mullita puede ser susceptible de corrosión a altas temperaturas durante exposición extendida a ambientes corrosivos con contenidos de NaCl y vapor de agua principalmente, dejando como resultado un esqueleto de alúmina en la superficie [6].

Como alternativa se han desarrollado recubrimientos de función gradiente depositados químicamente a partir de fase vapor (CVD) sobre sustratos de SiC en los que se varía el contenido de silicio en la mullita. De esta manera es posible aprovechar las ventajas del buen ajuste que se presenta en la interfase mullita-SiC gracias al coeficiente de expansión térmica de la mullita, y la excelente resistencia a la corrosión y recesión del recubrimiento rico en alúmina en la superficie expuesta a las atmósferas corrosivas. Paralelamente, se eliminan los cambios abruptos en composición y fase, lo que resulta en una reducción de las tensiones internas generadas durante el crecimiento de la capa, así como los esfuerzos térmicos durante los ciclos térmicos [2].

En trabajos previos, los autores del presente estudio han depositado recubrimientos de mullita de función gradiente y estructura columnar, densos y adherentes, en los que la relación Al/Si varía desde aproximadamente 3 (proporción estequiométrica) en la interfase, hasta proporciones tan altas como 30 en la superficie libre [3, 7-9].

Pese a que se ha comprobado el excelente desempeño de estos materiales frente a la corrosión, el conocimiento de sus propiedades mecánicas tendiente a garantizar su integridad estructural en servicio es escaso. En este trabajo se presenta la caracterización nanomecánica de secciones transversales de sistemas SiC-mullita utilizando la técnica de nanoindentación. Para ello, se estudiaron recubrimientos correspondientes a proporciones Al/Si constantes, así como capas con cambios composicionales graduales a lo largo del espesor. Se evaluaron el módulo elástico (E) y la dureza (H), incluyendo su variación a lo largo del espesor de los recubrimientos. Adicionalmente se realizaron ensayos de nanorayado sobre las secciones transversales, identificándose distintos modos de daño y determinando las cargas críticas para la ocurrencia de los mismos.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Se emplearon recubrimientos de mullita depositados sobre SiC utilizando la técnica CVD, con proporciones constantes durante la deposición Al/Si: 3 (composición estequiométrica) y Al/Si:11 (composición rica en aluminio), y de composición variable con el espesor. Se estudiaron secciones prismáticas de 10 x 10 x 30 mm de material recubierto. El proceso de obtención de los recubrimientos así como algunas de sus propiedades se presenta más ampliamente en las referencias [2, 7-9].

Los materiales se encastaron en bakelita y se prepararon secciones transversales mediante corte, desbaste y pulido manual como se presenta en la figura 1.

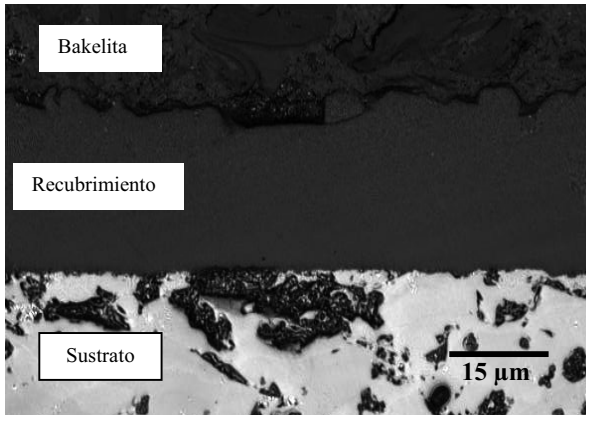


Figura 1. Micrografía óptica confocal de sección transversal preparada, muestra M11.

En la tabla 1 se presenta la composición, nomenclatura y espesor promedio, este último obtenido a partir de las secciones transversales de las muestras empleadas, para cada sistema estudiado.

Tabla 1. Características y nomenclatura de los recubrimientos empleados.

Proporción Al/Si	***Espesor promedio [µm]***	***Nomenclatura***
3	8 ± 2	M3
11	20 ± 2	M11
Variable	15 ± 4	Variable

Con el fin de observar las características microestructurales de los recubrimientos, se realizó un ataque químico con HF diluido durante 10 minutos a 60ºC. Producto del ataque puede observarse la naturaleza columnar de los recubrimientos como se aprecia en la figura 2.

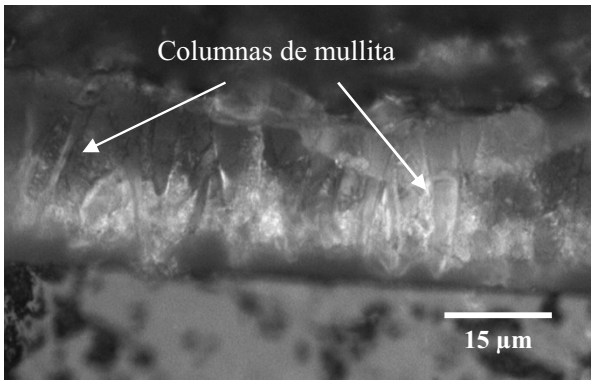


Figura 2. Micrografía óptica de sección transversal atacada químicamente: muestra gradiente.

Como método para corroborar el carácter gradiente, en cuanto a proporción Al/Si de la muestra variable, se prepararon adicionalmente secciones transversales utilizando la técnica de haz de iones focalizados (FIB) acoplada a un microscopio electrónico de barrido FE-SEM Neon 40, Carl Zeiss. Estas muestras también permitieron confirmar la naturaleza compacta de los recubrimientos. Para ello, las muestras se recubrieron con carbono y posteriormente se depositó sobre ellas una capa de oro-platino para prevenir la carga y para proteger la superficie del haz de iones. Se efectuaron "trincheras" mediante bombardeo iónico usando iones Ga+. La dimensión de las trincheras fue de aprox. 30 x 50 µm, suficiente para observar todo el espesor del recubrimiento. Se realizó análisis químico elemental utilizando EDS sobre distintos puntos a lo largo del recubrimiento.

Respecto a la caracterización nanomecánica, se realizaron ensayos de nanoindentación utilizando un equipo Nanoindenter XP de MTS con un indentador Berkovich con su función de área calibrada con un patrón de sílice. En estos ensayos se utilizó como profundidad de penetración 100 nm, velocidad de deformación constante de 0.05 s^{-1} y separación entre indentaciones 2.5 µm, atendiendo a los espesores en cuestión. Se efectuaron matrices de indentaciones de 3 columnas y un número variable de filas dependiendo del espesor de cada recubrimiento, como se observa en el esquema de la figura 3 (a). Los valores de E y H se calcularon en función de la profundidad de penetración, mediante el modelo de Oliver y Pharr [10].

En cuanto a las pruebas de nanorayado, se realizaron barridos utilizando cargas constantes en dos direcciones: sustrato-bakelita SB y bakelita-sustrato BS, como se ilustra en el esquema de la figura 3 (b). De esta manera se evaluaron las propiedades adhesivas del sistema mediante la caracterización del daño producido por el rayado en la dirección SB, y las propiedades cohesivas en la dirección BS. Se acotó el rango de cargas para la ocurrencia de daño por debajo de 300 mN y se realizaron nanorayados a 50, 100, 150, 200, 250 y 300 mN sobre los diferentes sistemas estudiados.

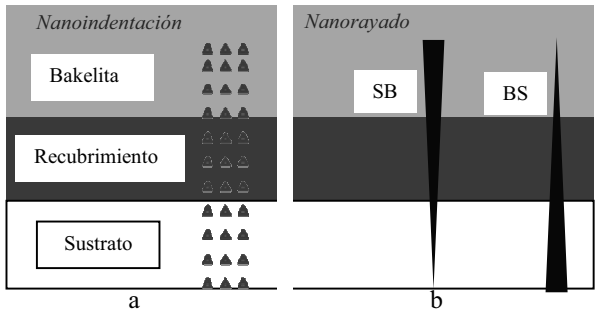


Figura 3. Esquema de ensayos mecánicos sobre sección transversal. Ensayos de nanoindentación (a). Nanorayado en dirección desde el sustrato hacia la bakelita SB y desde la bakelita hacia el sustrato BS (b).

Las huellas producto de los ensayos de nanoindentación, así como los daños producidos en el nanorayado se examinaron mediante microscopía de barrido óptica confocal, con un microscopio LEXT OLS 3100, Olympus.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÒN

En este apartado se presentan los resultados obtenidos referentes a la caracterización tanto química como mecánica de los recubrimientos. En el primer caso, se evaluó su composición, mediante FIB y EDS. En el segundo, ello se llevó a cabo a través de ensayos de nanoindentación y nanorayado sobre las secciones transversales preparadas de las muestras estudiadas.

3.1 Naturaleza gradiente de la muestra variable

En la figura 4 se presenta una micrografía de electrones secundarios en la muestra de composición variable, realizada sobre la sección transversal obtenida por intermedio de FIB. En dicha figura es de destacar el carácter denso y compacto de los recubrimientos investigados.

Sobre la sección transversal y a lo largo de una línea a diferentes distancias a partir de la intercara, se realizaron análisis químicos elementales utilizando la sonda EDS. Mediante dichos análisis se determinó la proporción Al/Si en cada punto de la línea. Las composiciones determinadas se representan en el gráfico superpuesto a la imagen de sección transversal de la figura 4.

Es evidente que el recubrimiento de composición variable está constituido de mullita con proporciones incrementales de aluminio/silicio conforme aumenta el espesor desde la intercara.

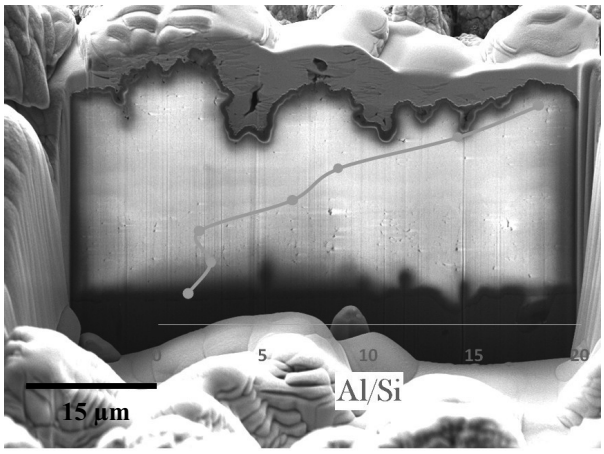


Figura 4. Sección transversal FIB de la muestra variable. Gráfico de proporción Al/Si vs distancia frente a la intercara superpuesto a la imagen.

Lo anterior concuerda con lo reseñado en la literatura para estos materiales [3], referente a la obtención de proporciones altas Al/Si cerca de la superficie libre, en este caso Al/Si ~ 18.

3.2 Propiedades mecánicas

Como ya se refirió, se realizaron matrices de nanoindentaciones a lo largo de los recubrimientos estudiados con el fin de evaluar sus propiedades y la variación de éstas con el espesor. En la figura 5 puede observarse la matriz de huellas remanente atravesando el espesor del recubrimiento M11.

En la tabla 2 pueden observarse los datos promedio, con sus respectivas desviaciones estándar, evaluados para los materiales de composición constante con el espesor, M3 y M11.

Tabla 2. Dureza y rigidez evaluadas para M3 y M11.

Muestra	E [GPa]	H [GPa]
M3	137 ± 1.7	10.5 ± 0.7
M11	274.4 ± 27.3	22.5 ± 2.0

Es interesante resaltar que la variabilidad de las propiedades con el espesor en estos materiales es relativamente baja, como cabía esperarse. Asimismo, se evidencia que ella es algo mayor para las medidas de E que para las de H. Lo anterior cobra sentido en tanto el campo de deformación elástica bajo la indentación implicado en el cálculo de E es mucho mayor que el campo de deformación plástica implicado en el cálculo de H. Esto sugiere una mayor influencia del sustrato SiC de alta dureza y rigidez en la respuesta obtenida, principalmente para las indentaciones más próximas al sustrato. De igual manera las propiedades mecánicas comparativamente bajas de la bakelita influyen sobre las medidas en las indentaciones próximas a ella. Esto puede observarse especialmente para los primeros valores altos de E evaluados para la muestra gradiente en la figura 6.

Los valores encontrados para las propiedades de M3 E: 137 ± 1.7 y H: 10.5 ± 0.7 son comparables a los valores reportados para mullita estequiométrica E: 100-220 y H: 13-17 GPa [11].

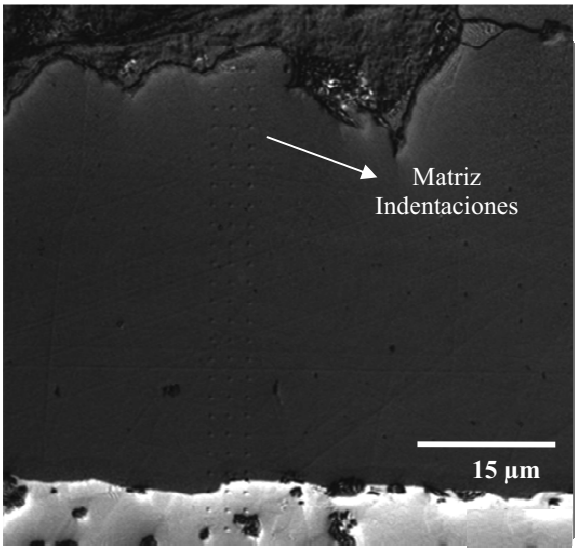


Figura 5. Matriz de indentaciones en la muestra M3.

De otro lado los valores hallados para M11 son superiores a los de M3, debido probablemente a su mayor contenido de aluminio.

Los gráficos de las figuras 6 y 7 resumen las propiedades halladas para los recubrimientos estudiados. Se grafican los promedios de E (figura 6) y H (figura 7) para los tres materiales en función de la proporción Al/Si (eje horizontal inferior); y de la distancia frente a la intercara para la muestra gradiente (eje horizontal superior).

De ambas gráficas es posible observar que la muestra gradiente presenta un aumento de sus propiedades con el espesor, variando de valores cercanos a los de la muestra M3 (proporción estequiométrica) hasta valores altos similares a los exhibidos por la muestra M11 (composición rica en aluminio).

El aumento en la proporción Al/Si con el espesor, que implica introducción de vacancias de oxígeno en la estructura de la mullita [2], tiene un efecto de endurecimiento y aumento de la rigidez de la misma en los recubrimientos, conforme se alcanza la superficie libre.

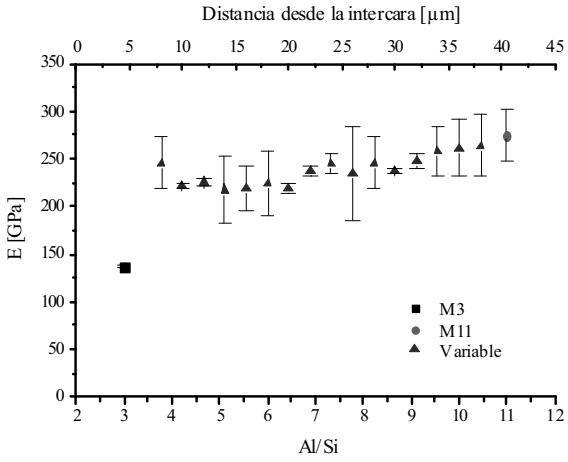


Figura 6. E promedio de las muestras estudiadas en función de la proporción Al/Si (eje horizontal inferior); y de la distancia frente a la intercara para la muestra variable (eje horizontal superior).

Por otra parte, es interesante resaltar que mediante nanoindentación hasta profundidades de penetración suficientemente pequeñas (100 nm) es posible identificar variaciones espaciales en propiedades mecánicas en pequeños volúmenes de material como las películas delgadas empleadas en este estudio (aprox. 15 µm).

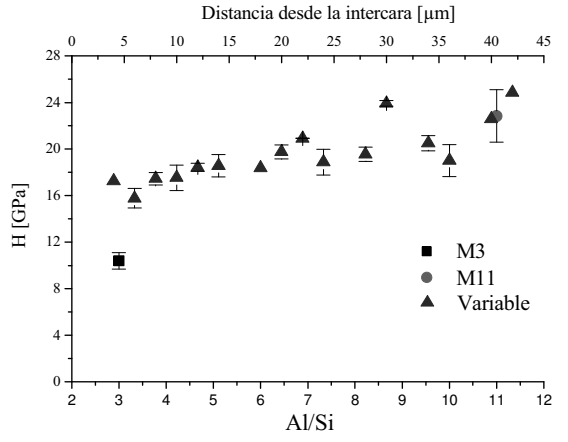


Figura 7. H promedio de las muestras estudiadas en función de la proporción Al/Si (eje horizontal inferior); y de la distancia frente a la intercara para la muestra variable (eje horizontal superior).

3.3 Resistencia frente al rayado

De la figura 8 se pueden observar los diferentes niveles de daño provocados por el rayado efectuado en la dirección SB para la muestra M11.

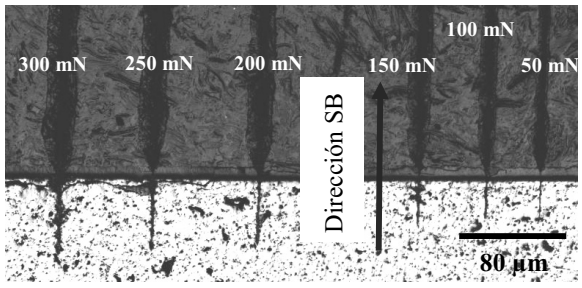


Figura 8. Pistas de nanorayado realizado a diferentes cargas en dirección SB para la muestra M11.

Tras la realización de los nanorayados se obtuvieron 4 morfologías diferentes de daño, como se presenta en la figura 9. Estos daños fueron observados en las dos direcciones de rayado utilizadas.

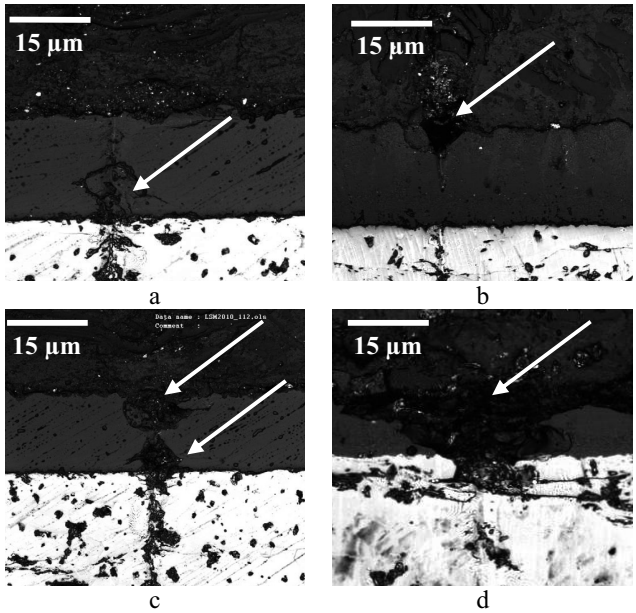


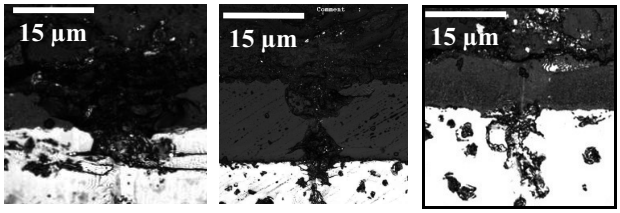
Figura 9. Diferentes morfologías de daño encontradas. En la intercara (a), en el recubrimiento (b), daño combinado (c) y daño catastrófico o por fractura (d).

Dado que durante el rayado en la dirección SB la intercara es el primer elemento del sistema sometido a carga, los daños observados en esta, figura 9 (a), son catalogados como críticos para esta dirección de rayado, y dan cuenta de la resistencia adhesiva del sistema. De otro lado, los daños observados dentro el recubrimiento, figura 9 (b), son considerados críticos para la dirección BS y dan cuenta de la resistencia cohesiva de la capa. Bajo esta lógica, en la tabla 3 se presentan las cargas críticas donde se observó la aparición de alguno de los daños arriba ilustrados en las respectivas direcciones de rayado. Es notable observar como las cargas críticas para la aparición de daño son menores para las muestras de composición constante en comparación con la muestra variable, la cual presenta los valores más altos en ambas direcciones.

Tabla 3. Rango de cargas críticas para la aparición de daño.

Muestra	Dirección BS Carga Crítica (mN)	Dirección SB Carga Crítica (mN)
M3	0-50	50-100
M11	100-150	50-100
Variable	150-200	150-200

En la figura 10 por ejemplo, se observa cómo para el nanorayado de la muestra variable a 150 mN en la dirección BS, en que se evalúa las propiedades cohesivas del recubrimiento, las muestras M3 y M11 presentan daños considerables dentro del recubrimiento mientras que este permanece en buen estado en la muestra variable.



a b c

Figura 10. Imágenes del daño producido a 150 mN dirección BS en M3 (a), M11 (b) y Variable (c).

Los resultados expresados arriba sugieren que, bajo el enfoque micro- y nanométrico de caracterización implementado en este trabajo, los recubrimientos de mullita de barrera ambiental presentan una combinación de propiedades óptima desde el punto de vista mecánico en términos de resistencia tanto cohesiva como adhesiva. Se infiere que tal comportamiento está relacionado con la mejor distribución de esfuerzos térmicos durante el enfriamiento así como la variación gradual en las propiedades, producto del gradiente composicional.

Es necesario resaltar que probablemente algunos de los daños observados se generan preferencialmente en defectos preexistentes en el recubrimiento o sustrato. Lo anterior es inevitable dada la naturaleza heterogénea de estos materiales, producto de los métodos empleados en su fabricación.

4. CONCLUSIONES

Los recubrimientos de barrera ambiental y carácter gradiente presentaron una combinación óptima de propiedades mecánicas e integridad estructural que, sumado a su alta resistencia frente a la corrosión, valida su utilización en aplicaciones de alta temperatura.

La nanoindentación y el nanorayado sobre secciones transversales son metodologías válidas y complementarias en la caracterización nanomecánica de sistemas recubiertos complejos como los estudiados, de tamaño pequeño y con variaciones en propiedades a lo largo del espesor y/o superficies heterogéneas.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al Ministerio de Educación y Ciencia la financiación recibida en el marco del proyecto MAT 2006-13480. Particularmente, C.A. Botero desea expresar su agradecimiento a la Generalitat de Catalunya por la concesión de una beca predoctoral para la formación de personal investigador mediante la Agència de Gestió d'Ajuts Universitaris i de Recerca AGAUR.

6. REFERENCIAS

[1]. Cao, Q. Vassen, R y Stoever, D. Ceramic materials for thermal barrier coatings. J. Eur. Cer. Soc. Vol. 24, 2004, 1-10.
[2]. Basu, S. N. Kulkarni, T. Wang, H. Z. Steen, T. Murray, T. W y Sarin, V. K. Structure and properties of functionally graded environmental barrier coatings for ceramic components in gas turbines. Int. Conf. on Adv. Mat. Comp. ICAM, 2007.
[3]. Basu, S. N. Kulkarni, T. Wang, H. Z. y Sarin, V. K. Functionally graded chemical vapor deposited mullite environmental barrier coatings for Si-based ceramics. J. Eur. Cer. Soc. Vol. 28, 2008, 437-445.
[4]. Uenoa, S. Ohji, T. y Lin, H-T. Corrosion and recession of mullite in water vapor environment. J. Eur. Cer. Soc. Vol. 28, 2008, 431- 435.
[5]. Lee, K. N. Miller, R. A. y Jacobson, N.S. New generation of plasma sprayed mullite coatings on silicon carbide. J. Am. Ceram. Soc. Vol. 78, 1995, 705-710.
[6]. Lee, K. N. Current status of environmental barrier coatings for Si-Based ceramics. Surf. Coat. Technol. Vol. 133-134, 2000, 1-7.
[7]. Basu, S.N. PingHou. y Sarin, V. K. Formation of mullite coatings on silicon-based ceramics by chemical vapor deposition. Int. J. Refract. Met. Hard Mater. Vol. 16, 1998, 343-352.
[8]. PingHou. Basu, S. N. y Sarin, V. K. Structure and high-temperature stability of compositionally graded CVD mullite coatings. Int. J. Refract. Met. Hard Mater. Vol. 19, 2001, 467-477.
[9]. Auger, M. L y Sarin ,V. K. A kinetic investigation of CVD mullite coatings on Si-based ceramics. Int. J. Refract. Met. Hard Mater., Vol. 19, 2001, 479-494.
[10] Oliver, W.C. y Pharr, G.M. Review: Measurement of hardness and elastic modulus by instrumented indentation: Advances in understanding and refinements to methodology. J. Mater. Res., Vol. 19, 2004, 3-20.
[11] Burgos, O. Tesis Doctoral, Síntesis y procesamiento coloidal de nanocomposites de alúmina-mullita. Instituto de cerámica y vidrio (CSIC), Universidad Autónoma de Madrid. Madrid, España. p 8. 2008.

MÉTODO DE CARACTERIZACIÓN DE LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE LA FRACTURA DEL LADRILLO

A. Aranguren[1], J.M. Sancho[2], B. Sanz[1], J. Planas[1]

[1]Departamento de Ciencia de Materiales, E.T.S.I.C.C.P, Universidad Politécnica de Madrid.
C/ Profesor Aranguren s/n, 28040 Madrid, España.
Teléfono: 913 366 417. E-mail: a.aranguren@mater.upm.es

[2]Departamento de Estructuras de Edificación, E.T.S.A.M, Universidad Politécnica de Madrid.
Avda. Juan de Herrera 4, 28040 Madrid, España.

RESUMEN

En este artículo se adapta uno de los métodos propuestos para determinar los parámetros que gobiernan la fractura del hormigón, al estudio de las propiedades de ladrillos perforados cara vista. El método, basado en la realización de ensayos de compresión diametral y de fractura, permite hallar los datos necesarios para caracterizar el material cerámico constituyente de los ladrillos, es decir la curva tensión-deformación y la curva bilineal de ablandamiento. En los cálculos se considera la relativamente compleja geometría de las piezas y la influencia del tamaño. A partir de los datos obtenidos se realizan simulaciones numéricas mediante un modelo de elementos finitos que incorpora fisura cohesiva embebida. La comparación de los resultados experimentales y numéricos muestra la coherencia y consistencia de ambas técnicas.

ABSTRACT

In this paper the method that is used to determine the parameters that govern the concrete fracture, is adapted to study the properties of perforated bricks. The method combines the results of splitting tests and stable three-point bending tests that are carried out on notched beam to obtain the necessary data to characterize the ceramic bricks, i.e. the stress–strain curve and the bilinear softening curve. The relatively complex geometry of speciments and the size effect are considered in the calculations. Numerical simulations of the tests are also carried out using finite elements with embedded adaptable cohesive crack. The comparison between the numerical and experimental results confirms the coherence and soundness of both, experimental and numerical techniques.

PALABRAS CLAVE: Materiales cerámicos, fisura cohesiva, elementos finitos

1. INTRODUCCIÓN

El empleo de la fábrica de ladrillo como material constructivo es una práctica común en edificación, En la actualidad, se utiliza fundamentalmente en fachadas y tabiques interiores. Elementos que se destinan a conformar la envoltura del edificio o a compartirmentar sus espacios interiores y que han perdido su caracter portante, motivo por el cual en su diseño no se tienen en cuenta consideraciones mecánicas. Sin embargo, en determinadas ocasiones, cuando los movimientos de los elementos resistentes son excesivos, o debido a la presencia de determinadas acciones imprevistas, como cargas de viento o dilataciones térmicas, puede aparecer en ellos un estado tensional, para el que no estaban preparados, que produzca su fisuración.

Para poder explicar tanto el comportamiento mécanico de la fábrica como sus patrones de fisuración, es conveniente conocer las características de sus compuestos (ladrillo y mortero) y de las superficies de contacto entre ambos. En este artículo se muestra cómo obtener las propiedades mecánicas que gobiernan la fractura del ladrillo.

1.1. Materiales cuasifrágiles

Desde el punto de vista de la Resistencia de Materiales, los ladrillos cerámicos están conformados por un material considerado cuasifrágil. Usualmente, este tipo de materiales se compone de diferentes fases. En el caso de los ladrillos cerámicos, si se observa con detalle un corte de los mismos, pueden distinguirse áridos de diferentes tamaños dispersos en una matriz de pasta de arcilla. En general las fases poseen distintos módulos de elasticidad y coeficientes de Poisson. En consecuencia, al entrar en carga, dentro del seno del material se producen deformaciones no homogéneas que originan microfisuras

entre ellas. A medida que las deformaciones aumentan, las microfisuras van creciendo y uniendose, hasta crear una fisura continua. Antes de formarse completamente y provocar una discontinuidad en el material, como se muestra en la figura 1, existe una región, llamada zona en proceso de fractura, que conserva cierta capacidad para transmitir tensiones. Lógicamente a medida que las zonas microfisuradas van creciendo y el material se deteriora y pierde su continuidad esta capacidad se va perdiendo progresivamente.

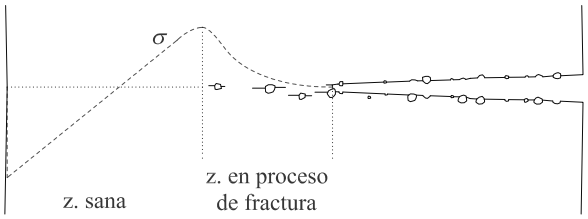


Figura 1: Esquema de la fractura de un material cuasifrágil.

1.2. Modelo de fisura cohesiva

Las particulares características de los materiales cuasifrágiles impiden que su estudio pueda abordarse mediante la Resistencia de Materiales o la Mecánica de la Fractura Elástica y Lineal. Se necesita recurrir a modelos de fractura que tengan en cuenta la pérdida gradual de la capacidad para transmitir tensiones, es decir el *ablandamiento*.

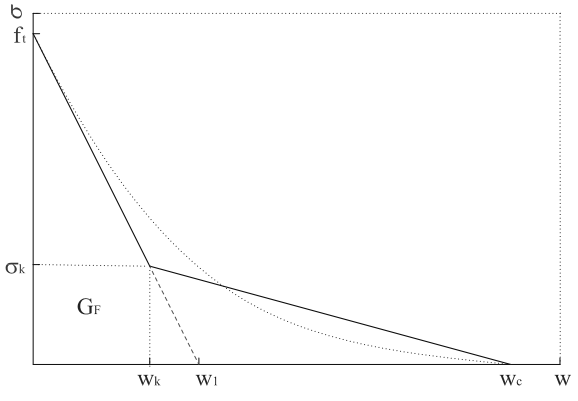


Figura 2: Esquema de la curva de ablandamiento y de la simplificación bilineal utilizada en este artículo.

El modelo de *fisura cohesiva*, propuesto por Hillerborg [1], es uno de los que con mayor éxito ha sido utilizado para describir el comportamiento de este tipo de materiales. Se basa en considerar que el material permanece en régimen elástico mientras está sometido a tensiones inferiores a su resistencia a tracción, y que una vez alcanzada ésta en la zona en proceso de fractura, el material pasa a comportarse según una ley dominada por la separación entre los labios de una fisura ficticia que recoge su estado de microfisuración. Con estas dos suposiciones, los datos requeridos por el modelo de fisura cohesiva para poder ser aplicado son: la curva tensión-deformación y la curva tensión-abertura de fisura ficticia.

Estableciendo algunas hipótesis acerca de su forma, ambas curvas presentan ciertas singularidades que permiten su reconstrucción a partir de una serie de propiedades materiales. Suponiendola lineal, la curva tensión-deformación queda determinada por el módulo de elasticidad E y la resistencia a tracción del material. En cuanto a la curva tensión-abertura de fisura ficticia, o curva de ablandamiento, si se supone bilineal [2], queda determinada por la resistencia a tracción f_t del material, su energía específica de fractura G_F, y la posición del punto de quiebro (σ_k, w_k) (figura 2).

2. MÉTODO EXPERIMENTAL

Para determinar las propiedades materiales con las que caracterizar el material cerámico que conforma los ladrillos perforados cara vista estudiados en este trabajo, se ha adaptado uno de los métodos experimentales utilizados para obtener las del hormigón. El método, basado en la combinación de ensayos de compresión diametral y flexión en tres puntos, se describe en [3, 4, 5].

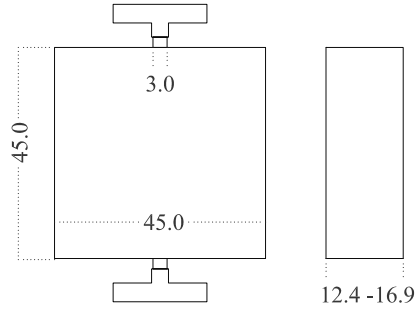


Figura 3: Esquema de las probetas para los ensayos de compresión diametral. Dimensiones en mm*.*

2.1. Ensayos de compresión diametral

Los ensayos de compresión diametral se efectuaron sobre probetas prismáticas, obtenidas mediante corte por via húmeda de las paredes exteriores de las unidades originales. Sus dimensiones se muestran en la figura 3. Los ensayos se realizaron en una máquina universal equipada con dos platos de compresión. Entre cada uno de ellos y las probetas se colocaron unas piezas metálicas en forma de «T» y unas pequeñas tiras de contrachapado encargadas de garantizar la correcta transmisión de la carga sobre una banda de 3 mm de anchura, el equivalente al 6.7 % de la longitud de la arista.

Para evaluar la influencia del método de control de la máquina sobre los resultados, parte de los ensayos se realizaron con control en posición y parte en carga. En

los controlados en carga, su velocidad de aplicación $\dot{P}$ se estableció de tal manera que la velocidad de incremento de tensiones $\dot{\sigma}$ fuese un valor constante en todas las probetas. Su cálculo se abordó mediante la expresión (1).

$$\dot{P} = \frac{\pi \dot{\sigma} D B}{2} \tag{1}$$

Donde D representa el canto de la probeta y B su espesor. El valor de $\dot{\sigma}$ se fijó en 0.5 MPa/min. En los ensayos controlados en posición, la velocidad de avance del actuador se estableció en 5 μm/s.

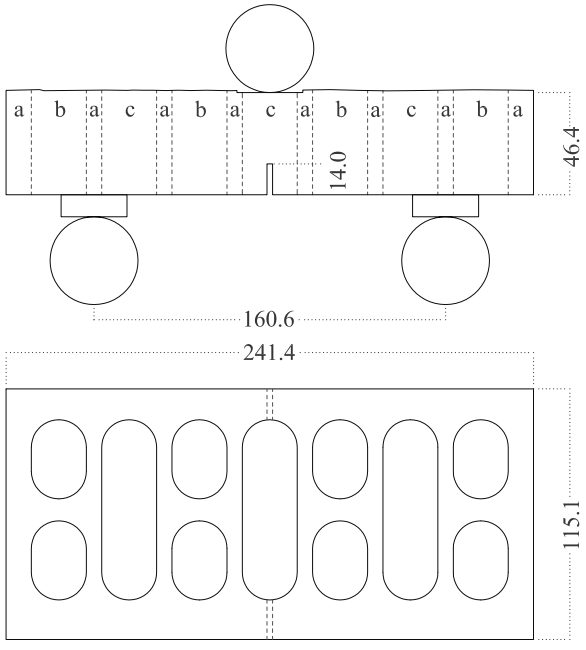


Figura 4: Esquema de las probetas para los ensayos de flexión en tres puntos. Dimensiones medias en mm.

2.2. *Ensayo de flexión en tres puntos*

Los ensayos de flexión en tres puntos se efectuaron sobre vigas entalladas en su sección central. En la figura 4 se muestra un equema de las mismas con las dimensiones medias de las probetas empleadas.

El control de la máquina, mediante la abertura de la fisura en la boca de la entalla (w_m), y la utilización de dos contrapesos que compensaban el efecto del peso propio, posibilitaron la medida de toda la energía consumida durante el proceso de fractura al asegurar la estabilidad del ensayo y evitar el fallo repentino de las probetas. Además, con el sistema de apoyos empleado, gracias a la disposición de un serie de cilindros de acero que permitían la rodadura en el sentido longitudinal de la probeta y el giro alrededor de un eje normal a los planos de carga, se minimizaron los esfuerzos de torsión y los consumos energéticos debidos a fenómenos de fricción o aplastamiento en los apoyos.

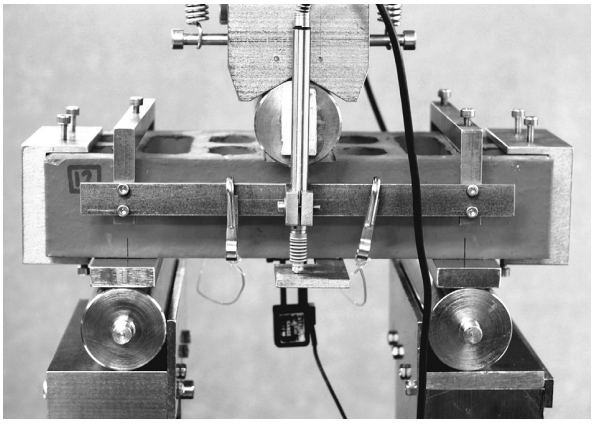


Figura 5: Vista de la disposición experimental en los ensayos de flexión en tres puntos.

Durante los ensayos, junto a la medida de la abertura de la fisura en la boca de la entalla, se registraron continuamente la carga y el descenso de su punto de aplicación. La medida de la abertura se efectuó mediante un transductor resistivo colocado en dos pletinas de acero pegadas en el plano inferior de la probeta; la del descenso del punto de aplicación de la carga a través de dos transductores inductivos sujetos a un bastidor de referencia que se apoyaba sobre el plano superior de la probeta, en puntos situados en la vertical de los apoyos. Con esta disposición, mostrada en la figura 5, se evitaron posibles errores en la medición causados por aplatamientos locales, holguras o deformaciones de elementos intermedios.

Para evaluar la posible infuencia de la velocidad de deformación en las distintas propiedades, se emplearon diferentes velocidades de control de abertura de la entalla. Las iniciales se fijaron en 0.02, 0.05 y 0.10 μm/s. Posteriormente, una vez se había superado el punto de carga máxima, cuando la carga descendía por debajo del 60 % de la máxima alcanzada, la velocidad se aumentó a 0.10, 0.15 y 0.2 μm/s. Cada ensayo se dió por finalizado cuando w_m superó la dimensión $4D/300$, siendo D el canto de la viga.

3. TRATAMIENTO DE DATOS

Los datos obtenidos se analizaron mediante el procedimiento descrito en [6]. Éste procedimiento propone calcular: la resistencia a tracción a partir de la carga máxima P_u soportada por las probetas en los ensayos de compresión diametral; el módulo de elasticidad y la energía específica de fractura a partir del tramo inicial de la curva carga-w_m y del trabajo efectuado por la carga en los ensayos de flexión; y las coordenadas del punto de quiebro de la curva de ablandamiento mediante el ajuste de la carga máxima y del tramo final de la curva carga-w_m de los ensayos de flexión. El cálculo de la resistencia a tracción y del módulo de elasticidad fue modificado para tener en cuenta algunas singularidades del ensayo.

3.1. Resistencia a tracción. Cálculo iterativo

Para tener en cuenta las particularidades geométricas y materiales en el cálculo de la resistencia a tracción, en lugar del valor de la resistencia a tracción indirecta f_{st}, calculada mediante la expresión (2) y válida para materiales idealmente frágiles con comportamiento lineal, probetas cilindricas y bandas de apoyo infinitamente estrechas, se empleó la expresión (3) propuesta por Rocco [7] y proveniente de las aproximaciones del modelo de fisura cohesiva.

$$f_{st} = \frac{2P_u}{\pi BD} \tag{2}$$

$$f_t = \left(\frac{1}{c_1 + c_2(D/l_1)} + c_3 \right)^{-1} f_{st} \tag{3}$$

En ella la influencia de la geometría de la probeta y las condiciones de apoyo se recoge mediante los coeficientes c_1, c_2 y c_3, y la fragilidad del material a través de la longitud característica reducida l_1. Atendiendo a la configuración experimental empleada, los coeficientes c_1, c_2 y c_3 se fijaron, respectivamente, en -13.51, 58.84 y 1.0170. Sin embargo, la longitud característica reducida, definida en (4), no se puede conocer a priori pues depende de w_1, un parámetro que, como se muestra en la figura 2, no es independiente de la resistencia a tracción.

$$l_1 = \frac{Ew_1}{2f_t} \tag{4}$$

Para salvar esta dificultad los cálculos de todas las propiedades se abordaron mediante un proceso iterativo en el que se tomó como primera aproximación de la resistencia a tracción el valor proporcionado por la expresión (2).

3.2. Módulo de elasticidad. $\upsilon(\alpha)$

Por otro lado, el procedimiento original propone que el cálculo del módulo de elasticidad se realice mediante la expresión (5).

$$E = \frac{6Sa}{BD^2C}\upsilon(\alpha) \tag{5}$$

Donde B es la anchura útil en la sección central de las probetas ensayadas a flexión, D su canto, S la luz entre apoyos, a la profundidad de la entalla, C la inversa de la pendiente del tramo lineal de la curva carga-w_m, $\alpha = a/D$ y $\upsilon(\alpha)$ una función de forma que particulariza la geometría concreta de la probeta. En el caso de probetas prismáticas con sección rectangular, $\upsilon(\alpha)$ tiene una expresión conocida [8], pero no sucede así si se emplean probetas con otra geometría.

La determinación de $\upsilon(\alpha)$ se efectuó estimando la flexibilidad de las probetas mediante modelos tridimensionales de elementos finitos. En primer lugar, para valores de α próximos a los de las probetas empleadas, se obtuvieron los valores de C mediante una serie de modelos numéricos realizados con un material de módulo de elasticidad arbitrario. La utilización de distintas mallas permitió alcanzar un valor de C no dependiente del número de elementos e mediante el ajuste de los puntos obtenidos a la función hiperbólica (7) de párametros geométricos m, n y C. En la figura 6 se muestra una representación gráfica de las funciones $C(e)$.

$$C(e) = \frac{m}{(e-n)} + C \tag{6}$$

Una vez obtenidos los valores de C para distintos valores de α, $\upsilon(\alpha)$ se calculó ajustando los puntos a una función polinómica de segundo grado. La función resultante se muestra en (7).

$$\upsilon(\alpha) = 2{,}9288 - 7{,}9752\alpha + 15{,}423\alpha^2 \tag{7}$$

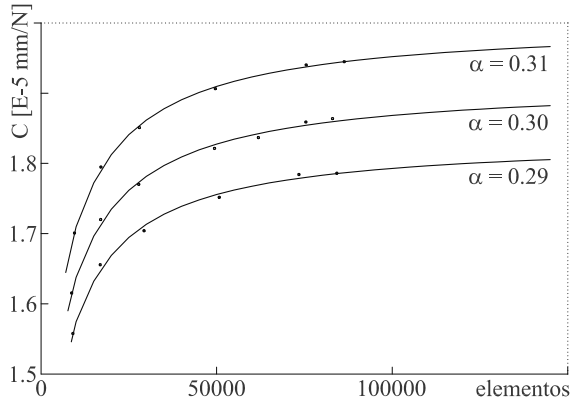


Figura 6: Funciones $C(e)$ para modelos de probetas con distintos valores de α.

4. RESULTADOS EXPERIMENTALES

En los ensayos de compresión diametral controlados en carga, la rotura de las probetas sobrevino repentinamente, aproximadamente a los 15 minutos de su inicio. Tampoco pudo obtenerse una fractura estable en los controlados en desplazamiento . Existió cierta diferencia entre los valores de resistencia a tracción calculados a partir de probetas ensayadas de uno u otro modo. La calculada a partir de los ensayos controlados en deformación fue superior a la de los controlados en carga.

En cuanto a los ensayos de flexión en tres puntos los resultados mostraron que, aunque se pensaba que todos los ladrillos pertenecían al mismo lote, provenían en realidad de dos diferentes (5163M y 5462N). La diferencia más notoria entre ambos se encontró en los valores del módulo de elasticidad. Representando las curvas carga-w_m se descubrió cómo las pendientes de los tramos iniciales se agrupaban en torno a dos valores.

El aumento de la velocidad de deformación condujo a valores más elevados de módulo de elasticidad, carga máxima y energía de fractura.

En la tabla 1 se muestran los valores medios de las propiedades materiales de cada lote de ladrillo y las pertenecientes a un hormigón normal y otro de alta resistencia. Comparando la longitud característica l_{ch} de ambos materiales se aprecia que el ladrillo es considerablemente más frágil que el hormigón.

Tabla 1: Comparación de las propiedades mecánicas de ladrillos y hormigones.

		5163M	5462N	H25	H90
E	(GPa)	21,4	26,2	31,6	47,7
G_F	(N/m)	75,5	75,3	68,5	126,0
f_t	(MPa)	7,30	7,29	2,24	6,18
σ_k	(MPa)	0,43	0,59	0,38	0,04
w_k	(μm)	10,7	10,9	15,6	34,9
w_1	(μm)	11,4	11,9	18,7	35,1
w_c	(μm)	169,9	121,0	272,0	863,0
l_1	(mm)	16,7	21,4	132,7	135,7
l_{ch}	(mm)	30,4	37,2	432,3	157,3

5. SIMULACIONES NUMÉRICAS

Los ensayos de flexión y de compresión diametral se simularon númericamente en COFE [9], un programa de elementos finitos que incorpora un tipo de elemento que permite la correcta descripción del proceso de fractura de materiales cuasifrágiles sin la necesidad de algoritmos de *tracking*. El elemento, de formulación puramente local, se basa en el Análisis de Discontinuidad Fuerte, el comportamiento de fisuración cohesiva según una ley de fuerzas centrales y cierta adaptabilidad de la fisura.

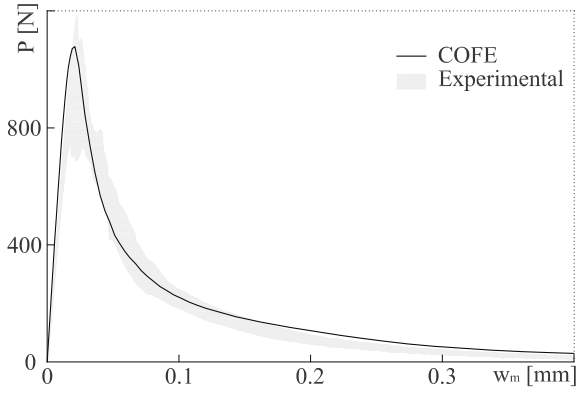


Figura 7: Comparación de la curva carga-w_m numérica y la envolvente experimental.

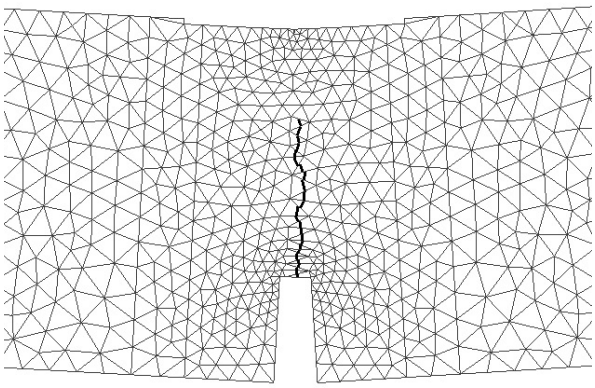


Figura 8: Fisura y detalle de la malla en el modelo de ensayo de flexión en tres puntos.

El ensayo de flexión se modeló en dos dimensiones. La existencia de huecos se consideró mediante la variación de las propiedades materiales en las bandas a, b y c, mostradas en la figura 4. La envolvente de las curvas experimentales y el resultado del modelo numérico se muestra en la figura7. La pequeña falta de ajuste en el tramo inicial se debe a la mayor rigidez de los modelos numéricos, que además se ve ampliada por la reducción de tres a dos dimensiones. La falta de ajuste en el tramo final se debe a la dificultad del crecimiento de la fisura en estados avanzados del ensayo. En la figura 8 se muestra un detalle de la malla deformada y fisurada.

El ensayo de compresión diametral, también modelado en dos dimensiones, se controló mediante la separación horizontal de los puntos medios de las aristas verticales para garantizar el crecimiento paulatino de la fisura. En las figuras 9 y 10 se muestran los patrones típicos de fisuración de los ensayos experimentales y de uno numérico. Ambos presentan una fisura vertical, la principal y la primera que aparece, y otras secundarias que surgen próximas a los puntos de apoyo.

6. CONCLUSIONES

Se ha conseguido adaptar un método para caracterizar las propiedades del ladrillo, basado en la realización de ensayos de compresión diametral y ensayos de flexión en tres puntos. Además, el método permite abordar el estudio de piezas con geometría relativamente compleja apoyandose en modelos numéricos.

En segundo lugar, se ha comprobado la adecuación de los modelos de fisura embebida y fisura cohesiva para describir el comportamiento del ladrillo en fractura. Si bien la semejanza de los resultados experimentales y numéricos no es una garantía de la bondad de ambos procedimientos, el que sea así manifiesta la coherencia y consistencia de ambos procedimientos.

En cuanto al material, se ha encontrado cierta dependencia en las propiedades obtenidas respecto la velocidad de aplicación de la carga, por lo que sería conveniente abordar un estudio que permitiese determinar la velocidad de carga para poder considerar los ensayos estáticos.

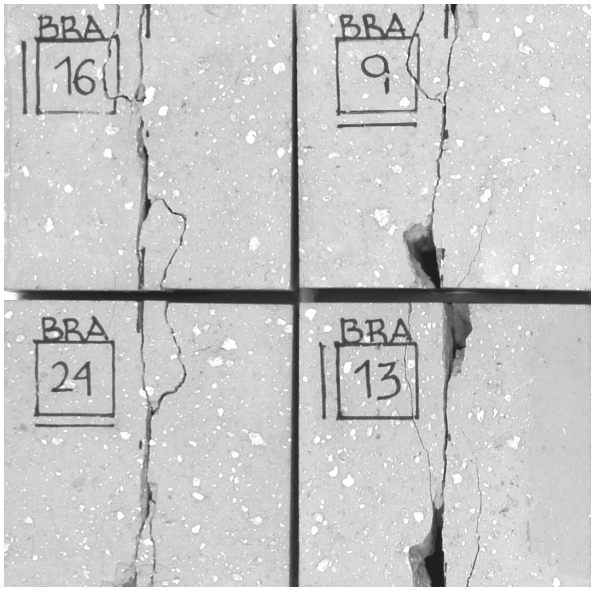


Figura 9: Patrones de fisuración obtenidos en los ensayos de compresión diametral

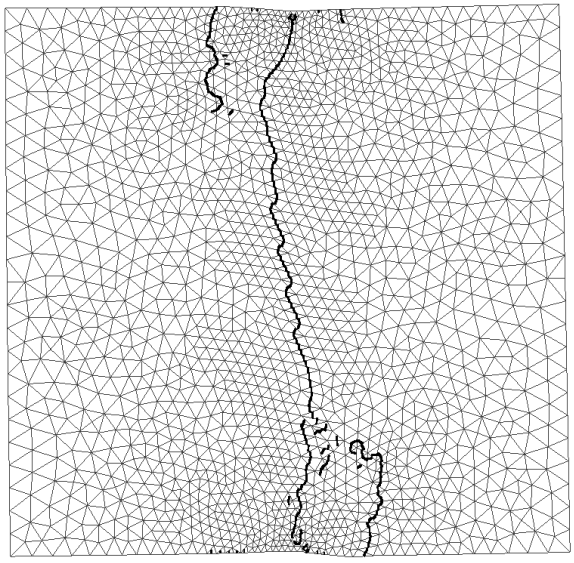


Figura 10: Malla y patrón de fisuración obtenido en el modelo de ensayo de compresión diametral.

REFERENCIAS

[1] A. Hillerborg, M. Modéer, and P.E. Petersson. Analysis of crack formation and crack growth in concrete by means of fracture mechanics and finite elements. *Cement and Concrete Research*, 6(6):773–781, 1976.

[2] P.E. Petersson. Crack growth and development of fracture zone in plain concrete and similar materials. Technical Report TVBM-1006, Division of Building Materials, Lund Institute of Technology, Lund, Sweden, 1981.

[3] G.V. Guinea, J. Planas, and M. Elices. A general bilinear fitting for the softening curve of concrete. *Materials and Structures*, (27):99–105, 1994.

[4] J. Planas, G.V. Guinea, and M. Elices. Size effect and inverse analysis in concrete fracture. *International Journal of Fracture*, 95:367–378, 1999.

[5] J. Planas, G.V. Guinea, and M. Elices. Standard test method for bilinear stress-crack opening curve of concrete. proposal submitted to aci committee 446 (2002), revised (2005). 2005.

[6] A.M. Fathy, B. Sanz, J.M. Sancho, and J. Planas. Determination of the bilinear stress-crack opening curve for normal and high-strength concrete. *Fatigue and Frature of Engineering Materials and Structures*, 31(7):539–548, Jul 2008.

[7] C. Rocco, G.V. Guinea, J. Planas, and M. Elices. Review of the splitting-test standards from a fracture mechanics point of view. *Cement and Concrete Research*, 31(1):73–82, 2001.

[8] G.V. Guinea, J.Y. Pastor, J. Planas, and M. Elices. Stress intensity factor, compliance and cmod for a general three-point-bend beam. *International Journal of Fracture*, 1998.

[9] J.M. Sancho, J. Planas, D.A. Cendón, E. Reyes, and J.C. Gálvez. An embedded crack model for finite element analysis of concrete fracture. *Engineering Fracture Mechanics*, 74(1-2):75–86, 2007.

EFECTO DE LA TEMPERATURA, LA VELOCIDAD DE DEFORMACIÓN Y LA MICROESTRUCTURA EN EL COMPORTAMIENTO MECÁNICO DE INTERMETÁLICOS γ-TiAl

Francisco Gálvez[1], María Jesús Pérez[1], Borja Erice[1], Vicente Sánchez-Gálvez[1]

[1] Departamento de Ciencia de Materiales, CISDEM, Universidad Politécnica de Madrid.
c/ Profesor Aranguren s/n. 28040 Madrid
E-mail: fgalvez@mater.upm.es

RESUMEN

Los aluminuros de titanio aparecen como una alternativa al empleo de aleaciones base níquel en trabajos a elevada temperatura, debido a que en estas condiciones son capaces de retener sus propiedades mecánicas, presentando además un mejor comportamiento a corrosión, oxidación y fluencia. En el presente trabajo se exponen los resultados obtenidos en la investigación llevada a cabo para determinar el comportamiento de una aleación γ-TiAl en condiciones de alta temperatura y analizar el efecto de la velocidad de deformación. Para ello, se realizaron ensayos estáticos de tracción de referencia a baja velocidad de deformación y ensayos de tracción a alta velocidad de deformación mediante el dispositivo experimental de la barra Hopkinson, a temperaturas comprendidas entre los 25ºC y los 850ºC. Para ayudar a explicar el comportamiento mecánico obtenido, se hizo un estudio de las superficies de fractura mediante microscopía electrónica de barrido, en el que se observó una doble tipología microestructural del material, laminar y dúplex. Los resultados obtenidos en los ensayos muestran una influencia clara de la velocidad de deformación en la tensión máxima, pero no así de la temperatura; además se ha observado que la deformación máxima obtenida depende del tipo de microestructura predominante.

ABSTRACT

Titanium aluminides are becoming an alternative to the use of nickel-based alloys in high temperature applications due their ability to retain their mechanical properties and presents better corrosion, oxidation and creep performance. This paper describes the results of the research carried out to determine the behaviour of a γ-TiAl alloy at high temperature and analyze the effect of strain rate. For that purpose, performed at static tensile tests at low strain rate and tensile tests at high strain rate were realized between 25ºC and 850ºC by a static machine and a Hopkinson bar, respectively. To explain the mechanical behaviour obtained, a study of the fracture surfaces by scanning electron microscopy was made, showing a double microstructure in the material. The results exhibit a clear influence of strain rate on maximum stress. However, the maximum stress does not show a marked variation with the temperature. Also, have shown that the maximum strain obtained depends on the predominant type of microstructure.

PALABRAS CLAVE: Intermetálicos, temperatura, alta velocidad de deformación.

1. INTRODUCCIÓN

Los aluminuros de titanio presentan grandes posibilidades en aplicaciones como material estructural en vehículos aeroespaciales, automoción y aeromotores. Sus propiedades mecánicas específicas son superiores al resto de aleaciones habitualmente utilizadas en estos campos. Ésta es la verdadera fuerza motriz que impulsa el desarrollo de estos compuestos cuando las aleaciones de titanio y las de base níquel empiezan a estar limitadas por la temperatura. Presentan un potencial interesante para utilizarse en elementos rotatorios de turborreactores debido a su baja densidad y buena resistencia frente a la temperatura. También encuentran aplicación en la industria del automóvil debido a su ligereza (reduciendo el consumo de combustible) y elevada conductividad térmica, por lo que son empleados en álabes, rotores de turbina o válvulas de escape.

Los aluminuros de titanio basados en los compuestos intermetálicos TiAl (γ) y Ti_3Al (α_2), surgen como unos materiales revolucionarios para alta temperatura. Mediante el desarrollo de aleaciones bifásicas se puede obtener una serie de aleaciones con unas composiciones adecuadas para los procesos de fabricación y aplicaciones que se demandan.

La microestructura de los aluminuros de titanio se clasifica en cuatro grupos en función de la composición de la aleación y del tratamiento térmico sufrido, los cuales son: near-gamma (NG), duplex (DP), near-

lamellar (NL) y fully-lamellar (FL), siendo las microestructuras laminares las que mejores propiedades mecánicas alcanzan.

En concreto, las aleaciones γ-TiAl, como es la del presente estudio, tienen un interés especial debido a su mayor rigidez específica, resistencia a la oxidación, estabilidad térmica y el hecho de que muestren cierta plasticidad a elevadas temperaturas. Cabe destacar que las propiedades mecánicas de estas aleaciones son función de la composición, la microestructura, de los modos de deformación de cada fase (α_2 y γ) y la posible continuidad de planos de deslizamiento entre estas fases.

El objetivo principal del presente trabajo es el estudio del efecto de la temperatura, la velocidad de deformación y la microestructura de una determinada aleación γ–TiAl. Debido a lo cual, se han contrastado los resultados obtenidos con los estudiados por otros autores sobre aluminuros de titanio ensayados a elevada velocidad de deformación, para aleaciones con diferente microestructura.

En el caso de una aleación con estructura completamente laminar [1], los resultados obtenidos por autores presentan una dependencia de la tensión de rotura con la velocidad de deformación, siendo ésta y la deformación a rotura casi lineal con el logaritmo de la velocidad de deformación. Para aleaciones con estructura dúplex [2] [3], el límite elástico disminuye con la temperatura pero de manera mucho más apreciable a elevadas velocidades de deformación, siendo la dependencia del límite elástico con la velocidad de deformación prácticamente lineal. Para estructuras casi-laminar [4], se demuestra la naturaleza frágil de estas aleaciones, existiendo también una fuerte dependencia del límite elástico con la velocidad de deformación. En cualquiera de los casos, se observa que la variación del límite elástico con la temperatura es despreciable entre las temperaturas ambiente y 400ºC, apareciendo señales del ablandamiento térmico entre los 600ºC y los 800ºC y sufriendo una fuerte caída del límite elástico entre los 800ºC y los 900ºC, posiblemente debido a que la temperatura de transición frágil-dúctil se encuentre entre ellas.

El estudio del comportamiento de este tipo de aleaciones variando el tamaño de grano y la relación de fracción volumétrica de estructura dúplex [5], demuestra que hay un aumento del límite elástico conforme aumenta la fracción de granos laminares. Sin embargo si se aumenta esta fracción se disminuye la deformación máxima.

En cuanto a cómo afecta el procesado en la microestructura final resultante [6], se ha observado que tras un tratamiento HIP (compresión isostática en caliente) se revelaban dos tipos de microestructuras: una exterior completamente laminar (FL) y otra interior dúplex (DP); mientras que las probetas sin tratamiento HIP, es decir, aquellas obtenidas directamente de la colada, sólo mostraban microestructura laminar.

2. MATERIAL DE ENSAYO

El material de estudio ha sido un compuesto intermetálico γ-TiAl, suministrado por ITP, con la siguiente composición: Ti-45Al-2Mn-2Nb+0.8%TiB_2. En la figura 1 se muestran algunas propiedades mecánicas de la aleación objeto de estudio y el procedimiento de fabricación.

TIAL

XD Gamma tial, Titanium Aluminide inoculated with 0,8% Titanium Di-boride. Ti-45Al2Mn2Nb0.8%TiB2 (at %)
Material is triple vacuum arc melted and vacuum cast or induction skull melted to produce castings.
Preparation of TiB2 in an aluminium matrix is known as the XD process (Exothermic decomposition).

Property: DUCTILITY
Unit: %

DUCT_TYPE	ELONGATION
20.0	1.60
600.0	3.0

Property: PROOF_STRESS
Unit: MPa
BASIS TYPICAL

LOADING	TENSION
	0.20
25.0	562.0
600.0	485.0

Property: ULT_STRENGTH
Unit: MPa
CONC_FACTOR 1.0
BASIS TYPICAL

LOADING	TENSION
20.0	690.0
600.0	687.0

Property: FRACT_TOUGH
Unit: MPa.m0.5
BASIS TYPICAL

F_T_ASSESS	VALID
20.0	20.40
600.0	22.80

Property: IMPACT
Unit: kJ
BASIS TYPICAL
TEST_TYPE CHARPY
NOTCH_TYPE V

20.0	0.0020
600.0	0.0030

Property: MODULUS
Unit: GPa
BASIS TYPICAL
LOADING TENSION
LOAD_MODE STATIC

20.0	165.0
600.0	146.0
600.0	148.0
800.0	141.0

Figura 1. Información referente al material de estudio

Para poder situar la aleación en el diagrama de fase Ti-Al, se decidió medir la densidad del material proporcionado, comprobando así que efectivamente se trataba de una aleación γ-TiAl. Esta medida de la densidad se llevó a cabo mediante un densímetro por inmersión en etanol.

El material fue suministrado en su geometría de ensayo, en probetas de tracción cilíndricas roscadas, fabricadas y mecanizadas por GKN Aerospace, según la geometría mostrada en la Figura 2.

Figura 2. Probeta de tracción de TiAl

3. ENSAYOS ESTÁTICOS

Los ensayos a baja velocidad de deformación se llevaron a cabo a 25, 500 y 650ºC. Se realizaron en una máquina universal de ensayos modelo Instron 8803 con control de desplazamiento a una velocidad de 0.1mm/min, proporcionando una velocidad de

deformación constante de $4.63 \cdot 10^{-5} s^{-1}$. Para la medida de la carga aplicada se empleó una célula de carga de 25kN con una resolución de 0.1%. Además, la medida de la deformación se realizó mediante un sistema de extensometría óptica sin contacto, el cual es especialmente útil para ensayos de elevada temperatura. Este sistema de videoextensometría usa dos cámaras con objetivo Nikkon de 75mm, un foco de iluminación y un software de adquisición de imágenes. Previamente se pintaron marcas en las probetas con una pintura resistente a la temperatura con el fin de proporcionar un fuerte contraste y así facilitar al programa el seguimiento de los píxeles. Para programar la temperatura de ensayo se empleó un horno gestionado por un controlador Eurotherm 2416 en el que la temperatura se controló a través de un termopar tipo K en contacto directo con la probeta. El horno, de fabricación casera, consta de dos ventanas de cuarzo para poder filmar e iluminar la probeta durante el ensayo a temperatura. Todo este montaje experimental pude observarse en la Figura 3.

Figura 3. Dispositivo para los ensayos a baja velocidad de deformación

En la Figura 4 se muestran dos imágenes registradas durante uno de los ensayos.

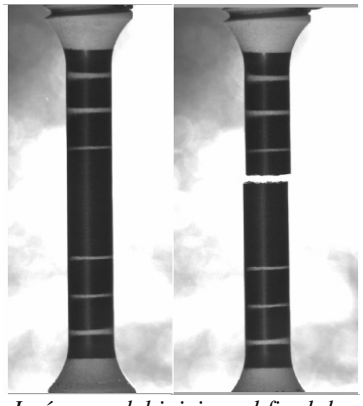


Figura 4. Imágenes del inicio y el final de un ensayo estático.

Las curvas tensión-deformación resultantes de estos ensayos realizados a baja velocidad de deformación se muestran en la Figura 5.

Las curvas tensión-deformación de los ensayos realizados a temperatura ambiente muestran una ausencia de deformación plástica a temperatura ambiente. El comportamiento a 500ºC y a 650ºC es similar al de temperatura ambiente, aunque el material presenta un ligero aumento plástico (mayor para 650ºC). Puede apreciarse que la tensión de rotura es prácticamente la misma (en torno a 540MPa) en el caso de los ensayos a temperatura, 500ºC y 650ºC; y que la deformación máxima aumenta con la temperatura, siendo del 0.5% a temperatura ambiente y aumentando hasta el 1.3% a 650ºC.

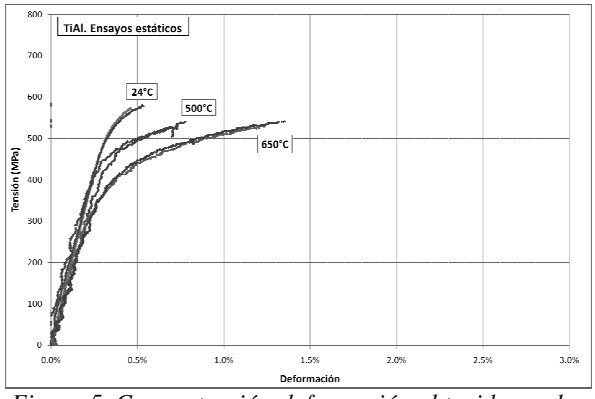


Figura 5. Curvas tensión-deformación obtenidas en los ensayos estáticos.

4. ENSAYOS DINÁMICOS

Los ensayos a alta velocidad de deformación se llevaron a cabo a 25, 550, 650, 750 y 850ºC, empleando el dispositivo experimental de la barra Hopkinson. Tanto la descripción del equipo utilizado como el método de ensayo se han explicado con anterioridad en otros trabajos realizados [7], por lo que aquí no se entra en detalle. El sistema experimental se completó con una cámara de alta velocidad Vision Research, modelo Phantom V12 con velocidad de adquisición variable hasta 1.000.000 de imágenes por segundo. La velocidad de filmación ha permitido seguir el proceso de deformación durante el ensayo, en particular la evolución de la probeta y su rotura.

En la Figura 6 se muestran diferentes instantes de uno de los ensayos captados con dicha cámara. Se aprecia que la rotura es perpendicular al eje de la probeta sin deformación plástica apreciable en las imágenes. Todas las probetas ensayadas a alta velocidad de deformación, independientemente de la temperatura de ensayo, han presentado este tipo de rotura.

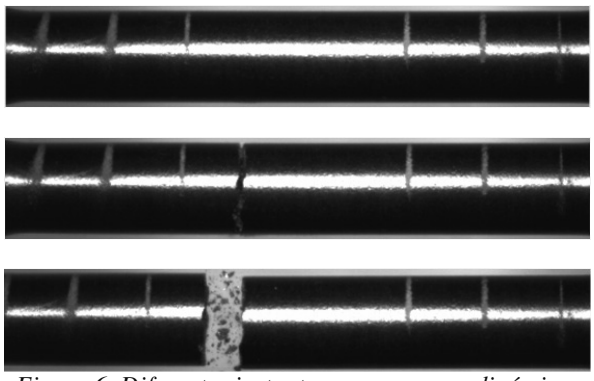


Figura 6. Diferentes instantes en un ensayo dinámico: 42µs, 60.26µs y 288µs, respectivamente

Cabe destacar que, independientemente de la temperatura de ensayo, se aprecian dos comportamientos claramente diferenciados, como pueden verse en la Figura 7: mientras que algunas probetas rompen sin presentar plasticidad alguna, otras presentan un comportamiento con una zona plástica más relevante. Este comportamiento no es apreciable en las imágenes aunque sí en los datos experimentales obtenidos. El análisis microestructural realizado con posterioridad da una explicación a estos resultados obtenidos.

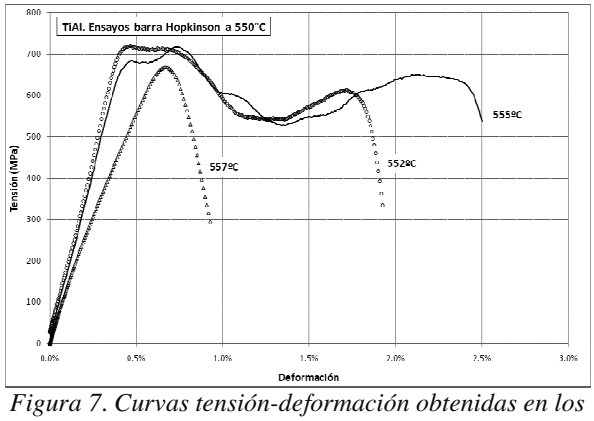


Figura 7. Curvas tensión-deformación obtenidas en los ensayos dinámicos a 550ºC

5. MICROESTRUCTURA

El estudio de la microestructura se llevó a cabo sobre un corte transversal al eje de la probeta ya ensayada. Una vez cortadas las probetas en un plano transversal a su eje, fueron embutidas en resina y posteriormente se les realizó un desbaste y un pulido. El ataque químico para revelar la microestructura se realizó con una disolución al 1% de HF durante 30 segundos. La microestructura así revelada se observó en un banco metalográfico donde se tomaron imágenes gracias a una cámara digital acoplada a un microscopio óptico.

El estudio realizado reveló una doble microestructura, ya observada con anterioridad por otros autores [6] en una aleación γ-TiAl de la misma composición que la del presente trabajo. Esta doble microestructura se representa en la Figura 8, y revela dos zonas claramente diferenciadas en la probeta: la zona exterior presenta una microestructura completamente laminar (FL) con granos formados por láminas de fase γ y láminas de fase α_2; mientras que la zona interior de la probeta, de forma irregular y de diferente tamaño de una probeta a otra, presenta una microestructura dúplex (ND) en la que los granos laminares bifásicos (α_2 y γ) se alternan con granos equiaxiales monofásicos de fase γ.

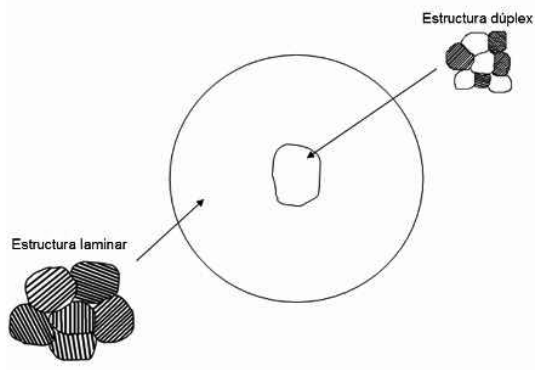
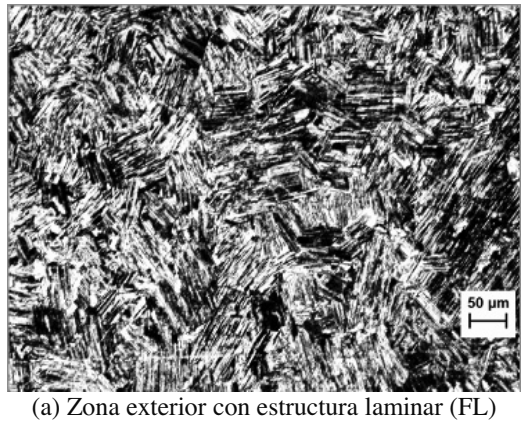
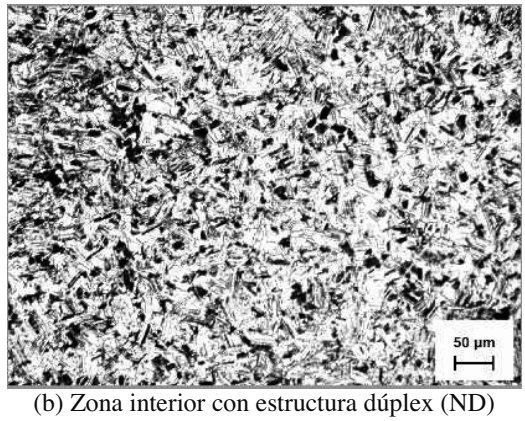


Figura 8. Esquema de la distribución de la microestructura en la probeta

Un ejemplo de esta doble microestructura se presenta en la Figura 9 en la que se observan dos micrografías que comparan la zona exterior y la interior de una de las probetas.



(a) Zona exterior con estructura laminar (FL)



(b) Zona interior con estructura dúplex (ND)

Figura 9. Micrografías de la zona exterior y la interior de una de las probetas

Tras estudiar todas las probetas, se observó que los granos de la zona interior presentan un tamaño de grano menor (unas 10μm) que los granos de la periferia (de unas 50μm); además, se trazaron los perfiles de las dos zonas de diferente microestructura y se midieron las respectivas áreas transversales, llegándose a la conclusión de que el tamaño de la zona interior no es constante para todas las probetas, variando entre un 1% y un 20% de la sección transversal y además ésta es de forma muy irregular. Esta última observación tiene cierta influencia en el comportamiento mecánico, ya que se pudo comprobar que la zona exterior (laminar) presenta una rotura más frágil que la zona interior (dúplex) que presenta una rotura más dúctil; lo cual da una explicación a la diferencia de comportamiento observada en las curvas tensión-deformación de los ensayos a elevada velocidad de deformación. En general, la tendencia parece ser que las probetas con microestructura predominante laminar, con contenidos bajos en zona dúplex (ND<8%), presentan una ausencia de plasticidad; por otro lado, las probetas con contenidos de microestructura dúplex mayor (ND>8%) presentan una cierta plasticidad.

6. DISCUSIÓN Y CONCLUSIONES

Tras el tratamiento de los valores experimentales obtenidos de los ensayos de tracción a baja, Tabla 1, y alta velocidad de deformación, Tabla 2, y el posterior estudio de la microestructura existente en cada probeta, caben destacar ciertas observaciones fruto de los resultados obtenidos.

Los resultados de la carga máxima en función de la temperatura, tal y como se pueden ver en la Figura 10, muestran que la tensión máxima aumenta con la velocidad de deformación, sin embargo la variación con la temperatura no tiene una tendencia clara, estando las variaciones dentro de la propia dispersión de los resultados.

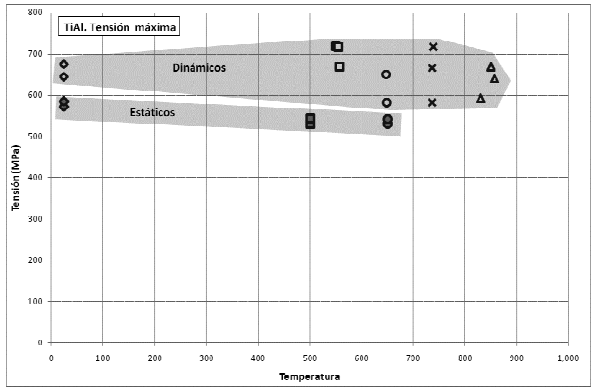


Figura 10. Tensión máxima en función de la temperatura

La variación de deformación máxima en función de la temperatura para los ensayos de alta velocidad está representada en la Figura 11, en la que se aprecia claramente el efecto de la microestructura.

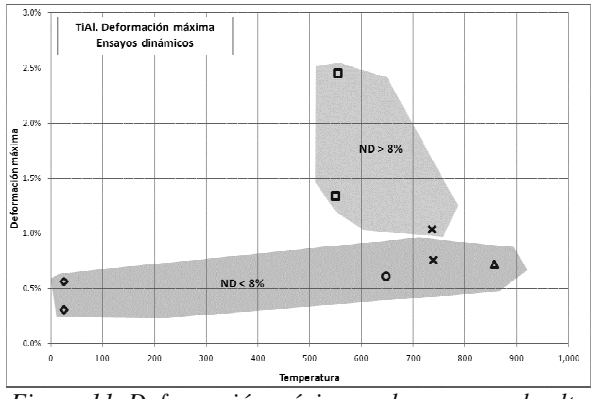


Figura 11. Deformación máxima en los ensayos de alta velocidad en función de la temperatura

Las probetas con microestructura predominantemente laminar (ND<8%) muestran un comportamiento con poca deformación a rotura, no siendo significativa su variación con la temperatura. En cambio, las probetas con microestructura combinada entre laminar y dúplex (ND>8%) muestran un comportamiento con mayor deformación a rotura y con una marcada dispersión.

Tabla 1. Resultados obtenidos en los ensayos estáticos

Ensayo	Temperatura (ºC)	Tamaño relativo de la zona dúplex	Velocidad de deformación (s^{-1})	σ_{MAX} (MPa)	ε_R (%)
L01	25	1.3%	$4.63 \cdot 10^{-5}$	573	0.46
L02	25	0.3%	$4.63 \cdot 10^{-5}$	586	0.54
L03	25		Rotura en rosca		
L04	500	3.9%	$4.63 \cdot 10^{-5}$	531	0.70
L05	500	8.0%	$4.63 \cdot 10^{-5}$	545	0.78
L06	650	0.8%	$4.63 \cdot 10^{-5}$	532	1.24
L07	650	3.0%	$4.63 \cdot 10^{-5}$	544	1.35

Tabla 2. Resultados obtenidos en los ensayos dinámicos

Ensayo	Temperatura (ºC)	Tamaño relativo de la zona dúplex	Velocidad de deformación (s^{-1})	σ_{MAX} (MPa)	ε_R (%)
H01	25	1.4%	246	645	0.56%
H02	25	5.2%	166	675	0.31%
H03	25	-	Rotura en rosca. Ensayo no válido.		
H04	552	19.7%	241	719	1.34%
H05	555	11.7%	261	717	2.46%
H06	557	5.1%	307	669	No video
H07	647	1.1%	278	650	0.61%
H08	649	10.6%	245	583	No video
H09	737	4.7%	258	666	1.04%
H10	739	3.1%	254	717	0.76%
H11	737	8.9%	316	582	No video
H12	857	10.5%	281	640	0.72%
H13	850	1.4%	280	670	No video
H14	830	5.9%	308	593	No video

Todas las probetas, independientemente de la temperatura de ensayo y de la velocidad de deformación muestran una rotura frágil.

Los resultados de los ensayos realizados muestran que la tensión máxima no presenta una variación significativa con la temperatura, esto demuestra la capacidad que tienen estas aleaciones para mantener sus propiedades a elevadas temperaturas. En cambio, el efecto de la velocidad de deformación sí es apreciable, pues la tensión máxima aumenta con ésta.

En los ensayos estáticos se ha observado un aumento de la deformación a rotura con la temperatura, no siendo tan clara esta tendencia en los ensayos dinámicos. Las probetas con mayor contenido de zona dúplex presentan mayor deformación a rotura, en cambio, en las probetas con poco contenido de zona dúplex la deformación a rotura es menor y sin variación apreciable con la temperatura.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al Ministerio de Ciencia e Innovación la financiación del proyecto a través del programa CONSOLIDER INGENIO 2010 y del proyecto BIA2008-06705-C02-01.

REFERENCIAS

[1] Y. Zhou, Y. Xia, *Tensile mechanical behaviour of TiAl (FL) al high strain rate*, Journal of Materials Science, (2000).

[2] S. A. Maloy, G. T. Gray, *High strain rate deformation of Ti-48Al-2Nb-2Cr*, Elsevier Science Ltd, (1995).

[3] X. Zan, Y. Wang, Y. Xia, Y. He, *Strain rate effect on the tensile behaviour of DuplexTi-46.5Al-2Nb-2Cr intermetallics at elevated temperature*, Elsevier, Materials Science & Engineering, (2008).

[4] M. Shazly, D. Nathenson, V. Prakash, *Modeling of high-strain-rate deformation, fracture and impact behaviour of advanced gas turbine engine materials at low and elevated temperatures*, National Aeronautics and Space Administration, (2003).

[5] R. T. Zheng, Y. G. Zhang, C. Q. Chen, G. A. Cheng, *The ambient temperature tensile behaviour of duplex γ-TiAl-based alloys*, Elsevier, Materials Science & Engineering, (2003).

[6] J.H. Jeon, A.B. Godfrey, P.A. Blenkinsop, W. Voice, Y.D. Hahn, *Recrystallization in cast 45-2-2 XD™ titanium aluminide during hot isostatic pressing*, Elsevier, Materials Science & Engineering, (1999).

[7] F. Gálvez, D. Cendón y V. Sánchez-Gálvez, *Ensayos mecánicos en materiales a elevada velocidad de deformación y alta temperatura*, Anales de Mecánica de la Fractura Vol.22, (2005), 508-513.

COMPORTAMIENTO MECÁNICO A ALTA TEMPERATURA Y ALTA VELOCIDAD DE DEFORMACIÓN DE LA SUPERALEACIÓN DE NIQUEL MAR-M247DS

Francisco Gálvez[1], María Jesús Pérez[1], Borja Erice[1], David Cendón[1], Vicente Sánchez-Gálvez[1]

[1] Departamento de Ciencia de Materiales, CISDEM, Universidad Politécnica de Madrid.
c/ Profesor Aranguren s/n. 28040 Madrid
E-mail: fgalvez@mater.upm.es

RESUMEN

Las súper-aleaciones de níquel tienen gran utilidad en aplicaciones estructurales en condiciones de trabajo a muy alta temperatura. Uno de las aplicaciones más empleadas es en los álabes de turbina de aeromotores, en los que los álabes se producen por solidificación direccional, con propiedades muy variables en las direcciones longitudinal y transversal. En el presente trabajo se exponen los resultados obtenidos en la investigación llevada a cabo para determinar el comportamiento mecánico de la aleación de níquel Mar-M247DS en condiciones de alta temperatura y analizar el efecto de la velocidad de deformación. Para ello se realizaron ensayos estáticos de tracción a baja velocidad de deformación y a alta velocidad de deformación mediante una máquina convencional de ensayos y mediante el dispositivo experimental de la barra Hopkinson respectivamente. Los ensayos se realizaron a temperaturas comprendidas entre los 25ºC y los 850ºC. Para ayudar a explicar el comportamiento mecánico obtenido, se realizó un estudio metalográfico que muestra una estructura con una fuerte anisotropía debida al proceso de fabricación del material. Así mismo las superficies de fractura se analizaron mediante microscopía electrónica de barrido. Los resultados obtenidos en los ensayos muestran una sensibilidad a la velocidad de deformación y un endurecimiento por deformación muy acusado. Los resultados muestran una gran dispersión en la deformación a rotura producto de la inhomogeneidad de los precipitados y de la gran variabilidad en el tamaño y dirección de los granos..

ABSTRACT

The nickel super-alloys are very useful in structural applications under work conditions of high temperature. One of the most used is in the turbine blades of aerospace engines, in which the blades are produced by directional solidification. This leads to a sensitive difference of their properties in longitudinal and transverse directions. This paper describes the results of research carried out to determine the mechanical behavior of nickel alloy Mar-M247DS under conditions of high temperature and analyze the effect of strain rate. Static tensile tests were conducted at low speed to achieve a low strain rate using a conventional machine, while high strain rate were performed using the experimental device of the Hopkinson bar. Tests were conducted at temperatures from 25ºC to 850ºC. To explain the mechanical behavior obtained, a metallographic study had been done, showing a micro-structure with a strong anisotropy due to the manufacturing process the material. Fracture surfaces were analyzed by scanning electron microscopy. The test results show constants strain hardening and a marked sensitivity of the strain rate. Results show a huge variation in the failure strain, due to the inhomogeneity of the precipitates and the great variability on the size and direction of the grains.

PALABRAS CLAVE: Materiales metálicos, temperatura, alta velocidad de deformación.

1. INTRODUCCIÓN

La súper-aleaciones base níquel son unos de los materiales más empleados en turbinas de motores de aviación. Esto es debido a que estos materiales metálicos conservan una excelente resistencia, con deformaciones de rotura elevadas desde bajas a a muy altas temperaturas. Hoy en día se buscan diseños de motores más eficientes, con mayor rendimiento y menor consumo. Es por el lo por lo que se presentan como materiales idóneos en este tipo de aplicaciones, en las que el rendimiento de un motor depende directamente de la temperatura de trabajo. Para alcanzar este objetivo, es imprescindible el aumentar la temperatura de trabajo de los motores. Ello implica el emplear en estas aplicaciones materiales con mayores prestaciones, con una mayor temperatura de trabajo, y con suficiente fiabilidad ante un posible fallo. Por tanto, la industria cada vez demanda materiales que puedan ser empleados a mayores temperaturas, manteniendo un grado de plasticidad suficiente para no aumentar la fragilidad,

con una vida en fatiga elevada y con suficiente resistencia para cada aplicación específica.
Uno de los materiales más prometedores en la actualidad son las aleaciones de níquel de solidificación direccional. Este tipo de aleaciones son procesadas por fundición haciendo crecer los granos en una dirección predominante, resultando materiales con una estructura granular que presenta una anisotropía muy marcada, con granos de tamaño grande en la dirección de solidificación. En componentes pequeños pueden llegar a ser incluso materiales de pocos granos, con tendencia a producirse componentes prácticamente mono cristalinos.

Una de las aplicaciones en que estos materiales encuentran más uso es en los discos de turbina y en los álabes de la misma de motores de aviación. De hecho estos materiales ya se han incorporado a la industria y se están empleando en dichos componentes en algunos motores de aviación comerciales. Sin embargo aún existen algunas lagunas en cuanto a sus propiedades mecánicas, y en especial a alta velocidad de deformación.

Uno de los requerimientos que se necesita a la hora de certificar un motor es el comportamiento ante un eventual fallo de álabe de turbina. Ante este evento, la carcasa del motor debe ser suficiente para contener los fragmentos que se produzcan ante un fallo de un desprendimiento de álabe en el motor funcionando a pleno régimen. O incluso ante el impacto producido por ingestión de fragmentos de hielo o arena u otros. Esto implica que es necesario comprender dichos fenómenos que se sitúan en régimen de impacto a altas temperaturas. Es por ello por lo que conocer el comportamiento de estos materiales en sus condiciones de trabajo resulta de vital importancia.

Este trabajo pretende profundizar en el comportamiento mecánico de este tipo de aleaciones a alta velocidad de deformación y alta temperatura simultáneamente.

2. MATERIAL DE ENSAYO

El material objeto de estudio es la súper-aleación de níquel de solidificación direccional MAR-M 247DS. El material fue suministrado por ITP en su geometría de ensayo, en probetas cilíndricas roscadas de 12 mm de longitud y 4 mm de diámetro (Figura 1).

Hay que resaltar que la técnica de la barra Hopkinson no es una técnica normalizada, y por tanto la geometría de las probetas tampoco lo está. En la barra Hopkinson la probeta ha de ser lo más corta posible para poder alcanzar velocidades de deformación altas y para poder asegurar el equilibrio de fuerzas en la probeta. Por otro lado la relación longitud-diámetro ha de ser suficiente para asegurar un estado de tensión uniaxial. En este sentido, la geometría de las probetas se seleccionó en base a la experiencia previa en este tipo de ensayos.

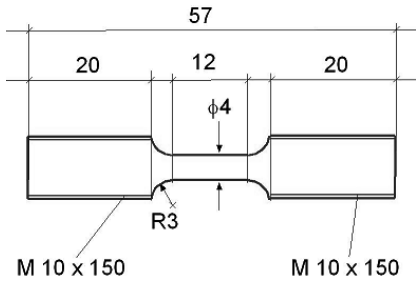


Figura 1. Probeta de tracción empleada.

3. ENSAYOS DINÁMICOS

Para realizar los ensayos mencionados se diseñó y construyó una barra Hopkinson de tracción con capacidad para ensayar hasta velocidades de deformación de $10^3 s^{-1}$, con una capacidad de carga máxima de 100kN, un desplazamiento disponible entre extremos de probeta de 7.5mm y una temperatura de ensayo variable entre 24 y 850ºC. El diseño del equipo experimental se realizó en el Departamento de Ciencia de Materiales de la UPM y la fabricación se llevó a cabo en el taller mecánico de dicho departamento.

Para resistir las altas temperaturas del ensayo, las barras se fabricaron con la aleación Rene41 como material, de 3850mm de longitud y 0.75in de diámetro (19.05mm nominales). El proyectil se diseñó de forma tubular de 2000mm, proporcionando un tiempo de ensayo disponible de 800 μs. Dicho proyectil se propulsa mediante aire comprimido a 8bar a lo largo de un cañón de 4000mm. La barra Hopkinson de tracción se montó sobre una bancada formada por una viga HEB160 de 10m de longitud montadas sobre cinco soportes rectangulares. El sistema de alineamiento de las barras se realizó por láser, y se fijaron sobre unos soportes mediante guías lineales. Cada una de las barras se instrumentaron en dos posiciones, a 1200mm de cada uno de sus extremos mediante un montaje en puente completo con bandas extensométricas Vishay Micro-Measurements CEA-06-125UT-350. Este montaje de instrumentación registra los pulsos de ondas en las barras (canales CH1 y CH2 en la barra incidente, y canales CH3 y CH4 en la barra de salida) y de ellas se obtienen las medidas necesarias para construir la curva tensión-deformación. Estas señales se acondicionan mediante un acondicionador de señal Vishay 2200 de cuatro canales y gran ancho de banda y se almacenan mediante un osciloscopio digital Textronix TDS 714L de 500MHz de respuesta. El osciloscopio se conecta a un ordenador personal mediante GPIB que permite almacenar y tratar los datos. Este sistema permite una frecuencia de muestreo de un dato cada 40ns, registrando 50.000 datos durante un tiempo de 2ms por ensayo. La instrumentación de las barras se calibró de forma dinámica, midiendo la velocidad de propagación de los pulsos entre los dos puentes de bandas.

Al sistema se le acopló un horno con capaci dad para llegar hasta 850ºC y el sistema de refrigeración por agua correspondiente para las barras. Este conjunto de horno y refrigeración fue desarrollado anteriormente en trabajos previos (GEF ALMAGRO).

Figura 2. Dispositivo experimental de la Barra Hopkinson empleado.

El ensayo se realiza propulsando el proyectil situado en el cañón mediante aire comprimido suministrado por un compresor. Cuando el proyec til impacta en el extrem o final de la primera barra (barra incidente) se genera una onda (onda incidente ε_I) que recorre longitudinalmente la barra y queda registrada mediante los puentes de bandas extensométricas y un si stema de adquisición de datos. La onda de t ensión incidente se propaga por la barra incidente hasta que llega a la unión barra-probeta (ver Figura 3), en l a que part e de l a onda de tensión incidente se refleja sobre la misma barra (onda reflejada ε_R) y parte se tran smite a trav és de la p robeta a la segunda barra, llamada barra de salida (onda trasm itida ε_T). Estas ondas quedan regi stradas en el sistema de adquisición de datos tras su paso por l os correspondientes sistemas de i nstrumentación. Puesto que las ondas se registran mediante los correspondientes puentes de bandas extensométricas, las medidas se denominan de aquí en adelante ε_I , ε_R y ε_T , siendo las deformaciones incidente, reflejada y tran smitida registradas las dos pri meras en l a barra incidente y la última en la barra de salida.

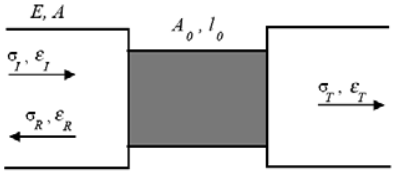


Figura 3. Esquema de las ondas en el contacto Barra-Probeta.

Una vez obtenidas las historias de deformaciones de las barras referidas a am bos extremos con l a probeta es posible obtener el movimiento de ellos. Llamando *a* al extremo de la barra en contacto con la onda incidente y *b* al extremo de l a probeta con l a barra de sal ida, las historias de velocidades de ambos extremos se obtienen de las siguientes expresiones:

$$V_a = c\left(\varepsilon_I - \varepsilon_R\right) \tag{1}$$

$$V_b = c\varepsilon_T \tag{2}$$

Donde c es l a velocidad de propagaci ón de l as ondas elásticas en las barras, que puede obtenerse a través de la relación entre su módulo elástico y su densidad de:

$$c = \sqrt{E/\rho} \tag{3}$$

Por tanto, el obtener la velocidad de deformación ingenieril en el ensayo es i nmediato. Se obt iene de l a diferencia de vel ocidades de l os extremos de l as barras dividida por la longitud inicial de la base de m edida de la probeta:

Además es conveni ente resaltar que durant e el ensayo se obtiene rápidam ente la condición de equilibrio, es decir, que l a onda i ncidente se traduce en la onda reflejada y la onda transm itida, lo cual se representa por:

$$\varepsilon_I + \varepsilon_R = \varepsilon_T \tag{5}$$

Cabe destacar que una vez que se cum ple la condición de equilibrio la información es redundante, por lo que si una de l as ondas se desconoce puede calcularse a partir de las otras dos. Como consecuencia del equilibrio, la velocidad de deform ación se obt iene directamente del registro de l a onda refl ejada mediante la siguiente expresión:

$$\dot{\varepsilon} = \frac{2c}{l_0}\varepsilon_R \tag{6}$$

E integrando se t iene la deformación que sufre la probeta. Una vez obt enidas las historias de deformaciones, es necesario obtener la historia de tensiones. Para el lo se part e de l as expresiones que proporcionan las fuerzas de contacto entre los extremos de las barras y la probeta. Las expresi ones que proporcionan dichas fuerzas son:

$$F_a = AE\left(\varepsilon_I + \varepsilon_R\right) \tag{7}$$

$$F_b = AE\varepsilon_T \tag{8}$$

Donde A es la sección de las barras y E su m ódulo elástico. Asumiendo la condi ción de equilibrio, am bas fuerzas resultan ser iguales, por lo que se puede afi rmar que la probeta se en cuentra en equilibrio. Esto implica que el ensayo de l a barra Hopkinson, a pesar de ser un ensayo dinámico, desde el punto de vista del equilibrio en la probeta es un ensayo cuasi-estático. El o btener la fuerza aplicada sobre la probeta puede hacerse usando cualquiera de las expresiones anteriores o l a media de ambas. En la práctica suele emplearse la segunda de las expresiones por ser l a que m ejor resolución proporciona.

La tensión ingenieril en la probeta se obtiene fácilmente empleando la fuerza aplicada por unidad de sección en la probeta partiendo de la siguiente expresión:

$$s = \frac{F}{A_0} = E\frac{A}{A_0}\varepsilon_T \tag{9}$$

Finalmente se obtienen las tensiones y deformaciones verdaderas partiendo de las ingenieriles y asumiendo la hipótesis de conservación de volumen que rige la plasticidad.

$$\varepsilon = \ln(1+e) \tag{10}$$

$$\sigma = s(1+e) \tag{11}$$

Los resultados de estas expresiones proporcionan por tanto la curva tensión deformación.

Hay que resaltar que los ensayos dinámicos, a diferencia de los estáticos, no son isotermos sino adiabáticos. Un ensayo dinámico en barra Hopkinson viene a durar una fracción de milisegundo, por lo que el calor generado por deformación plástica no tiene tiempo de ser evacuado al ambiente. Esto produce el calentamiento de la probeta. Este efecto puede calcularse mediante la siguiente expresión:

$$\rho\, C_P\, dT = \beta\, \sigma\, d\varepsilon \tag{12}$$

Donde la constante β representa la fracción del trabajo plástico que se destina a la producción de calor. Esta constante varía entre 0.9 y 1 para la mayoría de los metales. Esta ecuación puede integrarse, resultando:

$$T = T_i + \frac{\beta}{\rho\, C_P} \int_0^{\varepsilon} \sigma\, d\varepsilon \tag{13}$$

Expresión que proporciona la temperatura de la probeta en función de la deformación. En las fichas de los ensayos se pueden observar la variación de la temperatura de cada probeta con la deformación, resultando aproximadamente lineal con la deformación. El incremento térmico para este material observado es de unos 3 grados por punto porcentual de deformación, lo que equivale a unos 60ºC para deformaciones del 20%.

4. MICROESTRUCTURA.

El material MAR-M 247DS es una aleación de base níquel de solidificación direccional. Para analizar correctamente los resultados es importante tener en cuenta la alineación y dirección de crecimiento de los granos, así como su tamaño.

Para revelar la microestructura del material se trataron algunas muestras. Primero se realizó un pulido con tamaño de lija decreciente en pasos de granulometrías desde 240grit hasta 600grit. Para el acabado final se pulieron en dos pasos con polvo de diamante de 3µm y 1µm. Finalmente las muestras pulidas se atacaron con una solución formada por 1 parte de H_2O_2 + 2 partes de HCl + 3 partes de H_2O durante 60 segundos. Los resultados se muestran en la Figura 4 en la que se aprecian los granos en el material así como su estructura dendrítica. En la Figura 5 se muestran la distribución y tamaño de grano para las dos orientaciones diferentes.

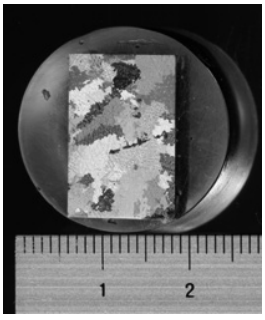


Figura 4. Microestructura de la aleación MAR-M-247DS en la que se aprecia la estructura dendrítica de los granos.

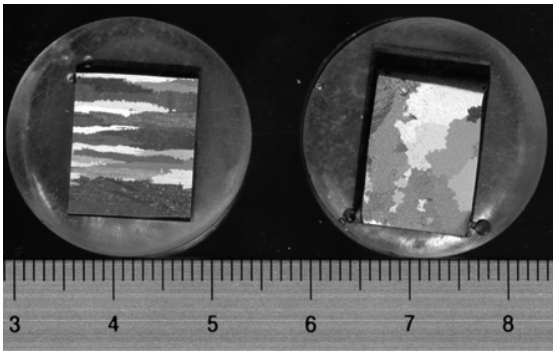


Figura 5. Microestructura de la aleación MAR-M 247DS. A la izquierda los granos en orientación transversal (probetas de 90º) y a la derecha en orientación longitudinal (probetas de 0º).

5. RESULTADOS

El número de probetas disponible para los ensayos fue de 12 probetas en dirección 0º y de 13 probetas en dirección 90º. Según ello se diseñó un plan de ensayos con dos repeticiones por temperatura. Las probetas se ensayaron en la barra Hopkinson con el horno de ensayos controlado por dos termopares tipo R situados en su interior, pero para tener más precisión en la medida de la temperatura del material se colocó un termopar adicional. La medida de la temperatura en las probetas se realizó con un termopar tipo K colocado directamente sobre la superficie de la misma.

Las curvas tensión-deformación para todos los ensayos realizados en dirección de solidificación (0º) y en la dirección transversal se muestran en la Figura 6. En ellas se aprecia que las curvas tienen un comportamiento similar para todas las temperaturas ensayadas, con un límite elástico poco variable y un notable endurecimiento por deformación. Sin embargo se aprecia una variabilidad en la deformación de rotura muy acusada, mayor en los ensayos de probetas en dirección perpendicular a la de solidificación.

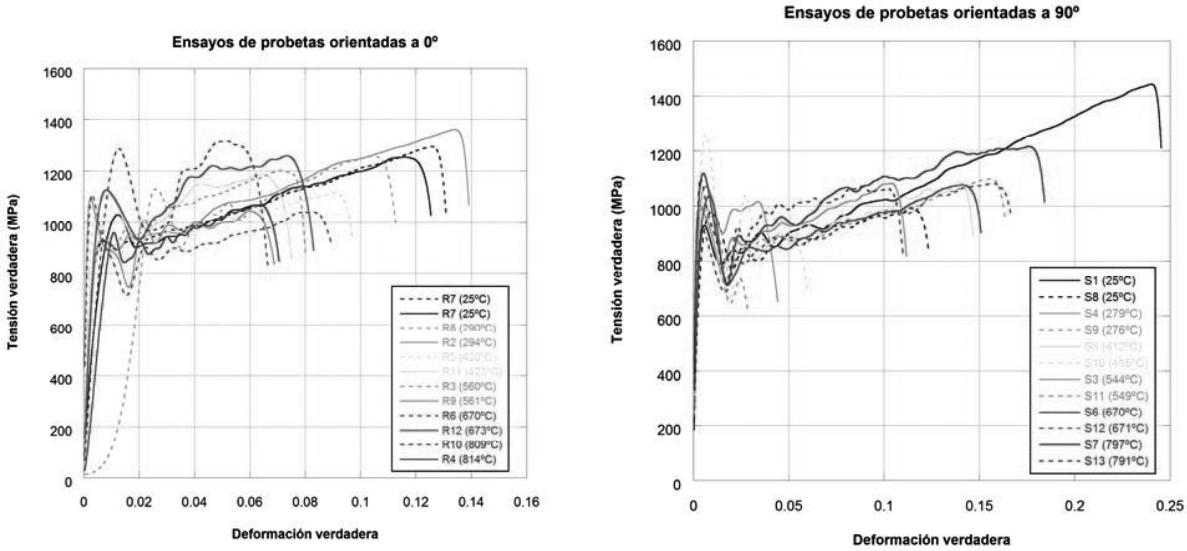


Figura 6. Curvas tensión-deformación de todos los ensayos realizados sobre probetas de orientación 0º (izquierda) y orientación 90º (derecha).

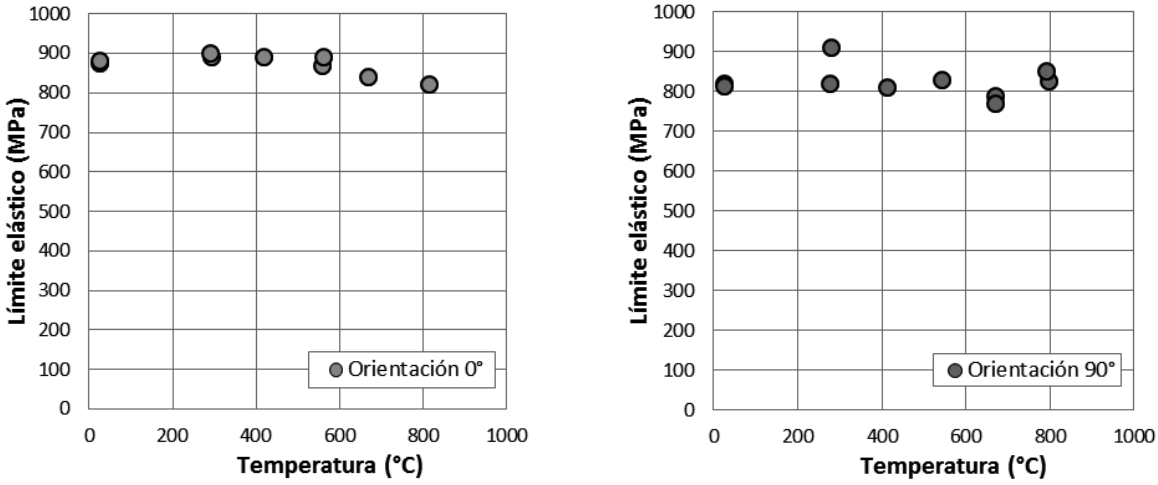


Figura 7. Límite elástico en función de la temperatura para las probetas orientadas a 0º (izquierda) y orientación 90º (derecha).

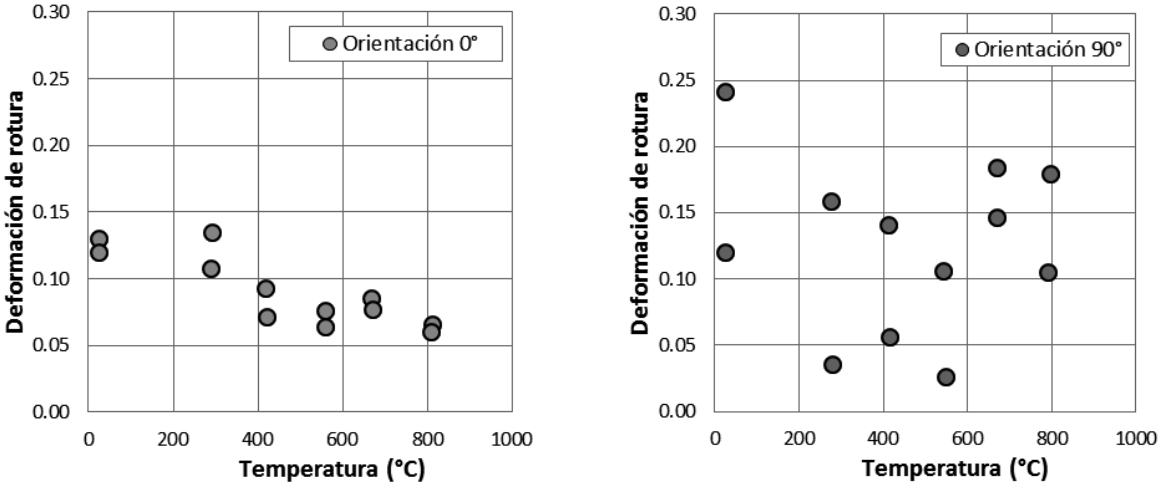


Figura 8. Deformación de rotura en función de la temperatura para las probetas orientadas a 0º (izquierda) y orientación 90º (derecha).

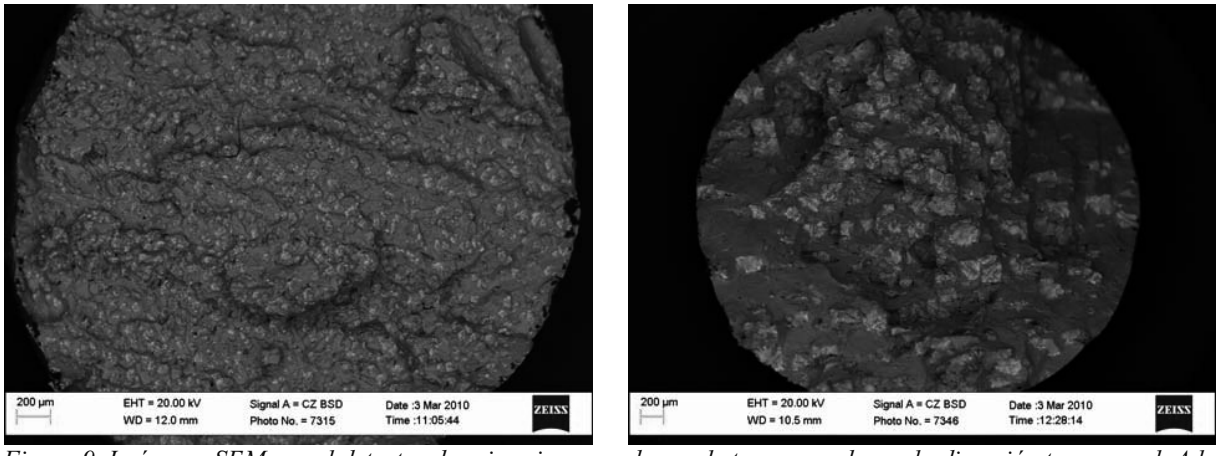


Figura 9. Imágenes SEM con el detector de primarios para dos probetas ensayadas en la dirección transversal. A la izquierda la probeta con mayor deformación a rotura (ensayada a 25ºC) y a la derecha la que presentó menor deformación a rotura (544ºC). Entre ellas se aprecia una gran diferencia en el tamaño de precipitados.

La variación del límite elástico y de la deformación de rotura con la temperatura se muestra en la Figura 7 para las probetas en la dirección de solidificación (0º) y en la Figura 8 para la dirección tras versal (90º). En ellas se aprecia que el límite elástico varía m uy poco con la temperatura, para ambas direcciones. En todos los casos el límite elástico se mantiene por encima de los 800MPa incluso a temperaturas superiores a los 800ºC. El límite elástico es ligeramente superior en la dirección longitudinal frente a la transversal. En cuanto a la deformación de rotura, se aprecia una disminución con el aumento de la tem peratura en la dirección longitudinal. Esta pérdida de ductilidad cae desde el 1º2% a temperatura ambiente hasta el 6% a 800ºC. Sin embargo la deformación a rotura en la dirección trasversal no tiene una tendencia clara. Los valores son altamente aleatorios con oscilaciones entre el 5% y el 20% sin una coherencia clara.

Para explicar este fenómeno de arbi trariedad en la deformación a rotura en la dirección trasversal se ha recurrido a un análisis fractográfico. En él se ha revelado que la cantidad y tamaño de los precipitados es muy variable, com o se aprecia en la Figura 9. Cabe destacar que todas las probe tas se m ecanizaron de una única pieza obtenida por fundición. En ella se ha observado que el tamaño de l os precipitados no es homogéneo. Los resultados indican que a menor tamaño de precipitados la deformación a rotura es mayor. En la Figura 9 se observa que l a probeta que proporciona una mayor deformación a rot ura es aquel la con menor tamaño de preci pitados (y más numerosos. Por el contrario, las probetas con un t amaño de preci pitados mayores presentan un com portamiento con mucha menor ductilidad.

Finalmente cabe destacar que el m aterial presenta un comportamiento a rotura excelente, con resistencia elevada incluso a m uy altas tem peraturas. La sensibilidad a la temperatura es escasa, y la deformación de rotura es decreciente con la tem peratura. Sin embargo es necesario controlar el proceso de solidificación y crecimiento de precipitados para poder asegurar una buena ductilidad en la dirección trasversal.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al Ministerio de Ciencia e Innovación la financiación del proyecto a través del programa CONSOLIDER INGENIO 2010 y del proyecto BIA2008-06705-C02-01.

REFERENCIAS

[1] F. Gálvez, D. C endón y V. Sánchez-Gál vez, "Ensayos mecánicos en m ateriales a elevada velocidad de deform ación y alta temperatura", Anales de Mecánica de la Fractura Vol.22, (2005), 508-513.

[2] Rosenberg, Z., Dawicke, D., Strader, E. and B less, S.J. A new technique for heating specimens in Split-Hopkinson-Bar experiments using induction coil heaters. Exper. Mech. 26, 275-278, 1986

[3] Gilat, A. and W u, X. Elevated tem perature testing with the torsional split Hopkinson bar. Exper. Mech. 34, 166-170, 1994

[4] Apostol M., Vuoristo T., Kuokkal a V.T., "High temperature high strain rate testing with a compressive SHPB" Journal de Phy sique IV 110, 459-464, 2000

[5] B. Erice, D. Cendón, F. Gálvez, V. Sánchez-Gálvez "Modelo de rotura para materiales metálicos sometidos a distintas triaxialidades" Anales de Mecánica de la Fractura 26, Vol. 2 (2009)

[6] F. Gálvez, N.García, D. Cendón, A. Enfedaque and V. Sánchez-Gálvez "Mechanical behaviour of Inconel 713LC at different strain rates and hi gh temperatures" 19th International Dymat Conference, 2009

TENACIDAD A FRACTURA DE ACEROS ESTRUCTURALES: APLICACIÓN DE DIFERENTES METODOLOGÍAS

T.E. García[1], C. Rodríguez[1], F.J. Belzunce[1], S. Rivera[2]

[1] IUTA, Escuela Politécnica de Ingeniería de Gijón. Campus de Gijón s/n, 33204, Gijón, España.
E-mail: iuta@uniovi.es

[2] Área de Siderometalurgia, Fundación ITMA. Parque empresarial Principado de Asturias, 33417, Avilés, España.
E-mail: s.rivera@itma.es

RESUMEN

El presente trabajo ha analizado, en dos materiales estructurales, la validez de metodologías alternativas para la determinación de la tenacidad a fractura, que tratan de solventar el problema de la necesidad de realizar una medida indirecta del tamaño de grieta durante el transcurso de los ensayos uniprobeta. Dichos métodos han sido utilizados sobre probetas con relaciones a/W de 0.5, 0.2 y 0.14, a fin de comprobar su robustez en condiciones de baja constricción.

ABSTRACT

The work presented in this paper have analyzed the validity of alternative methodologies for the fracture toughness determination, by the using of two structural materials. These methods try to solve the problem of the requirement of an indirect crack length measurement during the resistance curve test method. Specimens with a/W ratios of 0.5, 0.2 and 0.14 were tested, with the aim of check their applicability in low constriction conditions.

PALABRAS CLAVE: Tenacidad a la fractura, curva J-R, constricción, aceros API.

1. INTRODUCCIÓN

La normativa de referencia para la caracterización a fractura de aceros estructurales [1] presenta dos metodologías convencionales: multiprobeta y uniprobeta. El método multiprobeta exige un mínimo de 6 ensayos realizados sobre probetas idénticas, en los que se recoge la curva carga-desplazamiento para calcular la energía J (kJ/m^2) necesaria para un crecimiento de grieta Δa (mm). El método uniprobeta permite la obtención de la curva J-R a partir de una única probeta (aunque la norma recomienda ensayar al menos tres), pero es necesaria una medida del crecimiento de grieta durante el ensayo. Dicha medida suele realizarse de manera indirecta a través de un extensómetro de tipo COD, que mide la abertura de la boca de la entalla a lo largo de sucesivas descargas parciales (método de la flexibilidad), relacionando la pérdida de rigidez de la probeta con el tamaño de grieta en cada punto. En ambos métodos, la relación tamaño de grieta inicial frente a espesor (a/W) debe estar comprendida entre 0.45 y 0.70, y el tamaño de las probetas debe ser relativamente grande, para asegurar la condición tensional más desfavorable en el frente de grieta (deformación plana).

Las limitaciones presentadas por la metodología convencional parecen pues evidentes. La cantidad de material, el mecanizado de probetas, el tiempo de ensayo, etc. hace que sean caracterizaciones costosas económicamente. Además, la utilización de un extensómetro no siempre es posible, e introduce cierto error al tratarse de una medida indirecta. Por su parte, se ha comprobado que los defectos habituales en los elementos estructurales presentan, en la mayor parte de los casos, condiciones de triaxialidad diferentes a las obtenidas en las probetas normalizadas, por lo que se está evaluando su tenacidad de un modo muy conservador [2,3], y convendría disponer de metodologías alternativas que fueran capaces de estimar el parámetro J_{IC} cuando se disminuye la relación a/W por debajo de 0.45, es decir, cuando se presentan condiciones de baja constricción.

El presente trabajo ha analizado la validez de diferentes metodologías aparecidas en los últimos años que tratan de solventar las limitaciones de los ensayos convencionales, realizando una comparativa de sus resultados con los obtenidos por el método de la flexibilidad. Los métodos de normalización de la carga [1,4], de la carga máxima [5] y del intercepto [6] permiten estimar el parámetro J_{IC} empleando una única probeta y eliminando la necesidad de medir el crecimiento de grieta durante el ensayo. Se han aplicado dichos métodos para tamaños de grieta normalizados y para relaciones a/W menores de 0.45, para comprobar también en condiciones de baja constricción..

2. MÉTODOLOGÍAS UTILIZADAS

2.1 Método de la flexibilidad

El método de la flexibilidad fue el utilizado como patrón para verificar la validez de las metodologías no convencionales.

Conforme a la norma ASTM 1820 [1], la relación entre la flexibilidad de las descargas parciales (C_i) y el tamaño de grieta (a_i) se estima mediante las expresiones (1) y (2):

$$\frac{a_i}{W} = 0.999748 - 3.9504 \cdot u + 2.9821 \cdot u^2 - \\ -3.21408 \cdot u^3 + 51.51564 \cdot u^4 - 113.031 \cdot u^5 \quad (1)$$

$$u = \frac{1}{\frac{B_e W E C_i}{S/4} + 1} \quad (2)$$

donde B_e es el ancho efectivo de la probeta, S la distancia entre apoyos y E el módulo elástico del material.

La integral J en cada descarga se calculó como la suma de las componentes elástica y plástica:

$$J_{el_i} = \frac{K_i^2 \cdot (1 - \nu^2)}{E} \quad (3)$$

$$J_{pl_i} = \left[J_{pl_{(i-1)}} + \left(\frac{\eta}{b_{(i-1)}} \right) \left(\frac{A_{pl_i} - A_{pl_{(i-1)}}}{B_N} \right) \right] \cdot \\ \cdot \left[1 - \gamma \cdot \frac{a_i - a_{(i-1)}}{b_{(i-1)}} \right] \quad (4)$$

donde K es el factor de intensidad de tensiones, cuyo cálculo se detalla en la norma [1], ν es el coeficiente de Poisson del material, b es el ligamento resistente, B_N es el ancho neto de la probeta, A_{pl} es el área plástica encerrada bajo la curva carga-desplazamiento y η y γ son los factores de constricción.

2.2 Método de normalización de la carga

El método de normalización aparece recogido como anexo de la norma ASTM 1820 [1], siendo aplicable para relaciones a/W > 0.45. Consiste en normalizar los valores de carga y desplazamiento plástico obtenidos durante el ensayo (a excepción del punto final), mediante las expresiones (5) y (6), con unos valores de grieta estimados mediante la expresión (7):

$$P_{N_i} = \frac{P_i}{WB \cdot \left[1 - \frac{a_{b_i}}{W} \right]^{\eta}} \quad (5)$$

$$vpl_{N_i} = \frac{v_i - P_i \cdot C_i}{W} \quad (6)$$

$$a_{b_i} = a_0 + \frac{J_i}{2\sigma_f} \quad (7)$$

P_{Ni} y vpl_{Ni} son, respectivamente, la carga y el desplazamiento plástico normalizados, mientras que a_{bi} es una estimación del tamaño de grieta. La tensión de fluencia, σ_f, se calcula como el valor medio entre el límite elástico (σ_{YS}) y la tensión de rotura del material y J_i se calcula mediante la suma de las expresiones (3) y (4).

Una vez obtenidos los pares (P_{Ni}, vpl_{Ni}), se ajusta el tramo que va desde el primer vpl_{Ni}>0.001 hasta la carga máxima, adicionando el último punto del ensayo (sin normalizar), mediante la función de normalización estándar (8):

$$P_N = \frac{c1 + c2 \cdot vpl + c3 \cdot vpl^2}{c4 + vpl} \quad (8)$$

Una vez obtenidos los coeficientes del ajuste, se realiza un proceso iterativo para forzar a cada punto P_{Ni} y vpl_{Ni} a caer sobre dicha curva, mediante el ajuste de a_i, obteniéndose de este modo todos los pares (Δa_i, J_i) de la curva J-R.

2.3 Método de la carga máxima

El método de la carga máxima fue desarrollado por Pehrson y Landes [5] para obtener de forma sencilla una estimación del parámetro J_{IC} en aceros dúctiles, utilizando la expresión (9):

$$J_Q = \sqrt{\frac{50}{W}} \cdot \frac{\eta \cdot A_{tot}}{b_0 \cdot B} \quad (9)$$

b_0 es el ligamento resistente inicial, mientras que A_{tot} es el área encerrada bajo la curva carga-desplazamiento hasta el 99% de la máxima carga (para corregir el efecto del ruido en el registro carga-desplazamiento) (figura 1).

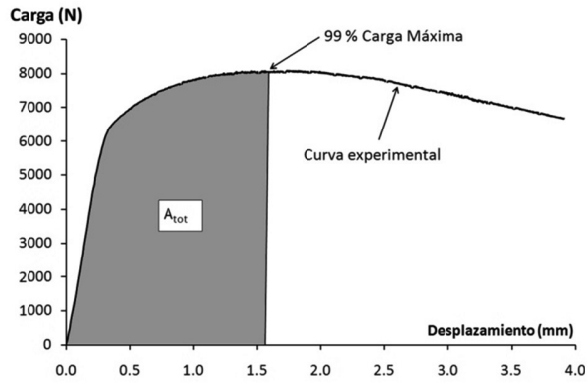


Figura 1. Método de la carga máxima

2.4 Método del intercepto

El método del intercepto ha sido desarrollado basándose en los conceptos de Formato Común y Formato Conciso, en funciones de calibración de fractura elastoplástica [7] y en la ley de crecimiento de grieta

(modelo DZL), creada por Donoso et al. [8]. El método ha sido probado experimental y numéricamente en probetas CT de acero por Donoso et al. [9]. En el presente estudio ha sido aplicado sobre probetas SENB.
La figura 2 muestra un registro carga-desplazamiento de un ensayo de fractura. La curva denominada como "*a variable*" es la correspondiente a la probeta ensayada. El ensayo se termina intencionadamente en el punto "*F*", representado por la terna (P_f, v_f, a_f), es decir, carga, desplazamiento y tamaño de grieta en el final del ensayo. La probeta alcanza la carga máxima P_{max} en el desplazamiento v_c. En la misma figura se representa una segunda curva, designada como "*a constante*", que intercepta a la primera. Esta curva es la que la probeta mostraría en ausencia del crecimiento de grieta, es decir, representa el comportamiento de una probeta con entalla roma, de tamaño inicial de grieta a_i, el cual, idealmente, no varía. Para esta situación, la fuerza crece de manera continua, siguiendo un patrón que puede representarse utilizando la Ecuación de Formato Común (EFC) [9], recogida en la expresión (10):

$$P = \left(\frac{\Omega}{\kappa}\right) \cdot \left(BWC \cdot \left(\frac{b}{W}\right)^{m}\right) \cdot \left(\sigma^{*} \left(\frac{v_{pl}}{W}\right)^{\frac{1}{n}}\right) \qquad (10)$$

El primer término establece el tipo de constricción mecánica en la probeta, Ω, corregido por el factor κ, que depende del tipo de probeta. El segundo término expresa la función geométrica, donde m es el factor plástico. El tercer término contiene una función dependiente del material, con los parámetros del ajuste de comportamiento Ramberg-Osgood, σ_0 y n, trasladados al término σ^* mediante la expresión (11):

$$\sigma^{*} = \frac{\sigma_0}{(\alpha \cdot \varepsilon_0)^{\frac{1}{n}}} \qquad (11)$$

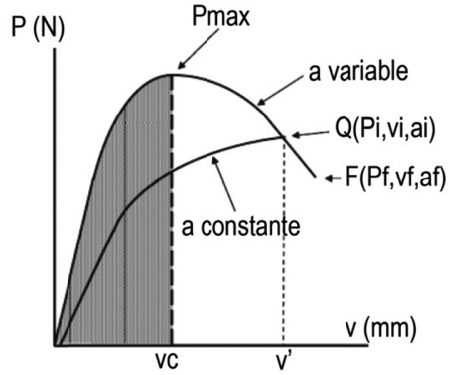


Figura 2. Método del intercepto

El método del intercepto se reduce pues a generar sucesivas curvas "*a constante*" utilizando la EFC (10), tomando valores de a comprendidos entre los tamaños de grieta inicial y final. Las intersecciones de estas curvas con la curva "*a variable*" experimental originarán la terna de valores (P_i, v_i, a_i) para cada punto, a partir de los cuales se podrá confeccionar la curva J-R según el procedimiento descrito en la norma ASTM 1820 [1].

3. MATERIALES Y METODOLOGÍA EXPERIMENTAL

Para el presente estudio se ha utilizado un acero API X-70 empleado en la fabricación de tuberías para gasoductos. En dichas tuberías la zona crítica se localiza en la ZAT de las uniones soldadas, por lo que se realizó un tratamiento térmico para simular dicha zona. Ambos materiales, sin tratamiento y con tratamiento, los denominamos respectivamente X-70 y X-70 TT. La tabla 1 muestra las propiedades mecánicas de los dos materiales.

Tabla 1. Propiedades mecánicas del API X-70 sin tratamiento térmico (X-70) y con tratamiento térmico (X-70 TT)

Material	σ_{ys} (MPa)	σ_{Ts} (MPa)	E (MPa)	Ramberg-Osgood	
				α	n
X-70	545	655	210000	5.20	7.27
X-70 TT	900	1200	180000	0.27	8.52

Las probetas utilizadas fueron de tipo SENB, y se mecanizaron con un espesor W de 14 mm, un ancho B de 14 mm y una distancia entre apoyos S de 54 mm. La relación a/W fue de 0.55 para los ensayos con grieta de tamaño normalizado. Para el material X-70 TT se mecanizaron probetas de grietas meda y corta, con relaciones a/W, respectivamente, de 0.2 y 0.14.

Todos los ensayos fueron realizados por el método de la flexibilidad, siguiendo estrictamente las directrices de la norma ASTM 1820 [1], siendo eliminadas posteriormente las descargas del registro carga-desplazamiento para aplicar los métodos de normalización, de la carga máxima y del intercepto. Se realizaron ensayos de calibración para eliminar los efectos de las flexibilidades de máquina y utillajes.

Como factores de constricción se tomaron los propuestos por Zhu y Joyce [10] válidos para probetas SENB con tamaños de grieta fuera de norma: η=2 para relaciones a/W≥0.325, y el valor de la expresión (12) para relaciones a/W<0.325; γ=1 para a/W≥0.325, γ=0 para a/W<0.25 y el valor definido mediante la expresión (13) para 0.25<a/W<0.325.

$$\eta = 0.315 + 8.926 \cdot \frac{a}{W} - 11.433 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^{2} \qquad (12)$$

$$\gamma = -12.769 + 79.976 \cdot \frac{a}{W} - 115.722 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^{2} \qquad (13)$$

Para aplicar el método del intercepto se utilizaron los parámetros recogidos en la tabla 3, de acuerdo a la bibliografía consultada [8]

Tabla 3. Parámetros utilizados en el método del intercepto

Ω	κ	C	m
0.728	4	1	2

4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

4.1 Material X-70

Las figuras 3 y 4 muestrna las curvas obtenidas por los métodos de la flexibilidad y de normalización para las probetas del material X-70 sin tratamiento térmico. Por su parte, la tabla 4 muestra los valores estimados de J_{IC} (J_Q) por los métodos de la flexibilidad, normalización y carga máxima, así como los coeficientes C_1 y C_2 del ajuste potencial ($J = C_1(\Delta a)^{C_2}$).

Tabla 4. Resultados obtenidos para el material X-70

Probeta	Método	J_Q (kJ/m^2)	C_1	C_2
X70 GL1	*Flexibilidad*	395	564	0.56
	Normalización	387	578	0.62
	Carga Máxima	393	--	--
X70 GL2	*Flexibilidad*	352	595	0.74
	Normalización	442	628	0.62
	Carga Máxima	545	--	--

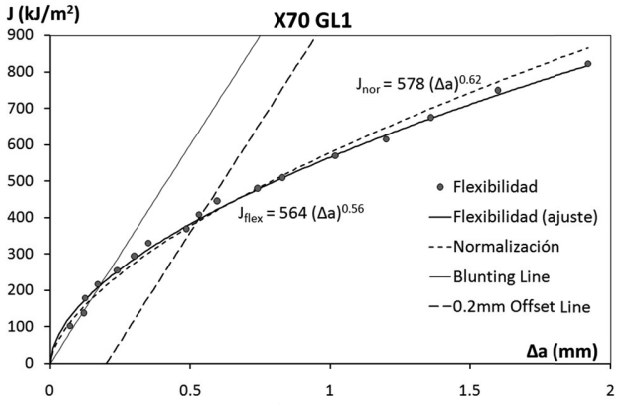


Figura 3. Curvas obtenidas para el material X70(GL1)

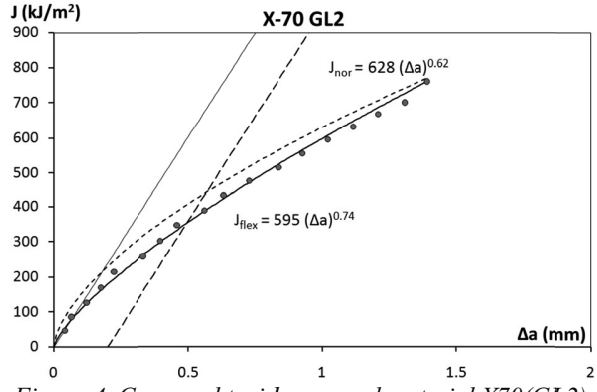


Figura 4. Curvas obtenidas para el material X70(GL2)

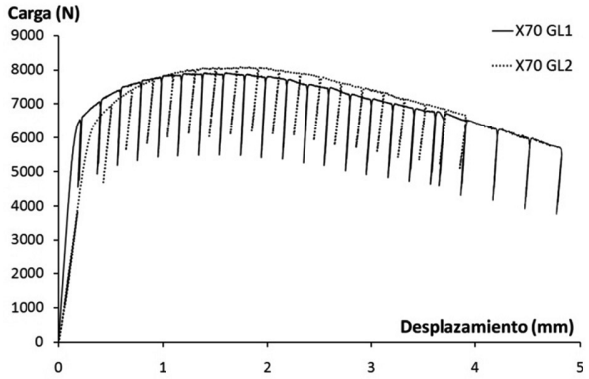


Figura 5. Registros carga-desplazamiento del X-70

El método del intercepto no pudo ser aplicado a este material, puesto que las curvas "*a constante*" generadas mediante la expresión (10) no cortaron a la curva "*a variable*", debido seguramente a que el comportamiento del material no se ajustó de manera precisa mediante la ley de Ramberg-Osgood. Se observa como el método de normalización ajusta muy bien la curva completa de la probeta *X70 GL1*, mientras que para la probeta *X70 GL2* se obtiene una curva superior. El método de la carga máxima nuevamente aproxima fielmente el valor J_Q para la primera probeta, mientras que en la segunda obtiene un valor excesivo. El diferente comportamiento observado en los registros carga-desplazamiento entre ambas probetas (figura 5), podría explicar las diferencias en cuanto a la precisión de los métodos alternativos.

4.2 Material X-70 TT

En la figura 6 se muestran las curvas obtenidas por los métodos de la flexibilidad, de normalización y del intercepto para una de las probetas del material X-70 con tratamiento térmico y relación a/W=0.5. La figura 7 muestra las curvas obtenidas para las relaciones a/W fuera de norma de 0.2 y 0.14, respectivamente. Los resultados aparecen resumidos en la tabla 5. El método del intercepto fue utilizado sólo para los tamaños de grieta normalizados, puesto que se desconocen los parámetros que debe ser utilizados para condiciones de constricción fuera de norma.

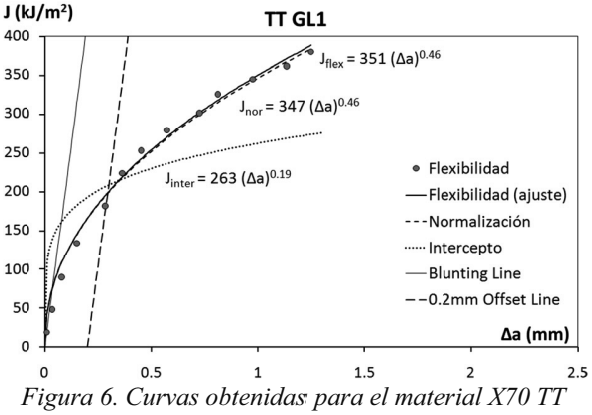


Figura 6. Curvas obtenidas para el material X70 TT

Para este material el método de normalización realiza una muy buena aproximación tanto de la curva J-R correspondiente como del valor de J_Q. El método del intercepto aproxima bastante el valor de J_Q al obtenido por el método de la flexibilidad, pero como se comprueba en la figura 6 la curva difiere bastante. Respecto al método de la carga máxima, realiza estimaciones demasiado optimistas, y el error aumenta conforme disminuye la relación a/W.

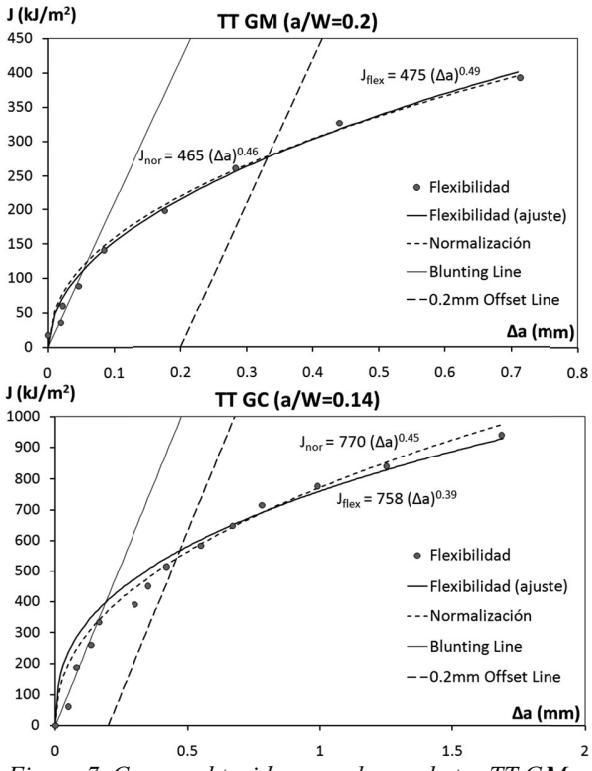


Figura 7. Curvas obtenidas para las probetas TT GM y TT GC

Tabla 5. Resultados obtenidos para el material X-70 TT

Probeta	Método	J_Q (kJ/m²)	C_1	C_2
TT GL1	*Flexibilidad*	199	351	0.46
	Normalización	198	347	0.46
	Intercepto	209	263	0.19
	Carga Máxima	262	--	--
TT GL2	*Flexibilidad*	172	264	0.34
	Normalización	171	268	0.36
	Intercepto	157	232	0.30
	Carga Máxima	223	--	--
TT GM (a/W=0.2)	*Flexibilidad*	276	475	0.49
	Normalización	279	465	0.46
	Carga Máxima	447	--	--
TT GC (a/W=0.14)	*Flexibilidad*	567	758	0.39
	Normalización	519	770	0.45
	Carga Máxima	839	--	--

5. CONCLUSIONES

Del presente estudio se pueden extraer las siguientes conclusiones:

- Resulta interesante disponer de métodos alternativos para obtener una estimación de la tenacidad a fractura en aceros estructurales sin la necesidad de medir la longitud de grieta durante el transcurso del ensayo.

- El valor de dichos métodos se incrementa si son capaces de realizar estimaciones sobre probetas con relaciones a/W en condiciones de baja constricción..

- El método de normalización se presenta como una aproximación fiable y robusta tanto de las curvas J-R completas como del valor de tenacidad a la fractura J_{IC}.

- La fiabilidad de los métodos del intercepto y de la carga máxima parece depender mucho del material analizado y la relación a/W de las probetas.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al Principado de Asturias la financiación obtenida a través del proyecto IB08-112C2.

REFERENCIAS

[1] ASTM International. Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness, 2007.

[2] Cravero S. y Ruggeri C, "Correlation of fracture behaviour in high pressure pipelines with axial flaws using constraint designed test specimens – Part I: Plane-strain analysis", Eng. Fract. Mech, 72: 1344-1360, 2005.

[3] Chiesa M. y col, "Efficient fracture assessment of pipelines. A constraint corrected SENT specimen approach", Eng. Fract. Mech, 68:527-547,2001.

[4] Rivera S, Rodríguez C, Belzunce F.J. y Sánchez J, "Aplicabilidad del método de normalización de la carga en la obtención de curvas J-R en aceros", Anales de Mecánica de la Fractura, 1:25-31, 2006.

[5] Pehrson B.P y Landes J.D, "A direct estimate of J_{IC} from the load versus load-line displacement record", Fatigue Fract Engng Mater Struct, 30:73-86, 2006.

[6] Donoso J.R, Zahr J y Landes J.D, "Una nueva metodología para la evaluación de la curva J-R", Rev. Metal, 41:401-80, 2005.

[7] Donoso J.R y Landes J.D, "Common format for developing calibration curves in elastic-plastic fracture mechanics", Engineering Fracture Mechanics, 47:619-28, 1994.

[8] Donoso J.R, Zahr J y Landes J.D, "Una nueva metodología para la evaluación de la curva J-R", Rev Metal, 41:401-80, 2005.

[9] Donoso J.R, Leiva R y Labbé F, "Análisis experimental y numérico del método del intercepto para evaluar la extensión estable de grieta en una probeta C(T) de acero", Rev Metal, 45:325-33, 2009.

[10] Zhu X-K y Joyce J.A, "J-Resistance curve testing of HY80 steel using SE(B) specimens and normalization method", Engineering Fracture Mechanics, 74: 2263-81, 2007.

APROXIMACIÓN BASADA EN EL CONCEPTO DE CTOD PARA LA DETERMINACIÓN DE LA TENACIDAD MEDIANTE PROBETAS SMALL PUNCH

R. Lacalle[1], B. Arroyo[1], J.A. Álvarez[1], y F. Gutiérrez-Solana[1]

[1]Departamento de Ciencia e Ingeniería del Terreno y de los Materiales
E.T.S de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos. Universidad de Cantabria
Avenida de los Castros s/n 39005 Santander

E-mail: lacaller@unican.es

RESUMEN

El ensayo miniatura de punzonado o *Small Punch* ha alcanzado importantes cotas de desarrollo en las últimas décadas. Así, ha sido empleado con éxito para la caracterización de las propiedades de tracción, para estimar las propiedades de fluencia o para valorar la fragilización de aceros en escenarios, por ejemplo, de irradiación neutrónica. En relación a la estimación de la tenacidad a fractura de materiales metálicos mediante ensayos *Small Punch*, pese a existir diversas aproximaciones, casi todas ellas presentan un elevado grado de complejidad lo que no hace práctico su empleo en la mayoría de aplicaciones reales.

En este trabajo se propone una nueva metodología para la estimación de la tenacidad a fractura en base al empleo de probetas *Small Punch* entalladas. Este método se basa simplemente en la observación directa de la apertura de la entalla, correlacionándola, en el momento de la iniciación de fisura con el valor de CTOD crítico obtenido mediante ensayos de tenacidad normalizados. Esta aproximación ha sido puesta a punto mediante el ensayo de cinco distintos aceros estructurales, escogidos en un amplio rango de resistencias y microestructuras.

PALABRAS CLAVE: Ensayo *Small Punch*, Tenacidad a Fractura, CTOD.

ABSTRACT

The Small Punch Test has reached an important level of development in the last few decades. The test has been successfully used in the characterization of tensile properties, for estimating creep properties or for evaluating the embrittlement level of steels subjected, for example, to neutron irradiation. Regarding fracture toughness estimation of metallic materials by means of Small Punch tests, there are many available methodologies, but most of them are very complex, and for most of real applications are not easy to implement.

In this work a new methodology for the estimation of fracture toughness based on the use of notched Small Punch specimens is proposed. This method is simply based on a direct observation of notch tip opening displacement, and then correlating this measurement at the moment of crack initiation with critical CTOD value obtained by conventional fracture toughness tests. This approach has been developed by testing five different structural steels, selected in a wide range of microstructures and mechanical resistances.

KEYWORDS: Small Punch Test, Fracture Toughness, Crack Tip Opening Displacement (CTOD).

1. INTRODUCCIÓN

El ensayo miniatura de punzonado o ensayo *Small Punch* ha sido empleado con éxito hasta el momento en campos como la caracterización de las propiedades de tracción [1-3] o en la estimación de las propiedades de fluencia de materiales metálicos [4-7]. Las potenciales ventajas de este ensayo, -precisa muestras muy pequeñas, su ejecución es rápida y sencilla y resulta relativamente barato-, hacen que se encuentre ya en una fase pre-normativa, habiendo sido editado recientemente por la Comisión Europea de Normalización (CEN) un código de buena práctica [8] con recomendaciones generales sobre el ensayo *Small Punch*.

En la actualidad, una de las líneas de investigación sobre el *Small Punch* que suscita un mayor interés es la relacionada con la obtención de las propiedades a fractura de materiales metálicos. Las particulares características del ensayo (pequeños espesores, estado

biaxial de cargas, inexistencia de defectos iniciales), hacen que relacionar *Small Punch* y tenacidad a fractura resulte una tarea nada trivial. Así, han surgido en los últimos años diversas aproximaciones que, desde un punto de vista empírico [9,10], analítico [11,12] o mediante complejas simulaciones numéricas [13], han tratado de ligar los resultados del ensayo *Small Punch* con la resistencia a fractura de los materiales metálicos. Buena parte de todas esas metodologías, o revisten grandes complicaciones a la hora de ser aplicadas o no cuentan con los requerimientos para poder ser consideradas como procedimientos universales, independientes del material ensayado.

Como alternativa a los métodos existentes, en este trabajo se propone una nueva metodología basada en el empleo de probetas *Small Punch* ligeramente modificadas mediante el mecanizado de una entalla lateral por electroerosión [14]. Esta modificación en la probeta permite conocer la evolución, -iniciación y crecimiento-, de un defecto, siendo posible aplicar de esta manera las formulaciones clásicas de mecánica de la fractura. En este caso, se propone una expresión para la estimación de la tenacidad a fractura basada en el concepto del CTOD. Esta metodología, se valida mediante el ensayo de 5 aceros diferentes, seleccionados en un amplio rango de resistencias mecánicas.

2. DISPOSITIVO EXPERIMENTAL Y MATERIALES

2.1. Probetas empleadas y dispositivo experimental

Las probetas empleadas en este trabajo presentan unas dimensiones de 10x10 mm y un espesor de referencia de 0.5 mm. Además en cada una de las probetas, y previamente a la realización del ensayo, se practicó una entalla lateral mediante electroerosión por hilo (Figura 1). La misión de esta entalla es crear en la probeta un defecto preexistente, al igual que en los ensayos convencionales de tenacidad a fractura [15]. La presencia de esta entalla permite, además, la caracterización del material según la orientación deseada, situación imposible en el caso de ensayar probetas *Small Punch* convencionales sin entalla [16].

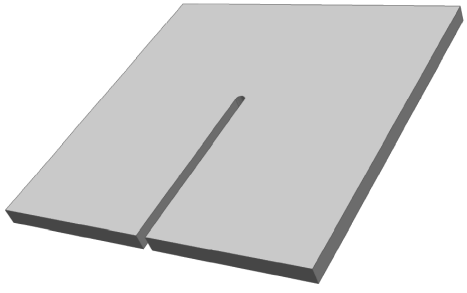


Figura 1. Esquema de las probetas Small Punch con entalla lateral.

Por otra parte, en la Figura 2, puede observarse un esquema del utillaje que, acoplado a una máquina universal de ensayos mecánicos, se ha empleado para la realización de estos ensayos. En la Figura 2, se plasman además las dimensiones más relevantes de este útil de ensayo. Tanto las dimensiones de las probetas empleadas como de los útiles, están en consonancia con lo recomendado por el código europeo de buena práctica [8].

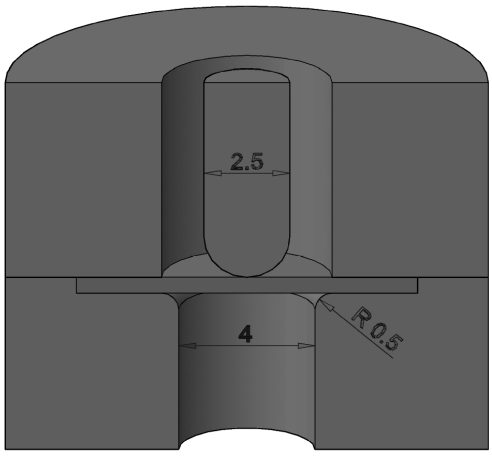


Figura 2. Esquema del utillaje de los ensayos Small Punch. Dimensiones en mm.

2.2. Materiales

En este trabajo han sido empleados 5 distintos aceros de uso común en el mundo de la construcción metálica. Estos aceros responden a las especificaciones S235JR, S355J2, SA460ML, S690QL, S890QL [17]. Las composiciones químicas de estos materiales son resumidas en la Tabla 1. Las características mecánicas de estos aceros se incluyen en la Tabla 2.

Tabla 1. Composición química de los aceros empleados.

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
S235	0.16	0.22	1.04	0.017	0.0170	<0.08	<0.03
S355	0.11	0.49	1.57	0.013	0.0008	0.058	0.045
S460	0.11	0.44	1.60	0.016	0.0006	0.050	0.052
S690	0.17	0.30	1.30	0.011	0.0008	0.030	0.034
S890	0.16	0.27	0.87	0.009	0.0010	0.510	0.471

Tabla 2. Características mecánicas de los aceros empleados

	S235	S355	S460	S690	S890
s_y (MPa)	284	377	460	727	910
s_u (MPa)	402	513	675	810	972
δ_i (mm)	0.439	0.832	0.208	0.451	0.439

3. CONCEPTO DE CTOD

Todos aquellos materiales con defectos tipo grieta cuyo comportamiento, en presencia de defectos, no se circunscriba a los principios de la mecánica de la fractura elástico lineal (la mayoría de los materiales empleados en aplicaciones industriales a temperatura ambiente), experimentarán en el frente de fisura un cierto grado de enromamiento antes de producirse la rotura o el crecimiento estable de grieta. La magnitud de este enromamiento, que está directamente en relación con la tenacidad a fractura del material [18], es caracterizada mediante un parámetro puramente geométrico conocido como CTOD (*Crack Tip Opening Displacement*).

Existen un buen número de definiciones alternativas para el parámetro CTOD, también conocido como "δ", siendo las dos más habituales las mostradas en la Figura 1. En la Figura 1-a se observa que CTOD se define directamente como el desplazamiento experimentado en la ubicación original del frente de fisura, mientras que la aproximación de la Figura 1-b implica que CTOD sea definido a partir de las intersecciones de un ángulo de 90º con vértice en el nuevo frente de fisura tras el enromamiento [19]. Ambas definiciones resultan totalmente equivalentes si el enromamiento tiene lugar de forma semicircular.

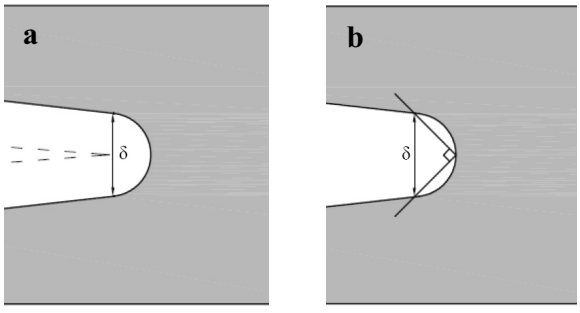


Figura 3. Definiciones alternativas del parámetro "δ".

Como sucede con el parámetro "J", la fractura de los materiales que desarrollen un cierto grado de plasticidad en rotura, no podrá ser definida en base a un único parámetro sino más bien en base a una curva resistente, J-Δa ó δ-Δa. Del mismo modo, con independencia de la existencia de esta curva resistente, podrán definirse parámetros representados por un único valor, característicos del instante de la iniciación de grieta por ejemplo, como "J_{Ic}" ó su equivalente en términos de CTOD, "δ_i".

En escenarios de limitada plasticidad, el parámetro δ puede ser relacionado, con el factor de intensidad de tensiones, K_I, de la forma indicada por la expresión (1).

$$\delta = \frac{K_I^2}{m \cdot \sigma_{YS} \cdot E} \qquad (1)$$

En (1), σ_{YS} representa el valor del límite elástico, "E" es el módulo de Young del material y "m" es un parámetro que adopta el valor de 1.0 en tensión plana y 2.0 en deformación plana.

Haciendo uso del *strip yield model* [20] para el caso de un material sin endurecimiento y considerando condiciones de tensión plana, también pueden ser relacionados los parámetros "δ" y "J" mediante la ecuación (2).

$$J = \sigma_{YS} \cdot \delta \qquad (2)$$

Tras los análisis realizados por Shih [21], se dispone de la formulación (3) que permite relacionar "δ" y "J" para materiales con diferentes coeficientes de endurecimiento y tanto en condiciones de tensión como de deformación plana.

$$\delta = \frac{d_n \cdot J}{\sigma_{YS}} \qquad (3)$$

En (3), "d_n" es un factor adimensional que puede estimarse a partir de los gráficos de la Figura 2. Desde un punto de vista práctico, el desarrollo de esta expresión implica que pueda hablarse indistintamente en términos de "J" ó de "δ", ya que se dispone de las herramientas que permiten ligar ambos parámetros en cualesquiera condiciones.

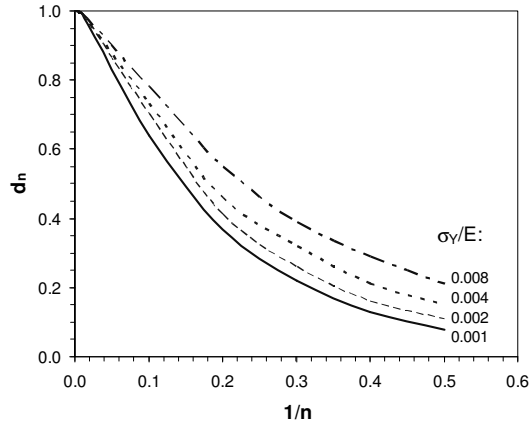


Figura 4. Estimación (en tensión plana) del parámetro "d_n" en base a las propiedades de tracción.

4. METODOLOGÍA PROPUESTA

Si se realiza un ensayo *Small Punch* siguiendo el procedimiento experimental descrito en [14] y empleando una probeta modificada mecanizando una entalla por electroerosión, resulta relativamente sencillo seguir la evolución del fondo de la entalla en el transcurso del ensayo, determinando aspectos como su cambio de forma o el instante en el que se inicia una grieta. En efecto, colocando una cámara tipo endoscopio en el agujero de la matriz inferior del útil de ensayo, o

realizando interrupciones periódicas del ensayo, se obtienen resultados como el plasmado en la Figura 5. En esta Figura puede apreciarse la evolución del fondo de la entalla mecanizada en una probeta *Small Punch* desde el inicio de la prueba hasta que comienza a generarse una grieta.

El frente de la entalla llevará en cada instante asociado un valor de curvatura (Figura 6), que necesariamente irá cambiando con el transcurrir del ensayo. En definitiva, la entalla se va enromando hasta llegar a un determinado valor crítico, momento en el que se genera un defecto tipo fisura. En este sentido, puede definirse, para la geometría objeto de análisis, una versión alternativa del parámetro CTOD, como la curvatura existente en cada momento en el fondo del defecto. Dado que inicialmente la entalla mecanizada ya presenta cierto valor de curvatura (el radio del mecanizado), una definición más apropiada del parámetro "δ" para ensayos *Small Punch* podría venir dada como la diferencia entre el radio de curvatura observado en un determinado instante en el fondo del defecto menos el radio de entalla inicial (4).

$$\delta_{SP} = \rho_{observado} - r_{inicial} \qquad (4)$$

A partir de este valor de "δ_{SP}", para el momento de la generación de grieta, podrá calcularse el valor correspondiente a la iniciación "δ_{SPi}", de forma análoga a lo propuesto por las normativas de ensayos vigentes.

Para que los resultados así obtenidos de valores de CTOD sean de aplicación general, resulta necesario finalmente expresarlos en términos de "δ" convencionales (obtenidos en ensayos normalizados), buscando una expresión que ligue ambos términos. Para el desarrollo de esta expresión, se planteó el programa experimental cuyos resultados se resumen en el apartado 5 de este trabajo.

Una vez realizado el paso anterior, los valores de "δ" pueden ser cómodamente convertidos a "J" sin más que aplicar la expresión (3).

De este modo, aquí se propone la determinación del valor de tenacidad a fractura de iniciación "δ_i" ó "J_{Ic}" mediante la siguiente secuencia de pasos:

1. Mecanizado de entalla lateral mediante electroerosión por hilo en una probeta *Small Punch* convencional.

2. Realización de ensayo *Small Punch* siguiendo el procedimiento convencional.

3. Determinación del parámetro "δ_{SPi}" mediante observación directa a través de un endoscopio o realizando ensayos interrumpidos.

4. Relación del parámetro "δ_{SPi}" obtenido en ensayos tipo *Small Punch* con su equivalente "δ_i" de ensayos convencionales (ver apartado 5)

5. Si se considera oportuno, es posible expresar el resultado en términos de "J" empleando la expresión conservadora (2) o la formulación más ajustada (3) que requiere disponer de las propiedades de tracción del material, que, si no son conocidas, pueden estimarse a partir de los resultados de ensayos *Small Punch* sin entalla [22]. Igualmente, si sólo son conocidos los valores de límite elástico y tensión de rotura, una estimación conservadora del coeficiente de endurecimiento, "n", puede obtenerse acudiendo a la bibliografía [23].

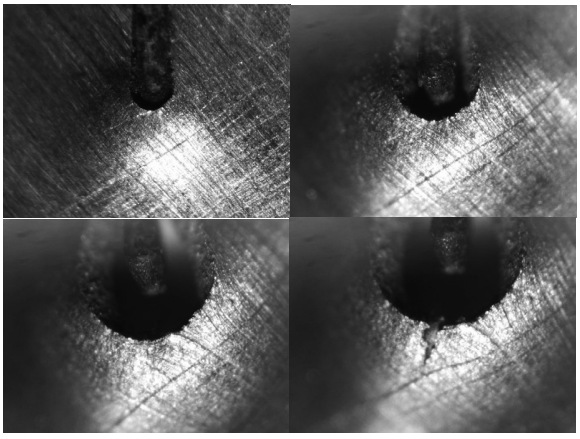


Figura 5. Evolución en el frente de entalla en el transcurso de un ensayo Small Punch

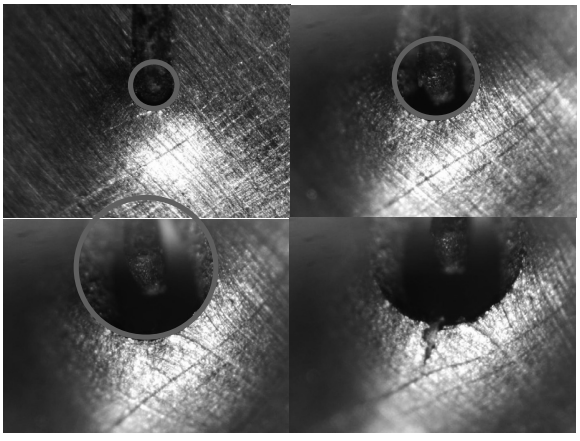


Figura 6. Curvatura asociada al frente de entalla en el transcurso de un ensayo Small Punch

5. RELACIÓN EMPÍRICA ENTRE "δ_i" y "δ_{SPi}"

Para el desarrollo de la expresión que relacione "δ_{SPi}" con "δ_i", se dispuso de una batería de ensayos *Small Punch* sobre los cinco aceros mencionados en el apartado 2.2. De cada uno de estos aceros se prepararon un total de 8 probetas, con longitudes de entalla de 4.25, 4.75, 5.00 y 5.25 mm, a razón de dos probetas por longitud. En todos los casos se optó por un radio inicial de entalla de 0.15 mm, primero por ser una de las medidas de hilo más comunes y segundo por encontrarse dentro del rango de radios de entalla para los que, de forma efectiva, su comportamiento puede asimilarse al de una fisura en condiciones de elevada plasticidad [24].

En estos ensayos se optó por la alternativa de interrumpir las pruebas a intervalos de 0.1 mm de desplazamiento del punzón, y observar directamente el fondo de las entallas mediante una lupa metalográfica.

Dado que una vez que se ha generado una grieta aparece una discontinuidad en el frente de entalla que dificulta la determinación de la curvatura, para el desarrollo de la aproximación expuesta se ha considerado como instante crítico el correspondiente a la observación inmediatamente anterior a la aparición de la fisura.

La Figura 7 enfrenta los valores del parámetro "δ_{SPi}" estimado para cada material y longitud de fisura frente al valor de "δ_i" correspondiente a cada uno de los materiales analizados (Tabla 1), obtenido mediante ensayos normalizados de fractura en probeta CT [15].

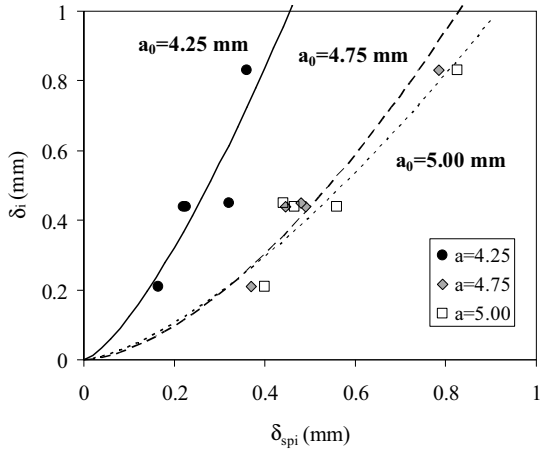


Figura 7. Respresentación de "δ_{SPi}" frente a "δ_{SP}" en función del tamaño inicial de entalla. Cada punto representa la media de los dos ensayos realizados en cada escenario.

El análisis de los resultados plasmados en la Figura 7, permite extraer las siguientes conclusiones:

- Los valores de "δ_{SPi}" son dependientes de la longitud inicial de entalla. Así, a los valores de entalla menores, les corresponde, de forma general, también un menor valor de CTOD. Este efecto, que en principio parece contradecir las apreciaciones clásicas de la mecánica de la fractura por las cuales se debería generar una mayor tenacidad aparente en el caso de defectos cortos, puede explicarse atendiendo al hecho de la existencia de diversas regiones de comportamiento en la probeta *Small Punch*. Así, la presencia de entallas "cortas" por un lado, no modifica de forma sustancial la configuración de probeta inicial y por otro, el fondo del defecto, en esos casos, coincide con la región más solicitada de la probeta, aun sin existir defecto inicial [14], con lo cual la generación de la grieta se produce en gran parte con independencia a la existencia de una entalla inicial.

- Resulta evidente, por otra parte, que existe una correspondencia entre los valores de CTOD observados en el ensayo *Small Punch*, con aquellos otros calculados a partir de ensayos convencionales.

- Los datos plasmados en la Figura 7, dependientes de la longitud inicial de entalla, pueden ser ajustados, para cada longitud de defecto, por una ley de tipo potencial. Esta ley potencial, representa un buen ajuste para valores de entalla entre 4.25 mm y 5.00 mm. Para el valor de entalla inicial de 5.25 mm, la tendencia ya no resulta tan evidente (para no restar claridad, no han sido representados en la Figura 7), debido de nuevo probablemente a la entrada del frente de entalla en otra región de comportamiento de la probeta.

En base a todas las observaciones anteriores, parece deducirse que la longitud óptima de entalla inicial para la realización de los ensayos es la comprendida entre 4.75 y 5.00 mm debido a los siguientes motivos:

- Es una longitud de entalla cuyos resultados de "δ_{SPi}" frente a "δ_i" pueden ajustarse razonablemente bien a una ley de tipo potencial.

- Esta longitud de entalla garantiza el crecimiento de grieta lejos de las regiones más solicitadas debidas al comportamiento como membrana de la probeta [14].

- El hecho de que el frente de entalla coincida prácticamente con el centro de la probeta facilita la observación de la curvatura por medios ópticos.

- La correlación a partir de longitudes de entalla de 4.75-5.00 es menos sensible a pequeñas

variaciones en la estimación de "δ_{SPi}". Si bien longitudes de entalla menores también pueden ajustarse mediante una ley potencial (Figura 7), el resultado sería muy sensible a la medida de "δ_{SPi}" realizada.

- La escasa diferencia experimental observada entre los valores de "δ_{SPi}" obtenidos con entallas iniciales de 4.75 mm y 5.00 mm permite, desde un punto de vista práctico, proponer una única correlación entre estos valores y "δ_i". Esta correlación, para un margen de confianza del 50% adopta la forma de la ecuación (5).

$$\delta_i = 1.12 \cdot (\delta_{SPi})^{1.392} \quad (5)$$

6. RESUMEN Y CONCLUSIONES

En este trabajo se ha propuesto una nueva metodología para la determinación de la tenacidad a fractura de materiales metálicos a partir de ensayos *Small Punch*. Este procedimiento se basa fundamentalmente en el empleo de probetas *Small Punch* entalladas y en la aplicación posterior de los conceptos clásicos de Mecánica de la Fractura, concretamente los referentes al parámetro CTOD.

Se ha propuesto una definición alternativa para CTOD en probetas *Small Punch* entalladas. Tras el ensayo de 5 aceros comunes de construcción, se ha observado que existe una clara correlación entre los valores de CTOD obtenidos en ensayos convencionales de fractura con los estimados a partir de ensayos *Small Punch*.

De esta forma, esta metodología, permite disponer de un procedimiento que, sin modificar la esencia fundamental del ensayo *Small Punch* –mismas dimensiones de probeta y utillaje, sencillez, economía y rapidez en la obtención de resultados-, es capaz de ofrecer estimaciones aceptables de la tenacidad a fractura de materiales metálicos.

AGRADECIMIENTOS

Los autores de este trabajo desean agradecer al Ministerio de Ciencia e Innovación la financiación recibida para el desarrollo del proyecto MAT2008-06879, "Aplicación de la Metodología de Ensayos Miniatura de Punzonado a la Evaluación de la Integridad Estructural de Aceros".

REFERENCIAS

[1] Eskner, M., Sandström, R. "Mechanical property evaluation using the small punch test", Journal of Testing and evaluation, vol 32 nº4, 2004.

[2] Isselin, J. & Shoji, T. "Yield strength evaluation by Small-Punch Test", Journal of Testing and Evaluation, vol 37 nº6, 2009.

[3] Mao, X. & Takahashi, H. "Development of a further-miniaturized specimen of 3 mm diameter for TEM disk Small Punch Tests" Journal of Nuclear Materials vol 150,1987, pp: 42-52.

[4] Mao X., Development of small punch test to measure creep resistance as nondestructive evaluation. Report for the Canadian Electricity Association (CEA), May 1996.

[5] F. Dobes and K. Milicka, Small punch testing in creep conditions. Journal Test Evaluation, 29 (2001) 31–5

[6] Z. Yang and Z. Wang, Relationship between strain and central deflection in small punch creep specimens, International Journal of Pressure Vessels and Piping 80 (2003) 397–404.

[7] S.-S. Baek, I.-H. Kwon, D.-W. Lee, S.-M. Yang and H.-S. Yu, Characterization of creep resistance for local structure of power plant weldment using SP-Creep technique, Key Engineering Materials 326-328 I (2006) 643-648.

[8] CWA 15627:2008, Small Punch Test Method for Metallic Materials, European Committee for Standardization (CEN).

[9] A. Shekhtel, A.B. Croker, A.K. Hellier, "Towards the correlation of fracture toughness in an exservice power generator rotor", International Journal of Pressure Vessels an Piping, vol 77, 2000, pp. 113-116.

[10] J.H. Bulloch, "Toughness Lossed in Low Alloy Steels at High Temperatures: An Appraisal of Certain Factors Concerning the Small Punch Test", International Journal of Pressure Vessels and Piping 75, 1998, pp. 791-804.

[11] J.S.Ha, E. Fleury, "Small Punch test to estimate the mechanical properties of steels for steam power plant: II Fracture Toughness", Internacional Journal of Pressure Vessels and Piping, vol 75, 1998, pp. 707-713.

[12] J-B. Ju, J-I. Jang, D. Kwon; "Evaluation of Fracture Toughness by Small-Punch Testing Techniques using Sharp Notched Specimens", International Journal of Pressure Vessels and Piping 80, 2003, pp. 221-228.

[13] M. Abendroth, M. Kuna, "Identification of Ductile Damage and Fracture Paramenters from the Small Punch Test using Neural Networks", Engineering Fracture Mechanics 73, 2006, pp. 710-725.

[14] R. Lacalle, "Estudio de las propiedades de fractura de materiales metálicos en base a ensayos tipo Small Punch", Tesis Doctoral, Universidad de Cantabria, 2011.

[15] ASTM E 1820-01, Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness", Annual Book of ASTM Standards, 2001.

[16] Lacalle, R., Álvarez, J.A., Gutiérrez-Solana, F., "Analysis of key factors for the interpretation of Small Punch Test results", Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures vol 31, 2008, 841-849.

[17] UNE-EN 10025-2, "Productos laminados en caliente de aceros para estructuras. Parte 2: Condiciones técnicas de suministro de los aceros estructurales no aleados.

[18] Well, A.A., "Unsable Crack Propagation in Metals: Cleavage and Fast Fracture." Proceedings of the Crack Propagation Symposium, Vol 1, paper 84, Cranfield, UK, 1961.

[19] Rice, J.R., "A Path Independent Integral and the Approximate Analysis of Strain Concentration by Notches and Cracks". Journal of Applied Mechanics, Vol. 35, 1968, pp.379-386.

[20] Anderson, T.L., "Fracture Mechanics. Fundamentals and Applications", CRC Press, 1991.

[21] Shih, C.F., "Relationship between the J-Integral and the Crack Opening Displacement for Stationary and Extending Cracks." Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol 29, 1981, pp. 305-326.

[22] R. Lacalle, J. García, J.A. Álvarez, F. Gutiérrez-Solana, "Obtención Mediante el Ensayo Small Punch de las Propiedades de Tracción de Materiales Metálicos", Anales de Mecánica de la Fractura 26, 2009.

[23] FITNET, Fitness for Service Procedure, Version MK8, 2008.

[24] O.Akourri, M.Louah, A. Kifani, G. Gilgert, G. Pluvinage, "The Effect of Notch Radius on Fracture Toughness JIc", Engineering Fracture Mechanics 65, 2000, p. 491-505.

ESTUDIO DE LA MORFOLOGÍA DE GRIETAS GENERADAS POR NANOINDENTACIÓN Y SU EFECTO EN EL CÁLCULO DE LA TENACIDAD DE FRACTURA

N. Cuadrado[1], E. Jimenez-Piqué[2], D. Casellas[1,3], M. Anglada[2]

[1] Fundació CTM Centre Tecnològic
Avda. de les Bases de Manresa 1, 08242 Manresa, España.
E-mail: nuria.cuadrado@ctm.com.es, daniel.casellas@ctm.com.es

[2] Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica, ETSEIB, Universitat Politècnica de Catalunya, 08028, Barcelona.
E-mail: emilio.jimenez@upc.edu, Marc.J.Anglada@upc.edu

[3] Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica, EPSEM, Universitat Politècnica de Catalunya, Avda Bases de Manresa 61, 08042 Manresa.

RESUMEN

En el presente trabajo se ha utilizado la técnica de nanoindentación para inducir grietas en diferentes materiales cerámicos y estudiar la morfología de grieta generada por la aplicación de un indentador tipo *Berkovich*. El estudio morfológico de las grietas se ha llevado a cabo mediante pulido secuencial y la técnica de microscopía de haz de iones focalizados (FIB/SEM). Para la geometría de indentador utilizada y la morfología de grieta obtenida, se ha llevado a cabo un estudio de la aplicabilidad de las expresiones más comúnmente utilizadas para el cálculo de la tenacidad de fractura en materiales frágiles por indentación. Previamente al estudio de la validez de las ecuaciones, para poder obtener una medida de K_c fiable, se ha realizado una calibración de las ecuaciones para la geometría de indentador tipo *Berkovich*.

ABSTRACT

In this work, the cracks generated by nanoindentation with a Berkovich indenter are analysed. The crack morphology is studied by sequential polishing and Focused Ion Beam tomography. The applicability of the most used equations for calculating the fracture toughness (K_c) is discussed in terms of the indenter geometry and applied loads. A calibration of these equations for the *Berkovich* indenter has been performed in order to obtain a reliable measurement of K_c.

PALABRAS CLAVE: Nanoindentación, FIB, tenacidad de fractura, cerámica.

1. INTRODUCCIÓN

El conocimiento de las propiedades mecánicas intrínsecas de las partículas duras existentes en materiales multifásicos proporciona una información valiosa para el desarrollo de nuevos materiales con altas prestaciones mecánicas. Las propiedades macroscópicas, como la resistencia al desgaste o a la fractura, puede optimizarse a través del conocimiento de las propiedades micromecánicas de los distintos constituyentes microestructurales. No obstante, existe una dificultad experimental en el análisis de fases aisladas, debido a su tamaño micrométrico. En este sentido, el potencial analítico de la técnica de nanoindentación ofrece la posibilidad de evaluar la dureza, el módulo elástico y la tenacidad de fractura de fases duras, tales como precipitados (carburos en aceros de herramienta o silicio en fundiciones de Al-Si) o partículas dispersadas (metal duro o materiales compuestos reforzados con partículas duras). La tenacidad de fractura de materiales frágiles puede ser evaluada mediante el método de microfractura por

indentación IM (*Indentation Microfracture*). Este método consiste en la aplicación de indentadores puntiagudos, tradicionalmente tipo *Vickers*, con el objetivo de inducir grietas de tamaño y formas controladas. A partir del tamaño de la indentación y de la longitud de la grieta generada se han propuesto diferentes ecuaciones semiempíricas para el cálculo de la tenacidad de fractura (K_C). Una de las ecuaciones más utilizadas es la propuesta por Anstis y col. en la que se supone que la aplicación de un indentador *Vickers* genera una morfología de grieta semicircular (figura 1a) [1].

$$K_c = \chi \frac{P}{c^{3/2}} = \xi_\upsilon^R \left(\frac{E}{H}\right)^{1/2} \frac{P}{c^{3/2}} \quad (1)$$

Donde P es la carga de indentación, c la longitud de la grieta, E el módulo de Young, H la dureza y ξ_υ^R es una constante de calibración que depende de la geometría del indentador y de la geometría de la grieta. Los valores que han sido propuestos por Anstis y col. con el objetivo de reproducir la tenacidad de fractura de un conjunto de materiales frágiles para la constante ξ_υ^R para indentadores Vickers y *Berkovich* es de 0.016 ± 0.004 [1].

Otra de las ecuaciones utilizadas es la propuesta por Laugier en la que se supone que la aplicación de un indentador *Vickers* en materiales más tenaces como el metal duro, genera una morfología de grieta tipo *Palmqvist* [2].

$$K_c = \chi_v \left(\frac{a}{l}\right)^{1/2} \left(\frac{E}{H}\right)^{2/3} \frac{P}{c^{3/2}} \quad (2)$$

Donde a es la mitad de la diagonal de la huella de indentación, l es la longitud de la grieta (figura 1b) y χ_v es una constante evaluada en 0.015 a partir del ajuste de la expresión (2) a los datos previamente generados por Anstis y col. utilizando indentadores Vickers [1].

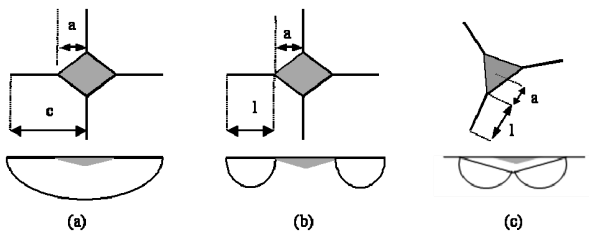


Figura 1. (a) Grietas tipo half-penny y (b) grietas tipo Palmqvist generadas a partir de una huella de indentación Vickers; (c) grietas radiales generadas por un indentador Berkovich.

Es importante notar que la aplicabilidad de la expresión de Anstis y col. está limitada a grietas semicirculares (*half-penny*) que son las que se producen generalmente por la aplicación de un indentador Vickers debido a su simetría (figura 1a). Sin embargo, la naturaleza no simétrica de un indentador *Berkovich*, no permite que las grietas se unan por debajo de la huella de indentación (figura 1c) y, en consecuencia, la aplicación de la ecuación, en este caso, resulta dudosa desde un punto de vista fenomenológico.

Hay que recordar que las expresiones fueron desarrolladas y calibradas para indentación en materiales frágiles usando indentadores Vickers y cargas relativamente elevadas, por lo que su aplicabilidad a puntas de tres caras tipo Berkovich típicas de nanoindentación debe ser revisada. Dada la importancia que tiene la constante de calibración en la correcta aplicabilidad de las ecuaciones para el cálculo de K_C, ya que incluye el efecto de la geometría de indentador y el tipo de grieta generada, en este trabajo se ha realizado una nueva calibración de las ecuaciones para la geometría de indentador tipo *Berkovich* teniendo en cuenta el tipo de morfología de grieta. Esta calibración es necesaria ya que en el caso de la ecuación de Anstis y col. la calibración de la constante se realizó mediante microindentación *Vickers* y una morfología de grieta generada semicircular (*half-penny)* [1], con lo que no existe una calibración adecuada para el caso de un indentador *Berkovich* en la que se deben formar grietas radiales o tipo *Palmqvist* debido a su naturaleza no simétrica. En el caso de la ecuación de Laugier el supuesto de la generación de grietas tipo Palmqvist es debido a que se suponen cargas de indentación bajas o materiales tenaces con el uso de indentadores tipo *Vickers*, con lo que la calibración debe ser revisada a geometrías tipo *Berkovich*.

Por otro lado, es conocido que un indentador *Vickers* produce básicamente dos tipos de sistemas de grietas: radiales y laterales [3,4].

En los ensayos de nanoindentación la geometría de indentador más utilizada es una punta de diamante piramidal de tres caras tipo *Berkovich*. El cambio de geometría de indentador y de rango de cargas aplicadas cuando se pasa de ensayos de microindentación a ensayos de nanoindentación, hace que se deba revisar la validez de las ecuaciones existentes formuladas para microindentación *Vickers*. Con este objetivo el presente trabajo se ha centrado en el estudio de la aplicabilidad de la evaluación de la tenacidad de fractura (K_C) mediante el método de microfractura por indentación según la geometría de indentador *Berkovich* y la morfología de grieta generada.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.1. Caracterización micromecánica

Para realizar el estudio de la aplicabilidad de las diferentes expresiones existentes para el cálculo de la tenacidad de fractura se han utilizado tres materiales con K_C bien conocida y determinada a partir de probetas prefisuradas (métodos SENB). Estas técnicas usan grietas grandes y la tenacidad obtenida no depende de una constante de calibración como ocurre con la la microfractura por indentación. Para elegir los materiales para llevar a cabo el estudio debe tenerse en cuenta que las fisuras generadas por nanoindentación son muy pequeñas. Por tanto, para comparar con valores de tenacidad obtenidos con grietas grandes, se debe asegurar previamente que la tenacidad no dependa de la longitud de la grieta. Es bien concocido que en materiales cerámicos existen mecanismos de aumento de tenacidad que se desarrollan conforme la grieta se propaga, y por lo tanto la tenacidad de fractura depende de la longitud de fisura. Para evitar este efecto, se ha escogido un vidrio (vidrio de sosa cal) y dos monocristales Si (100) y SiC-6H (0001). Estos monocristales han sido escogidos por la facilidad de encontrar valores referenciados de tenacidad y por no presentar curva R. En el caso del vidrio, está bien referenciado que su tenacidad puede ser evaluada a partir del método IM usando la ecuación (1) [1]. En la tabla 1 se muestran los valores de K_C para el vidrio, evaluada a partir de microindentación Vickers, y para Si (100) y SiC-6H (0001) referenciadas en bibliografía y evaluadas con técnicas distintas a la IM [5, 6].

Tabla 1. Tenacidad de fractura de los materiales analizados

Material	K_c (MPa·m$^{1/2}$)
Vidrio de sosa cal	0,54
Si (100)	0,95
SiC (0001)	3,4

La dureza (H), módulo elástico (E) y K_C de los materiales analizados han sido determinados mediante la técnica de nanoindentación (NanoIndenter XP de MTS). Se ha utilizado una punta de diamante tipo *Berkovich*, calibrada sobre una muestra patrón de sílice según el método de Oliver y Pharr [7]. La tenacidad de fractura ha sido evaluada mediante el uso de una punta de diamante tipo *Berkovich* con cargas de indentación de 50 mN hasta 3 N. La longitud de las grietas generadas en los vértices de las huellas de indentación ha sido evaluada mediante microscopía electrónica de barrido (SEM).

2.2 Caracterización de la morfología de las grietas mediante FIB y pulido secuencial

Para el análisis de la morfología de la grieta generada a partir de la aplicación de un indentador tipo *Berkovich*, se han utilizado la técnica de pulido secuencial y la técnica de microscopía de haz de iones focalizados (FIB/SEM). Los cortes de FIB se realizaron en un equipo Zeiss 40, utilizando un haz de iones de 200pA a 30kV y tomando fotos SEM cada dos pasos de pulido iónico. Para la reconstrucción tomográfica a partir de cortes de FIB se utilizó el software Avizo.

Para poder revelar la morfología de la grieta mediante el pulido secuencial se realizó un ataque de la muestra con ácido fluorhídrico al 5%.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

En la tabla 2 se muestran los resultados de la constante de calibración para las ecuaciones de Anstis y col. y de Laugier. En las Figuras 2 y 3 se muestran los ajustes realizados para las ecuaciones y su coeficiente de correlación.

Tabla 2. Resultados de la calibración para punta Berkovich de las ecuaciones para el cálculo de K_c.

Morfología de grieta	Geometría de indentador	Ecuación	
		Anstis y col.	Laugier
Half-Penny	Vickers	0.016 ± 0.004	
Radial o Palmqvist	Vickers		0.015 ± 0.026
Radial o Palmqvist	Berkovich	0.026 ± 0.001	0.022 ± 0.001

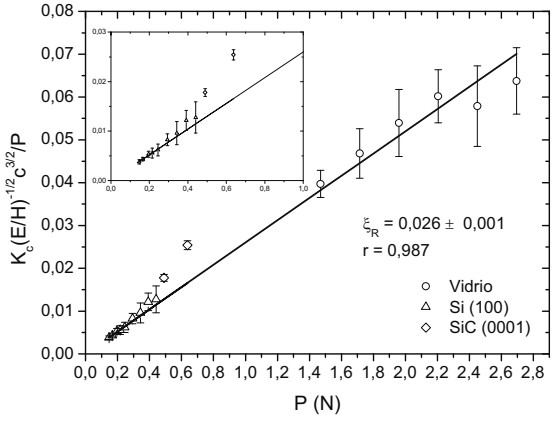


Figura 2. Ajuste de la ecuación de Anstis y col. para una geometría de indentador Berkovich y una morfología de grieta radial o Palmqvist.

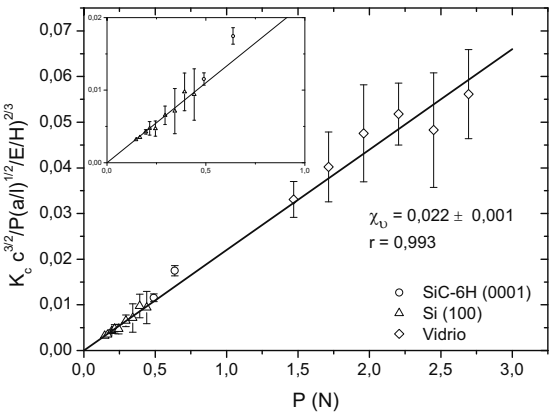


Figura 3. Ajuste de la ecuación de Laugier para una geometría de indentador Berkovich y una morfología de grieta radial o Palmqvist.

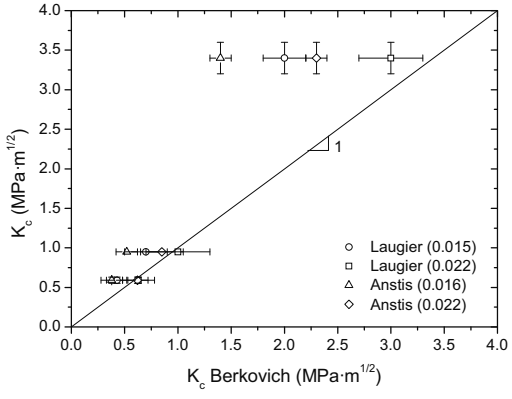


Figura 4.Comparación entre la tenacidad calculada por nanoindentación Berkovich y los valores calculados por otras técnicas.

En las figuras 2 y 3 puede observarse que la ecuación que presenta un mejor ajuste para los materiales analizados es la ecuación de Laugier (ecuación (2)). Teniendo en cuenta las constantes obtenidas por los ajustes efectuados en las figuras 2 y 3 (ξ = 0.026 para la ecuación de Anstis y col., y χ_υ = 0.022 para la de Laugier), en la tabla 3 se presentan los valores de K_C calculados para los materiales estudiados.

Tabla 3.Comparación de la K_c calculada utilizando la ecuación de Anstis y col. y la ecuación de Laugier con las diferentes calibraciones reportadas en la tabla 2.

Ecuación	**Material**		
	Vidrio	**Si (100)**	**SiC-6H (0001)**
Anstis y col. (ξ = 0.016)	0.4 ± 0.1	0.52 ± 0.1	1.4 ± 0.1
Anstis y col. (ξ = 0.026)	0.6 ± 0.1	0.85 ± 0.2	2.3 ± 0.1
Laugier (χ_υ = 0.015)	0.4 ± 0.1	0.7 ± 0.2	2.0 ± 0.2
Laugier (χ_υ = 0.022)	0.6 ± 0.2	1.0 ± 0.3	3.0 ± 0.3

Se puede observar que la ecuación que presenta una mejor medida de K_c con respecto a las tenacidades calculadas por otras técnicas, es la ecuación de Laugier con una constante de calibración, χ_υ, de 0.022 ± 0.001. En la figura 4 se compara la K_c calculada a partir de métodos convencionales y la K_c calculada por nanoindentación *Berkovich*.

Puede observarse que la ecuación de Laugier, (2) en la que se consideran grietas tipo Palmqvist sin interacción entre las mismas es la que se ajusta mejor al valor real de K_C del material.

Mediante microscopia de haz de iones focalizados (FIB/SEM) y la técnica de pulido secuencial, se ha comprobado el tipo de grietas que se generan en el vidrio con un indentador tipo *Berkovich*. La figura 5 muestra que éstas son radiales e independientes entre sí, y que también se generan grietas laterales. Este resultado indicaría que las grietas deben generarse durante la etapa de carga en la punta del indentador y crecen, debido a la geometría no simétrica del indentador tipo *Berkovich*, en tres planos diferentes, con lo que son independientes entre sí. La formación de grietas radiales, que emana de la punta del indentador, o de grietas *Palmqvist*, que emana de los vértices del indentador, dependerá de la tenacidad del material; cuanto más tenaz sea el material, el sistema de grietas que tenderá a formarse será tipo *Palmqvist*.

El estudio morfológico de las grietas, unido al estudio de las ecuaciones de Anstis y col. y Laugier, lleva a la conclusión que la ecuación de Anstis y col. resulta de dudosa aplicación cuando se utilizan indentadores *Berkovich*, ya que el supuesto de una morfología de grieta tipo *half-penny* no se cumple. La ecuación de Laugier desde un punto de vista fenomenológico sería la más adecuada para su uso, ya que aunque no se generan siempre grietas tipo Palmqvist, la ecuación de Laugier con una calibración adecuada a una geometría de indentador tipo *Berkovich* sería la idónea para el uso del cálculo de K_c en materiales frágiles como en el caso de partículas duras de tamaño micrométrico.

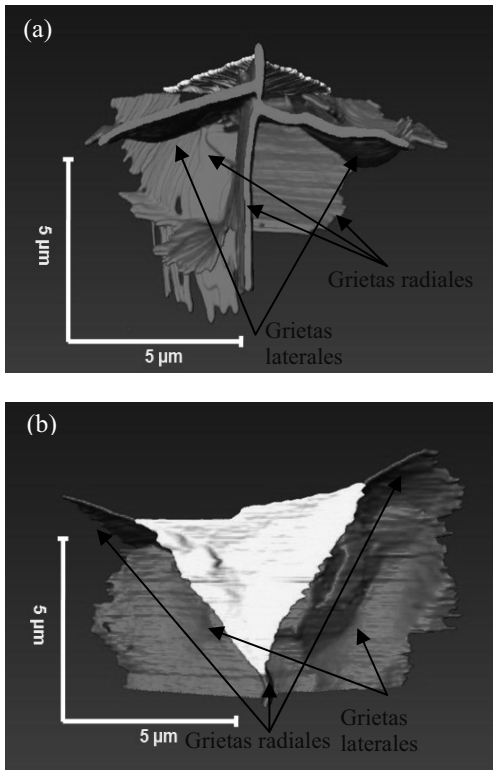


Figura 5. (a), (b) Imagen de FIB y (c) pulido secuencial donde se muestra que el tipo de grieta generada por indentación Berkovich es de tipo radial en ambos casos.

4. CONCLUSIONES

A partir de los resultados de nanoindentación sobre diferentes materiales frágiles se pueden extraer las siguientes conclusiones:

- Los sistemas de grietas observados en indentadores tipo Berkovich son más complejos que los modelos que se utilizan.
- La aplicación de un indentador *Berkovich* sobre materiales frágiles genera una morfología de grieta del tipo radial, La ecuación de Laugier parece ser la más indicada para su uso con indentadores tipo *Berkovich*. El uso de la ecuación de Anstis con indentadores *Berkovich* lleva a un cálculo de la tenacidad de fractura erróneo.
- Para determinar correctamente la tenacidad mediante nanoindentación usando indentadores tipo *Berkovich* se ha realizado una calibración de la ecuación de Laugier sobre diferentes materiales frágiles proponiéndose un valor para la constante χ_0 de 0.022 ± 0.001.

AGRADECIMIENTOS

Este trabajo ha sido parcialmente financiado por ACC1Ó (contrato TECCTA10-1-0001).

REFERENCIAS

[1] Anstis, G.R, Chantikul, P., Lawn, B.R., Marshall, D.B., *A critical evaluation of indentation techniques for measuring fracture toughness.1.Direct crack measurements*, J. Am. Ceram. Soc. (64), pp. 533-538, 1981.

[2] Laugier, M.T., *Palmqvist indentation toughness in WC-Co composites*, J. Mater. Sci. Letters (6), pp. 897-900, 1987.

[3] Lawn, B., *Fracture of Brittle Solids-Second Edition*, Cambridge University Press 1993.

[4] Cook, G.M., Pharr, G.M., *Direct observation and analysis of indentation cracking in glasses and ceramics*, J. Am. Ceram. Soc. (73), pp. 787-817, 1990.

[5] Xin, Y.B, Hsia, K.J, Lange, D.A, *Quantitative characterization of the fracture of Si single crystals by confocal microscopy*, J. Am. Ceram. Soc. (78), pp. 3201-3208, 1995.

[6] Henshall, J.L., Brookes, C.A., *The measurement of K_{Ic} in single-crystal SiC using the indentation method*, J. Mat. Lett. (4), pp. 783-786, 1985

[7] Oliver, W.C., Pharr, G.M., *An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments*, J. Mater. Res. (7), pp. 1564-1583, 1992.

DETERMINACION EXPERIMENTAL DE LA TENACIDAD A LA FRACTURA A PARTIR DEL ENSAYO MINIATURA DE PUNZONADO

E. Cárdenas, F.J. Belzunce, C. Rodríguez , C. Betegón

Escuela Politécnica de Ingeniería de Gijón. Campus de Gijón s/n, 33203, Gijón, España.
E-mail: belzunce@uniovi.es

RESUMEN

Se ha utilizado una chapa de acero API X-70 obtenida por laminación en caliente y su zona afectada térmicamente de grano grueso (región representativa de la máxima dureza y menor tenacidad de la unión soldada realizada con este acero) para determinar la tenacidad a la fractura a temperatura ambiente utilizando tanto probetas miniatura de punzonado (EMP) convencionales, como probetas EMP dotadas de una entalla longitudinal no pasante, realizada mediante micromecanizado, con diferentes relaciones profundidad de entalla/espesor de la probeta (a/t=0.3 y 0.4).
En el caso de los ensayos convencionales se ha utilizado la deformación máxima en la región de rotura como parámetro representativo de la tenacidad, mientras que en el caso de las probetas entalladas se ha determinado la energía consumida hasta el momento en el que se iniciaba el crecimiento de una grieta desde el fondo de la entalla. El inicio de este crecimiento se ha determinado a partir del gráfico registrado en el ensayo y observando, en un microscopio electrónico de barrido, las probetas ensayadas tras la ejecución de ensayos interrumpidos a diferentes porcentajes de la carga en relación a la carga máxima. Los resultados obtenidos se han comparado con el valor de la integral J crítica determinada en ensayos normalizados (curvas J-R) y se han justificado las diferencias encontradas.

ABSTRACT

A hot rolled API X-70 steel plate and its coarse grain heat affected zone (region which has the maximum hardness and lower toughness of the welded joint made using this steel) were employed to obtain the room temperature fracture toughness by means of conventional small punch tests (SPT) and longitudinally notched SPT specimens. In this latter case, the notches were manufactured by micromachining different notch depth-to-thickness ratios (a/t=0.3 and 0.4).
The representative toughness parameter used with the conventional SPT tests was the maximum strain directly measured in the failed region while, in the case of the notched samples, the consumed energy until the initiation of a crack from the tip of the notch was considered the most useful selected parameter. The moment of crack initiation was determined directly from the load-displacement plot of each test with the aid of scanning electron microscope observations performed on different samples, which tests were interrupted at different percentages of the maximum registered load. The obtained results have been compared with the critical J values of the steels determined using standard tests (J-R curves) and the encountered differences have been justified.

PALABRAS CLAVE: Fractura, Aceros API, Ensayo Miniatura de Punzonado.

1. INTRODUCCIÓN

La evaluación de las propiedades mecánicas de los componentes estructurales así como la valoración de su posible degradación durante su prolongado servicio son aspectos fundamentales a la hora de asegurar la integridad estructural de cualquier instalación y su vida residual. La caracterización del comportamiento mecánico de los materiales estructurales, a excepción de su dureza, es por definición destructiva, ya que requiere la extracción directa de probetas de ensayo del componente a evaluar. Resulta entonces muy interesante poder disponer de ensayos que utilizan probetas miniatura, de manera que pudieran ser extraídas de los componentes en servicio sin menoscabo de su operatividad. Uno de estos ensayos es el Ensayo Miniatura de Punzonado (EMP), que utiliza probetas cuadradas de 10x10 mm y 0.5 mm de espesor, de tal manera que, a todos los efectos, especialmente cuando se utiliza con grandes componentes, puede considerarse un ensayo quasi-no destructivo [1].

El ensayo miniatura de punzonado (EMP o SPT, "Small Puch Test") se está utilizando para determinar las propiedades mecánicas de los materiales metálicos utilizando probetas muy pequeñas, lo que permite caracterizar materiales cuando la cantidad disponible es muy escasa o cuando la región que se desea evaluar es muy pequeña, como es el caso por ejemplo, de la zona afectada térmicamente de una soldadura (ZAT), un recubrimiento o la capa de material afectado por un tratamiento superficial. El ensayo miniatura de punzonado comenzó a utilizarse en la industria nuclear en las décadas de los años 80 y 90 con objeto de determinar, de un modo fiable, el deterioro de los materiales metálicos sometidos a irradiación nuclear, habiéndose demostrado la posibilidad de obtener los parámetros mecánicos convencionales de los materiales metálicos y parámetros de daño (límite elástico,

resistencia a la tracción, alargamiento y temperatura de transición dúctil-frágil) [2-6]. Posteriormente, algunos autores apuntaron la posibilidad de obtener también parámetros de fractura (K_{IC}, energía de fractura, …), utilizando el mismo tipo de probetas que para el análisis convencional (pequeñas probetas sin ningún tipo de entalla) [7,8]. No obstante, aunque los resultados obtenidos han sido prometedores, en la actualidad todavía no existe ningún procedimiento capaz de determinar con una fiabilidad suficiente la tenacidad a la fractura de un material a partir del ensayo miniatura de punzonado. Además, dado que la tenacidad a la fractura se define como la energía necesaria para iniciar el crecimiento de una grieta preexistente, parecería indispensable la utilización de una probeta miniatura preagrietada, a fin de determinar esta importante propiedad, indispensable para asegurar la integridad estructural de muchos componentes.

En este trabajo se han analizado dos procedimientos de evaluación de la tenacidad a la fractura, J_{Ic}, de materiales elastoplásticos a partir del ensayo EMP, el primero utilizando probetas miniatura convencionales (sin entallar) y el segundo a partir de las mismas probetas entalladas mediante micromecanizado. Se han obtenido las curvas carga-desplazamiento en estos ensayos y en el caso de las probetas entalladas se han realizado ensayos interrumpidos a distintos porcentajes de la carga máxima, con objeto de determinar con la máxima precisión el punto de inicio del crecimiento de la grieta. Los valores obtenidos se han comparado con los determinados mediante ensayos convencionales realizados sobre probetas SENB normalizadas.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.1. Materiales

En este trabajo se ha utilizado una chapa de 15 mm de espesor de acero API X-70, microaleada con niobio y vanadio, obtenida mediante técnicas de laminación controlada. La composición química del acero se muestra en la tabla 1.

Tabla 1 Composición química del acero API X-70

%C	%Mn	%Si	%S	%P	%Nb	%V
0.12	1.55	0.23	0.003	0.017	0.049	0.06

Además, la región de grano grueso de la zona afectada térmicamente en el soldeo de este acero (ZAT: X70TT) ha sido simulada a partir de un tratamiento térmico consistente en introducir un bloque de 200x120x15 mm de este acero en un horno calentado a 1100ºC, mantenerlo durante 45 minutos y aplicar posteriormente un enfriamiento brusco en agua. Puede verse en [9] que la microestructura y dureza obtenidas en este tratamiento simulado corresponden fielmente a las características medidas sobre soldaduras reales realizadas sobre esta chapa de acero.

2.2. Ensayos EMP

Los ensayos EMP se llevaron a cabo en un dispositivo diseñado y fabricado en la Escuela Politécnica de Ingeniería de Gijón, adaptado a una máquina de ensayos Instron 5582. Este dispositivo consta de dos matrices, una fija, situada en la parte inferior, donde se coloca la probeta, empotrada en todo su contorno, y una matriz superior móvil, mediante la cual se aplica la carga a través de un punzón de cabeza semiesférica de 2.4 mm de diámetro. El punzón obliga a la probeta a deformarse en el interior de un hueco de 4 mm de diámetro. La velocidad de aplicación de la carga utilizada en todos los ensayos fue de 0.2 mm/min.

Con objeto de determinar los valores del desplazamiento del punzón del modo más preciso posible, se ha utilizado un extensómetro COD de MTS colocado entre los extremos de las dos matrices.

Las probetas utilizadas en estos ensayos se extrajeron de lajas de aproximadamente 0.5 mm de espesor, que fueron cortadas por electroerosión y posteriormente fueron cortadas de nuevo hasta su dimensión final de 10x10 mm, utilizando para ello una cortadora metalográfica de precisión.

La figura 1 muestra un esquema de los útiles empleados en la ejecución de estos ensayos.

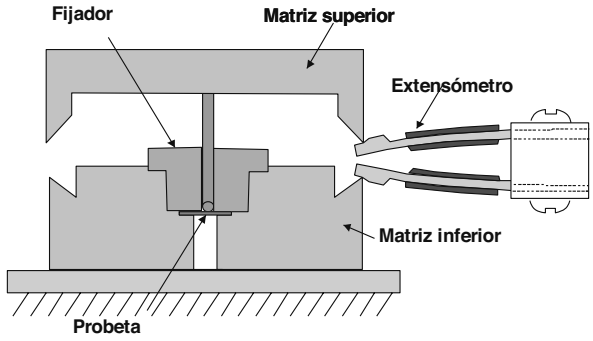


Figura 1. Esquema del utillaje utilizado en la realización de los ensayos EMP

Utilizando las probetas EMP convencionales, diversos investigadores [10-12] han mostrado que parece resultar posible determinar la tenacidad a la fractura utilizando correlaciones adecuadas con la deformación biaxial máxima determinada en la región de rotura de la probeta EMP, ε_{3f}.

$$\varepsilon_{3f} = -(\varepsilon_1 + \varepsilon_2) = \ln(t / t_f) \qquad (1)$$

t es el espesor inicial de la probeta y t_f el final.

Para la medida experimental de este parámetro, se ha procedido a cortar diametralmente la probeta EMP tras su ensayo, a continuación se ha embutido en resina, se ha desbastado y pulido para, finalmente, proceder a la

medida del espesor correspondiente a la sección donde se produjo de rotura con la ayuda de un analizador de imágenes Omnimet de Buehler. La figura 2 muestra el aspecto de una probeta EMP embutida y preparada para la medida del espesor final en su región de fractura.

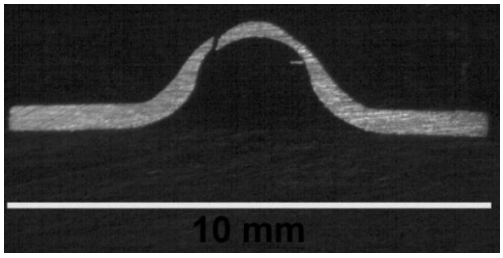


Figura 2. Medida del espesor de la región de fractura en una probeta EMP. 100x

En este trabajo también se utilizaron probetas EMP entallada. Sus dimensiones serán similares a las probetas convencionales pero fueron dotadas de una entalla longitudinal no pasante que se extendía a lo largo de una de las caras desde el centro de uno de los lados hasta el centro del lado opuesto. Se trabajó con dos profundidades de entalla, *a*, cuya relación con el espesor inicial de la probeta, *t*, fue de 0.3 y 0.4. Estas entallas se realizaron mediante micromecanizado utilizando una herramienta dotada de un ángulo de corte en V de 30º con un radio de curvatura en su vértice de 100 μm. La figura 3 muestra el aspecto del fondo de una de estas entallas. A partir de estas fotografías se comprobó que se obtenían entallas muy uniformes y que el radio medio conseguido en su extremo se situaba en torno a 115 μm.

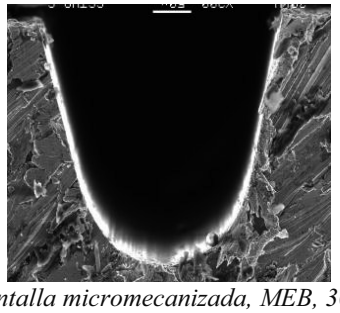


Figura 3. Entalla micromecanizada, MEB, 300x

Por último, las propiedades mecánicas de los aceros se obtuvieron a partir de ensayos de tracción, dureza y de tenacidad a la fractura, utilizando probetas y técnicas de ensayo normalizadas. Para los ensayos de tracción se utilizaron probetas de 10 mm de diámetro, en los ensayos de dureza se utilizó la escala Vickers con una carga de 10 kg y los ensayos para la determinación de la tenacidad a la fractura se realizaron sobre probetas SENB de 14 mm de ancho e igualmente 14 mm de espesor, de acuerdo con la norma ASTM E1820 [13]. Más detalles al respecto se pueden encontrar en [9].

3. RESULTADOS

3.1. Ensayos mecánicos convencionales

La tabla 2 muestra los resultados obtenidos en los ensayos de tracción (módulo elástico, límite elástico, resistencia a la tracción y alargamiento), dureza y tenacidad a la fractura, realizados tanto sobre el acero base como sobre la región de grano grueso de la ZAT del mismo acero.

Tabla 2. Propiedades mecánicas de los aceros

Acero	E GPa	σ_e MPa	σ_R MPa	A %	HV kg/cm^2	J_{IC} kJ/m^2
X-70	215	556	658	24	205	300
ZAT	205	927	1259	13	303	185

Se aprecia claramente que la región de grano grueso de la ZAT del acero API X-70 muestra un notable incremento del límite elástico, resistencia a la tracción y de la dureza, al tiempo que disminuyen muy significativamente tanto el alargamiento como la tenacidad a la fractura. Las diferencias observadas se justifican en virtud de diferencias en la microestructura, que es ferrítica en el caso del acero X-70 (con una proporción de perlita en torno al 3%) y predominantemente bainítica acicular (con una pequeña fracción de ferrita e islas dispersas de martensita) en el caso de la ZAT.

3.2. Ensayos miniatura de punzonado sobre probetas convencionales

La figura 4 muestra, a título comparativo, las curvas de ensayo EMP obtenidas con las muestras de acero X-70 y de su ZAT y se pone de manifiesto que, como cabría esperar de las propiedades expresadas en la Tabla 1, es necesario aplicar una fuerza apreciablemente mayor para deformar la probeta correspondiente a la zona afectada térmicamente, mientras que la deformación a rotura de esta última es algo menor.

El parámetro que hemos utilizado para expresar la tenacidad a la fractura en este ensayo ha sido la medida de la deformación biaxial máxima en la región de rotura, cuya determinación se ha explicado en el apartado anterior.

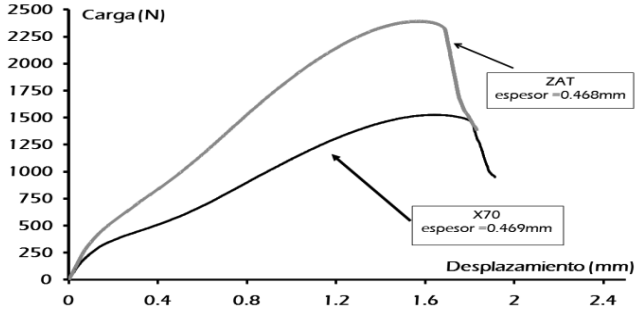


Figura 4. Curvas EMP de muestras de acero X-70 y de su ZAT (probetas de espesor similar)

La tabla 3 muestra los valores obtenidos con los dos materiales ensayados y en la figura 5 se han representado estos valores frente al parámetro crítico de la integral J de los dos aceros evaluados, junto a resultados obtenidos por otros investigadores utilizando aceros diversos y también aleaciones de aluminio.

Tabla 3. Deformación biaxial a rotura de los aceros

Acero	ε_{3f}
X-70	1.07 ± 0.04
ZAT	0.8 ± 0.07

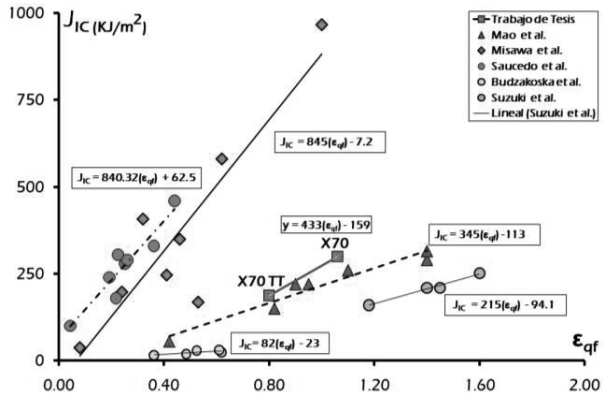


Figura 5. Relación entre la deformación biaxial a rotura y el parámetro crítico de la tenacidad a la fractura J_{Ic}.

La figura 5 muestra también las relaciones encontradas entre estos dos parámetros por los diferentes investigadores, que en el caso de los aceros utilizados en este trabajo se concreta en la siguiente expresión:

$$J_{IC}\ (\mathrm{kJ/m^2}) = 433\ \varepsilon_{3f} - 159 \qquad (2)$$

Los resultados de Mao, obtenidos sobre aceros ferríticos han dado lugar a resultados bastante parecidos a los determinados en este trabajo, no obstante esta figura muestra con claridad que las constantes de la ecuación (2) no son universales, sino que dependen en gran medida del material utilizado.

3.3. Ensayos miniatura de punzonado sobre probetas entalladas

La figura 6 compara el aspecto del gráfico de ensayo obtenido utilizando probetas de los dos materiales con un espesor y tamaño de entalla similares. Se pone de manifiesto que en este ensayo igualmente el acero de mayor límite elástico (ZAT) precisa la aplicación de cargas apreciablemente mayores para lograr deformar y romper las probetas entalladas.

Se ha comprobado también que el punto correspondiente a la carga máxima de todos estos ensayos correspondía al momento en el que la grieta iniciada en el fondo de la entalla se hacía pasante y comenzaba a crecer a lo largo de la longitud de la entalla, por lo que el inicio del crecimiento de la grieta desde el fondo de la entalla practicada ha de tener lugar antes del citado máximo.

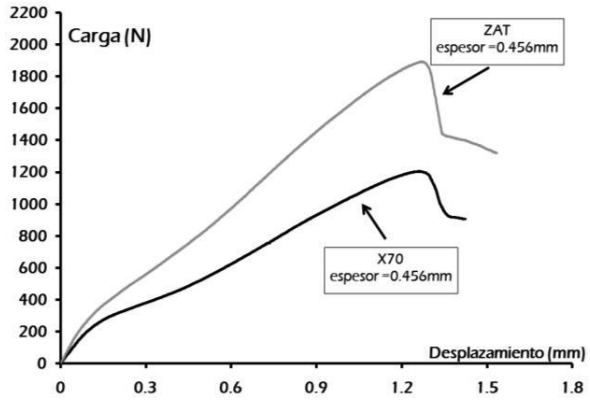


Figura 6. Curvas EMP obtenidas sobre probetas entalladas de los aceros X-70 y ZAT (a/t=0.3)

Se ha tratado de determinar el valor crítico de la integral J en estos ensayos, J_{Ic}, a través de la expresión general de J:

$$J = -(\partial U/\partial A) \qquad (3)$$

La figura 7 muestra un esquema en el que se evidencia el modo como tiene lugar la iniciación y el crecimiento de la grieta en el curso de un ensayo EMP realizado sobre una probeta entallada, mientras que la Figura 8 muestra el aspecto en el microscopio electrónico de barrido de una probeta EMP entallada correspondiente a un ensayo interrumpido tras la iniciación del crecimiento de la grieta. La parte superior, de aspecto ondulado, corresponde a la entalla mecanizada, mientras que en la región central se observa el crecimiento dúctil de la grieta en el ensayo EMP y la zona inferior da cuenta de la rotura frágil final producida, previa inmersión de la probeta en nitrógeno líquido.

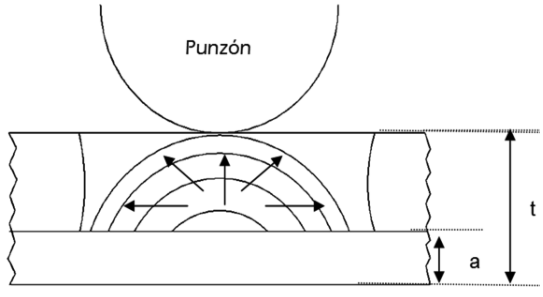


Figura 7. Crecimiento de grieta en el centro de la probeta EMP preentallada.

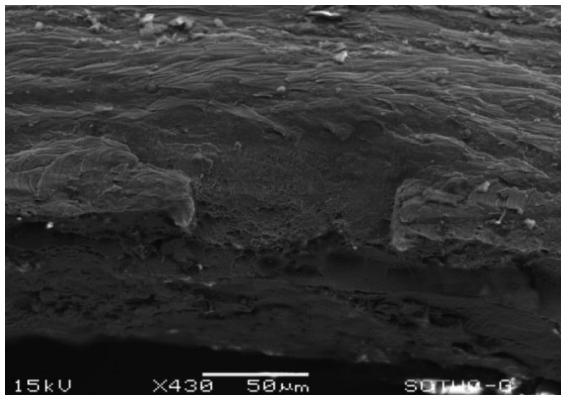


Figura 8. Inicio del crecimiento de grieta en un ensayo realizado sobre una probeta EMP entallada. ZAT.

A partir de las figuras 7 y 8 se puede considerar que la iniciación de la grieta tiene lugar en el centro de la entalla y de un modo simétrico respecto al eje del punzón, extendiéndose hacia la zona de contacto del punzón con la probeta, por lo que parece apropiado considerar que la superficie agrietada sea proporcional a $(t\text{-}a)^2$. De este modo, el valor crítico de J en el momento de la iniciación del crecimiento de la grieta se podría obtener a partir de la expresión siguiente:

$$J = k\,[W_{ini}/(t\text{-}a)^2] \qquad (4)$$

k sería una constante característica y W_{ini} el valor de la energía consumida hasta el momento en el que se inicia el crecimiento de la grieta, que se puede calcular como el área encerrada debajo de la curva obtenida en el ensayo hasta el valor de la carga de iniciación, P_{ini}. Con objeto de definir este valor, se han realizado ensayos interrumpidos a diferentes valores de la carga máxima comprendidos entre el 95% y el 50% y se ha observado el fondo de la entalla de estas probetas en un microscopio electrónico de barrido a fin de apreciar si se había iniciado o no el crecimiento de la grieta. Estas observaciones se han tratado también de relacionar con cambios en la pendiente de la curva registrada en el ensayo, comprobándose que el inicio del crecimiento de la grieta coincidía con el punto del gráfico en el que la pendiente del mismo comenzaba a disminuir. La figura 9 muestra la evolución de la pendiente del gráfico en función del desplazamiento en una de estas probetas y da cuenta de cómo se puede visualizar con precisión la disminución de la citada pendiente que tiene lugar antes de que se alcance la carga máxima.

Operando de este modo se han determinado los valores de W_{ini} de los dos aceros (X-70 y ZAT) para las dos relaciones de entalla utilizadas, a/t=0.3 y 0.4. Los resultados medios obtenidos se presentan en la tabla 4.

Se pone de manifiesto que el valor de la energía de iniciación por unidad de área no parece depender de manera significativa de la relación a/t utilizada (0.3 y 0.4), al tiempo que se observan resultados diferenciados entre los dos aceros. En la figura 10 se ha representado el valor medio de la energía de iniciación por unidad de área (a/t=0.3 y 0.4), obtenido con los dos aceros evaluados, frente la parámetro crítico de la integral J, J_{Ic}, que se había determinado a través de ensayos normalizados (tabla 1).

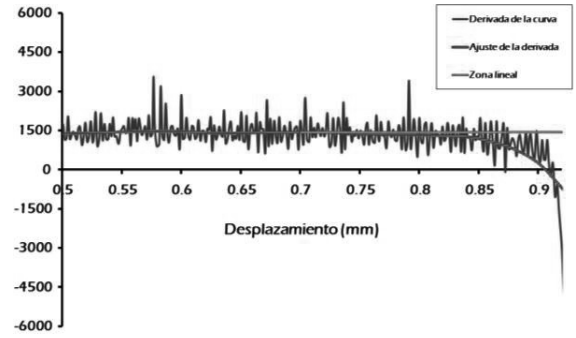


Figura 9. Variación de la pendiente del gráfico del ensayo. ZAT con a/t = 0.4.

Tabla 4. Resultados medios de los ensayos realizados sobre las probetas EMP entalladas.

Acero	a/t	P_{max} (N)	P_{ini} (N)	W_{ini} (J)	$W_{ini}/(t\text{-}a)^2$ (kJ/m^2)
X-70	0.3	1187	1009	0.54	5413
X-70	0.4	1081	918	0.45	5490
ZAT	0.3	1856	1392	0.63	4682
ZAT	0.4	1444	1083	0.38	4277

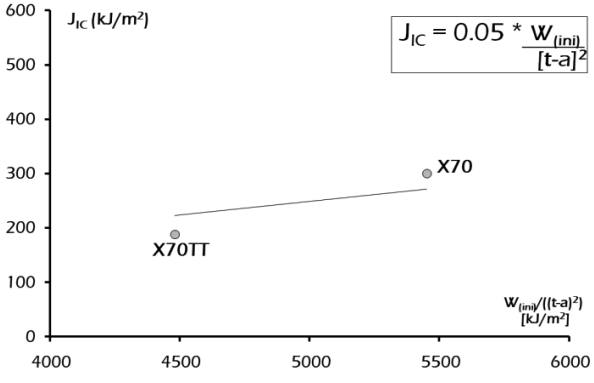


Figura 10. Representación gráfica de la energía de iniciación por unidad de área frente a J_{Ic}.

La relación encontrada entre estos dos parámetros ha sido:

$$J = 0.05[W_{ini}/(t\text{-}a)^2] \qquad (5)$$

4. CONCLUSIONES

En este trabajo se ha puesto de manifiesto la posibilidad de determinar el valor crítico de la tenacidad a la fractura en régimen elastoplástico, J_{Ic}, mediante el

ensayo de probetas miniatura de punzonado utilizando dos métodos diferentes.

El primero de ellos parte de la medida de la deformación biaxial a rotura del ensayo EMP realizado sobre probetas convencionales no entalladas y utiliza correlaciones, que se ha comprobado que no son universales, por lo que deben obtenerse previamente con el material que se desea caracterizar. Además, la utilidad de este método es dudosa, ya que el parámetro determinado en el ensayo EMP (deformación a rotura) es conceptualmente muy diferente al parámetro J_{Ic}, que representa la energía necesaria para iniciar el crecimiento de una grieta preexistente.

El segundo método utilizado parte del ensayo de una probeta EMP previamente entallada y consiste en la determinación de la energía necesaria para iniciar el crecimiento de la grieta desde el fondo de la entalla, habiéndose comprobado que resulta además factible definir el punto en el que se inicia el crecimiento de la grieta a partir de la evaluación de la pendiente del gráfico fuerza-desplazamiento registrado en el ensayo. Se ha determinado la correlación existente entre este parámetro y la tenacidad, J_{Ic}, en el caso de un acero API estructural y de su unión soldada. De cualquier manera, resultaría conveniente utilizar esta misma metodología de ensayo con otros aceros y aleaciones metálicas con objeto de ver la consistencia de la misma.

5. CONSIDERACIONES FINALES

Finalmente, merece la pena consignar varios puntos importantes de cara a la utilización de este método de ensayo para la determinación del parámetro J_{Ic}. En primer lugar, el ensayo EMP se ha realizado sobre una probeta entallada mediante micromecanizado, que si bien asegura un frente uniforme no permite realizar grietas agudas, como hubiera sido deseable. En segundo lugar, el espesor de la probeta EMP es de 0.5 mm, y es bien conocido que en esta situación el grado de constricción existente en el frente de la grieta será claramente inferior al que predomina en el caso de las probetas de fractura normalizadas utilizadas para la determinación del parámetro J_{Ic}. Este hecho puede ser sin embargo utilizado con ventaja para caracterizar el comportamiento a fractura de materiales en situaciones prácticas de baja constricción. Por último, es necesario igualmente destacar que la iniciación del crecimiento de la grieta en un ensayo de fractura normalizado se define por convenio en un crecimiento de 0.2 mm, mientras que en el ensayo EMP el ligamento resistente (t-a) en el caso de las entallas analizadas en este trabajo era respectivamente de 0.35 y 0.3 mm para las probetas con a/t = 0.3 y 0.4, de manera que el inicio del crecimiento tal y como se ha definido correspondía a la formación de grietas con longitudes en torno a solo unas decenas de micrómetros.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer la financiación concedida por el Ministerio de Ciencia e Innovación a través del Proyecto MAT2008-06879-C03-01

REFERENCIAS

[1] Fleury E. y Ha J.S., International Journal of Pressure Vessels and Piping, 75, 699-706, 1998.
[2] Contreras, M.A., Tesis Doctoral, Universidad de Oviedo, 2007.
[3] Vorliceck et al., Journal of Materials Science, 30, 2936-2943, 1995.
[4] Autillo, J., Contreras, M.A., Betegón, C., Rodríguez, C., Belzunce, F.J., Anales de Mecánica de la Fractura, 23, 77-83, 2006.
[5] Contreras, M.A., Rodríguez, C., Belzunce, F.J., Betegón, C., Fatigue and Fracture Engineering Materials Structures, 31, 727-737, 2008.
[6] Peñuelas I., Cuesta I., Betegón C., Rodríguez C, Belzunce F.J.; fatigue and fracture of engineering materials and structures, 32, 872-885, 2009
[7] Mao X., Takahashi H. and Kodaira K., Materials Science and Engineering A, 150, 231-236, 1992.
[8] Shekhter A., Kim S., Carr D.G. , Croker A.B.L. y Ringer S.P., International Journal of Pressure Vessels and Piping, 79, 611–615, 2002.
[9] Cárdenas E., Tesis Doctoral, Universidad de Oviedo, 2010.
[10] Mao X., Takahashi H., Journal of Nuclear Materials, 150, 42-52, 1987.
[11] Misawa T. et al., Journal of Nuclear Materials, 168, 225-232, 1989.
[12] Saucedo-Muñoz M.L. et al., Cryogenics, 41, 713-719, 2001.
[13] ASTM E1820, Standard test method for measurement of fracture toughness, ASTM, 1999.

CARACTERIZACIÓN DEL COMPORTAMIENTO TERMOMECÁNICO DE ALEACIONES SOLDADAS 6082-T6

A. Muñoz[1], J.L. Mier[1], P. Torres[2], M. Toledano[2]

[1]Departamento de Ingeniería Industrial II, E.P.S. de Ferrol. Universidade da Coruña, A Coruña

[2]Área de Ciencia e Ingeniería de Materiales, E.T.S.I. Caminos, Canales y Puertos. Universidade da Coruña
Campus de Elviña s/n, 15071 Coruña.
E-mail: mar.toledano@udc.es

RESUMEN

El auge del empleo de aleaciones de aluminio bonificable del tipo aluminio-magnesio-silicio (6082) en el ámbito de la ingeniería se debe principalmente a su alta resistencia específica, su buen comportamiento frente a la corrosión y su soldadura que, debido a los avances técnicos, se realiza cada vez con mejores resultados. Ahora bien, las soldaduras de aluminio resultan muy difíciles y los cambios microestructurales que se producen en la ZAC pueden modificar de manera significativa las propiedades mecánicas del material, destacando la microdureza y la resistencia a fatiga. Cuando además, las estructuras en las que se usan estos materiales están sometidos a ambientes agresivos, la incertidumbre en la respuesta de la aleación, es todavía mayor. En este contexto, el grupo firmante de este trabajo ha comenzado un proyecto de investigación en el que se pretende alcanzar un mayor conocimiento sobre las tranformaciones metalúgicas que tienen lugar en este tipo de aleaciones Al-Mg-Si soldables y asociarlas con la respuesta del material soldado (por prodimiento TIG) cuando se somete a condiciones de fatiga y corrosión. Los resultados que se presentan en este artículo son los datos preliminares obtenidos en la caracterización mecánica a tracción y fatiga de la aleación de referencia, así como los datos de microdureza de la ZAC transcurridos uno, seis y diez meses después de realizada la soldadura y de las trasformaciones metalúrgicas ocurridas en la ZAC tras un periodo de estabilización de seis meses.

ABSTRACT

The use of hardening and tempering aluminium alloy of aluminium-magnesium-silicon type (6082) in the field of engineering is mainly due to their high specific strength, good corrosion behaviour and welding, due to advances, is performed each time with better results. Now, the aluminium welds are very difficult and the microstructural changes that occur in the HAZ can significantly modify the mechanical properties of the material, highlighting the hardness and resistance to fatigue. As well, when the structures that use these materials are subjected to aggressive environments, uncertainty in the response of the alloy, is even greater. In this context, the aim of researchers is to achieve a greater knowledge of metal transformations taking place in this type of solder alloys Al-Mg-Si and connect the response of the material welded by TIG when subjected to conditions of fatigue and corrosion. The results presented in this article are the preliminary data on the mechanical behaviour in tension and fatigue of the reference material, and the data of microhardness of the HAZ after one, six and ten months after welding and metallurgical transformations occurring in the HAZ after a stabilization period of six months.

PALABRAS CLAVE: fatiga, aluminio, soldadura.

1. INTRODUCCIÓN

Las aleaciones de Al-Mg-Si para forja (serie 6000) se pueden tratar térmicamente mediante el proceso denominado envejecimiento en el cual tiene lugar la precipitación de zonas de Guinier Preston (GP) y fases coherentes (β" y β´) con la matriz α. La aparición de estas fases lleva consigo un aumento de la dureza y resistencia mecánica de estas aleaciones. Sin embargo, la transformación de estos precipitados en fases incoherentes (β) da lugar al fenómeno denominado sobreenvejecimiento [1], en el cual se tiene un deterioro de las propiedades mecánicas. La secuencia total de precipitación a partir de una matriz α saturada hasta conseguir el equilibrio termodinámico sería la siguiente [2,3]:

$$\alpha\ (sss) \rightarrow \text{zonas GP} \rightarrow \beta'' \rightarrow \beta' \rightarrow \beta \qquad (1)$$

Las soldaduras de aluminio resultan muy difíciles, normalmente las características mecánicas del aluminio se deben al estado de acritud y al tratamiento térmico de las mismas. Estas características pueden verse afectadas de forma importante aunque solo sea localmente por el calor aportado en el proceso de soldeo. En los procesos de soldadura se somete a la aleación a un ciclo térmico de calentamiento y enfriamiento que altera su microestructura. A la zona del material base donde sucede esto se la denomina zona afectada por el calor (ZAC). La parte del material adyacente al cordón de soldadura se ve sometida a temperaturas cercanas al punto de fusión del material que lleva consigo la solubilización de los precipitados que se hayan obtenido según la secuencia (1). Dependiendo de la velocidad de enfriamiento posterior se puede obtener una solución sólida saturada α (sss) si es alta o, si es lenta, la precipitación de las fases descritas, factores que influirán de manera decisiva en las propiedades termomecánicas. En las aleaciones tratables térmicamente, como las Al-Mg-Si, el empleo de la calorimetría diferencial de barrido (DSC) se ha aplicado en el estudio de las transformaciones en estado sólido en la zona afectada por el calor de la soldadura [4,5], estudiando en dicha zona fenómenos como el aumento de tamaño de los precipitados [6], el sobreevejecimiento y la solubilización de precipitados preexistentes a la soldadura, el pre-envejecimiento de la aleación posterior a la soldadura en determinadas zonas y la influencia del choque térmico, así como el uso de microaleantes en la formación de precipitados.

Todos estos cambios que tienen lugar en la microestructura debido al proceso de la soldadura estarán asociados con cambios en las propiedades mecánicas [7-10]. Dentro de esta área, el cambio en la respuesta a fatiga es un factor de especial importancia en las aleaciones de aluminio de alto valor añadido, empleadas en la fabricación de componentes en plataformas offshore, donde además de condiciones de solicitación cíclica están sometidos a procesos de corrosión. Hasta la fecha se han realizado muchos trabajos sobre cómo las trasformaciones térmicas del material base pueden afectar al comportamiento mecánico de la unión soldada en las aleaciones de aluminio a temperatura ambiente, y comparando diversos tipos de soldadura [11,12], pero hasta el momento, no existen datos concluyentes sobre el comportamiento mecánico en corrosión-fatiga y su relación con las transformaciones microestructurales asociados a la soldadura.

Dentro de este contexto, el trabajo que se presenta en este artículo corresponde a la primera fase de un proyecto más ambicioso, en el que se pretende responder a las necesidades de una industria cada vez más grande en la que los materiales de alta resistencia, que han sido soldados pueden estar sometidos a solicitaciones de tipo dinámico, además de trabajar en ambientes agresivos. El programa de ensayos que se ha establecido en relación con los ensayos de fatiga está dividido en cuatro categorías:

A1- Probetas soldadas corroídas y envejecidas durante 6 meses.
A2- Probetas soldadas sin corroer y envejecidas durante 6 meses.
A3- Probetas sin soldar corroídas.
A4- Probetas sin soldar y sin corroer.

De los resultados de este proyecto se podrá evaluar cómo influyen los cambios microestructurales y el ambiente agresivo en el rendimiento de la aleación de aluminio AA6082-T6, con el fin de optimizar el empleo de estas aleaciones soldadas.

2. MATERIALES

La aleación de aluminio 6082 es una aleación de alta resistencia, la más alta de las aleaciones de la serie 6000, y que se utiliza principalmente en la construcción de maquinaria industrial, armamento, blindaje e ingeniería en general debido a su alta resistencia.

2.1. Composición química

En la Tabla 1 se describe la composición nominal del material.

Tabla 1. Composición de la aleación de aluminio

	Al	**Si**	**Mg**	**Mn**	**Fe**
6082	bal	0.7-1.3	0.6-1.2	0.4-1.0	0.5

2.2. Características físicas y mecánicas

La aleación 6082 es la más común de las aleaciones de aluminio tratables térmicamente. Es una aleación usada generalmente en la condición de totalmente tratada en caliente, esto es, 6082-T6, y empleada tanto en estructuras soldada como no soldadas. Entre sus principales características destaca unas buenas propiedades físicas junto a una buena resistencia a la corrosión. Aunque según se comentó en la introducción uno de los principales problemas que existe en el diseño de estructuras con este tipo de material es la pérdida de resistencia en las uniones soldadas en la zona afectada por el calor.

3. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

3.1 Evaluación de la resistencia a tracción y fatiga

Los ensayos orientados a evaluar la respuesta a tracción y fatiga fueron realizados en el laboratorio de Ciencia de Materiales de la E.T.S.I de Caminos de la Universidade da Coruña (UDC). Este laboratorio obtuvo en el 2010 la certificación de AENOR para su Sistema de Gestión conforme a los requisitos de la Noma UNE-

EN ISO 9001:2008, para las actividades de "Ensayos de tracción, compresión, flexión y fatiga de materiales sólidos".

El equipo utilizado tanto en tracción como en fatiga es una máquina de ensayos servohidráulica de la marca Instron actualizada con un controlador de torre Fast Track de la serie 8800. El programa empleado para el diseño de los ensayos es el software WaveMaker. La célula de carga de 100 kN utilizada tanto en los ensayos de tracción como en los de fatiga está calibrada por patrones con trazabilidad a un laboratorio acreditado por la entidad UKAS del Reino Unido. Como resultado de estas calibraciones se determinó que la incertidumbre relativa del sistema de fuerza en todo el intervalo de medida es del 0.22%.

Los ensayos de tracción se realizaron siguiendo las indicaciones de la noma ASTM E8M-92 a temperatura ambiente y con una velocidad de desplazamiento del actuador de posición de 1mm/min. Para determinar la resistencia a tracción y límite elástico del material de referencia se realizaron dos ensayos de tracción y se calculó el valor medio de los resultados obtenidos.

Los ensayos de fatiga se realizaron en condiciones de solicitación axial, aplicando una carga senoidal a la frecuencia de 15Hz y con relación de cargas (R) de 0.1. La geometría de las probetas fue la misma que las utilizadas en el ensayo de tracción, según indicaciones de la norma ASTM.

3.2 Metodología empleada en las soldaduras

Para la preparación de los cupones soldados se siguió el procedimiento descrito en al norma UNE-EN 1320. El material de partida son planchas de 1000 x 1000 x 2mm de la aleación de aluminio 6082-T6. Esta plancha fue dividida en cupones rectangulares de 300 x 150 x 2mm Estos cupones se soldaron a tope por arco, bajo atmósfera inerte y mediante el procedimiento TIG. Las condiciones utilizadas en el proceso de la soldadura se indican a continuación.

- Soldadura por las dos caras
- Diámetro del electrodo: 2.4 mm
- Intensidad: 30 a 160 A
- Voltaje: de 10 a 40 V
- Velocidad de soldadura: de 10 a 20 cm/min.
- Material de aporte: R5356

A partir de estos cupones se han mecanizado las probetas utilizadas en los ensayos de fatiga y también se han obtenido las muestras para los ensayos de DSC y microdureza. En el mecanizado de las probetas se descartaron 25mm de los bordes perpendiculares al cordón de soldadura.

La medida de la microdureza y DSC se realizó en los laboratorios de la Escuela Politécnica Superior de Industriales y Navales de Ferrol de la UDC.

3.3 Evaluación de la microdureza

Para la medida de microdurezas Vickers se utilizó un microdurómetro Akashi modelo MVK-H-10 con cargas de 300 y 500g. Las medidas se hicieron sobre las probetas soldadas a periodos determinados con objeto de evaluar el tiempo de estabilización del material, y conocer la evolución de la dureza con el envejecimiento natural de la aleación. Los datos se tomaron a un mes, seis meses y diez meses de efectuada la soldadura.

3.4 Análisis por DSC

La calorimetría diferencial de barrido es una técnica de gran interés en la identificación de las reacciones en estado sólido del material, en particular, en el caso que nos ocupa en la caracterización de las transformaciones microestructurales que puedan producirse en la soldadura.

El análisis por calorimetría diferencial de barrido se realizó en las probetas soldadas en la zona afectada por el calor (ZAC). Las medidas fueron hechas transcurridos seis meses después de la soldadura. En este proceso se empleó un calorímetro diferencial de barrido (DSC) Q1000 de la marca TA Instruments. La muestra se introdujo en un crisol de aluminio, se encapsuló y se sometió a un calentamiento desde temperatura ambiente hasta 500ºC a una velocidad de calentamiento de 20ºC/min en aire.

5. RESULTADOS

5.1. Respuesta a tracción

Los resultados del ensayo de tracción en las probetas de referencia se presentan en la tabla 2. En esta tabla también se indica el valor de la dureza Vickers de la aleación base.

Tabla 2. Propiedades mecánicas en tracción y dureza.

Aleación	σ_{uts} (MPa)	σ_{ys} (MPa)	Alargamiento 50mm (%)	E GPa)	Dureza Vickers
6082-T6	316	275	16	71	105

5.2. Respuesta a fatiga

Una vez hallado el límite elástico mediante ensayos a tracción para la aleación 6082 en el estado T6 (275MPa), se realizaron una serie de ensayos a fatiga para estimar la vida útil y límite de fatiga.

Las cargas máximas aplicadas se fijaron en el 55%, 70%, 80% y 90% del valor del límite elástico, como se

muestra en la tabla 3. Para un nivel de carga dado, la finalización del ensayo de fatiga se produce cuando el material rompe o bien cuando se cumple la condición de superar el límite tecnológico de ciclos, que se fijó en $2x10^6$ ciclos [13].

Tabla 3. Cargas máximas ensayadas a fatiga.

Límite elástico (σ_{ys})	**275**	**MPa**
Cargas a ensayar		
55%	151	MPa
70%	193	MPa
80%	220	MPa
90%	248	MPa

En la figura 1 se han representado los valores experimentales obtenidos en el ensayo de fatiga para los distintos niveles de carga.

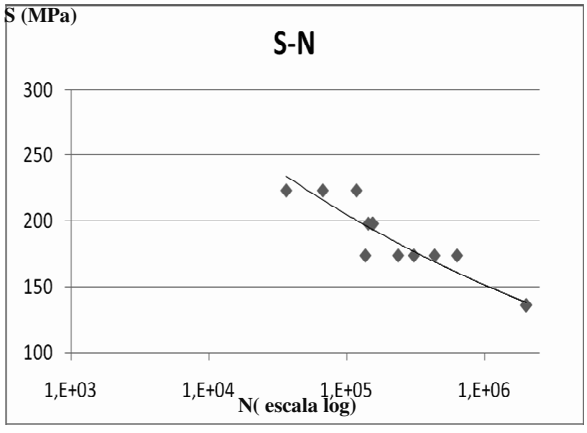


Figura 1. Curva S-N para la aleación de aluminio 6082-T6.

Estos puntos mostrados en la figura 1 han sido ajustados por la ecuación:

$$S = A(\log N)^{-m} \qquad (2)$$

Como resultado del ajuste los valores de las constantes A y m, así como del coeficiente de regresión son los mostrados en la tabla 4.

Tabla 4. Coeficientes del ajuste en la curva S-N.

A	**m**	**R^2**
934.22	0.132	0.897

En el análisis de la respuesta a fatiga, además de analizar la forma de la curva S-N se ha evaluado el límite de fatiga. El procedimiento empleado ha sido el método estadístico de máxima verosimilitud, que toma como base la hipótesis de normalidad en la distribución del límite de fatiga [14]. En la tabla 5 se indican los datos utilizados para el cálculo.

Tabla 5. Datos del ensayo de fatiga utilizados para cálcular el límite de fatiga.

S (MPa)	**fallos**	**run outs**
136	0	3
174	5	0
198	3	0
223	3	0

La función de probabilidad que se maximiza para conseguir la máxima verosimilitud es:

$$V = \prod_{i=1}^{nstresses} [1 - F(S_i, \mu, \sigma)]^{ri} [F(S_i, \mu, \sigma)]^{fi}$$

Donde r_i es el número de run-outs (probetas supervivientes) al nivel de carga i-ésimo, f_i es el número de fallos observados al mismo nivel de carga, μ es la media, que en nuestro caso será el límite, σ es la desviación típica, y F es la probabilidad acumulada de fallo, que se obtiene de la ecuación:

$$F(S, \mu, \sigma) = \int_{-\infty}^{S} \frac{1}{\sigma\sqrt{2\pi}} \exp[-\frac{1}{2}(\frac{\mu - x}{\sigma})^2]dx$$

Los resultados obtenidos para el límite de fatiga y la desviación típica asociada se muestran en la tabla 6.

Tabla 6. Límite de fatiga y desviación típica para la aleación de aluminio 6082-T6. (Datos en MPa).

μ	**σ**
154.42	0.47

5.3. Evolución de la microdureza

En el gráfico de microdurezas (figura 2) se puede ver que los valores más altos de durezas, entre 83 y 75 HV, se alcanzan en la zona de la ZAC cuyo espesor es de 2 mm aproximadamente. La dureza del material base no afectado por el calor es menor y disminuye con la distancia al cordón de soldadura alcanzándose un valor mínimo de 56 HV a los 6 mm del cordón después de 6 meses de efectuada la soldadura.

54. Resultados asociados a las medidas del DSC

En la figura 3 se puede ver la curva DSC de la ZAC a los seis meses de la soldadura.

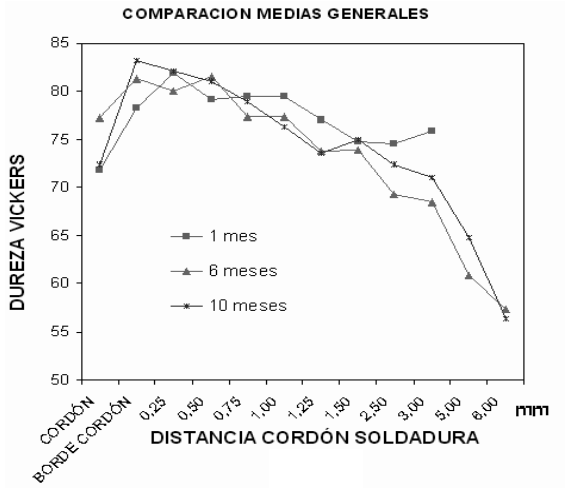


Figura 2. Evolución de la microdureza con el tiempo y la distancia al cordón de soldadura.

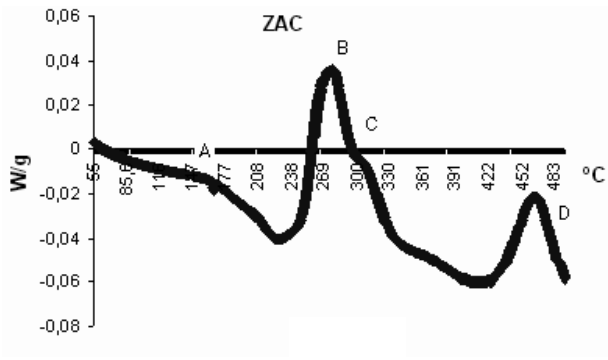


Figura 3. Curva DSC de la zona afectada térmicamente.

En la figura 3 asociada a los resultados obtenidos en el DSC se distingue un primer pico exotérmico aproximadamente a 150ºC que coincide con la temperatura de envejecimiento T6 en el que se suministró el material, y dos máximos exotérmicos solapados entre 240 y 330ºC. Por su parte, a 457ºC se observa otro pico correspondiente a la aparición del precipitado incoherente Mg_2Si. En el caso de una aleación Al-Mg-Si que se haya sometido a un proceso de solubilización y temple, el termograma presentaría la siguiente secuencia de precipitación: en primer lugar un pico A exotérmico correspondiente a la aparición de las zonas de Guinier-Preston (GP); los siguientes picos exotérmicos, B y C, estarían relacionado con la aparición de las fases β´´ y β´, por este orden, y el último pico exotérmico D correspondería a la aparición de la fase β incoherente [15].

6. CONCLUSIONES

Para la aleación de aluminio 6082-T6 se ha evaluado el comportamiento a tracción y a partir del valor del límite elástico del 0,2% se ha definido el rango de valores en el que se realizan los ensayos de fatiga. A la vista de estos resultados se considera que es preciso aumentar por encima del 90% del límite elástico los ensayos de fatiga para cubrir con mayor detalle el rango de vida a fatiga asociado a un bajo número de ciclos. Se ha comprobado que con valores de carga máxima en fatiga del 55% del límite elástico la probeta "nunca" falla, y con valores del orden del 70% todas las probetas rompen. Con el método de máxima verosimilitud se ha evaluado el límite de fatiga, que se sitúa en 154 MPa, aproximadamente el 50% de la resistencia a tracción.

A partir de las medidas de la microdureza, se puede evaluara el ancho de ZAC, con una longitud aproximada de 2 mm y con valores de dureza entre 83 y 75 HV. Además se observa que a los seis meses el material prácticamente se ha estabilizado en términos de dureza, por las pocas variaciones que se producen en la ZAC entre los periodos de 6 y 10 meses.

En relación con las medidas realizadas en el DSC, los resultados obtenidos permiten definir perfectamente las transiciones metalográficas que se producen a diferentes temperaturas en la ZAC, poniendo de manifiesto la presencia de una fase incoherente a 457ºC.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer a la empresa Navantia el apoyo prestado para el desarrollo de este proyecto de investigación.

REFERENCIAS

[1] W.F. Miao and D.E. Laughlin "Effects of Cu content and preaging on precipitation characteristics in aluminum alloy 6022". Metallurgical and materials transactions A, Vol. 31-A, pp. 361-371, (2000)

[2] Mrowka-Nowotnik, G., Sieniawski, J., Nowotnik, A. "Influence of precipitation strengthening process on the mechanical properties of 6082 wrought aluminium alloy" *Archives of Metallurgy and Materials* (2006), 51(1), pp. 33-36.

[3] Ravi, C., Wolverton, C. "First-principles study of crystal structure and stability of Al-Mg-Si-(Cu) precipitates" *Acta Materialia* (2004), 52(14), pp. 4213-4227.

[4] Lefebvre, F.; Wang, S.; Starink, M. J.; Sinclair, I.: "Microstructural features of fusion welded 2024-T351" *Materials Science Forum* (2002), 396-402(Pt. 3, Aluminium Alloys 2002), 1555-1560.

[5] Chen, M. H.; Hwang, R. Y.; Chou, C. P.: "Microstructure and corrosion properties of AA2091-T3 in weld heat affected zone" *Science and Technology of Welding and Joining* (1999), 4(1), 21-27.

[6] Zervaki, A. D.; Haidemenopoulos, G. N. "Computational kinetics simulation of the dissolution and coarsening in the HAZ during laser welding of 6061-T6 Al-alloy". *Welding Research* (Miami, FL, United States) (2007), (Aug.), 211/s-221/s.

[7] Kinner, W. K. "Welding aluminium. A "casting" and an abnormal heat treatment affect weld strength" *Materials Engineering* (1980), 91(3), 61-63.

[8] Zolotorevsky, Y. "Weldable high-strength aluminium alloys" *Materials Science Forum* (1997), 242(Aluminium Alloys, Pt. 4/Suppl.), 263-266.

[9] Cross, C. E., Olson, D. L., Liu, S. "Aluminium welding" Edited by Totten, G. E.; MacKenzie, D. S. From Handbook of Aluminium (2003), 1, 481-532.

[10] Hu, B.; Richardson, I. M. "Microstructure and mechanical properties of AA7075(T6) hybrid laser/GMA welds" *Materials Science & Engineering, A: Structural Materials: Properties, Microstructure and Processing* (2007), A459(1-2), 94-100.

[11] Taban, E., Kaluc, E. "Comparison between microstructure characteristics and joint performance of 5086-H32 aluminium alloy welded by MIG, TIG and friction stir welding processes" Kovove Materialy (2007), 45(5), 241-248.

[12] Sasabe, S. "Welding properties of aluminium alloys for automotive structures" *Welding in the World* (2004), 48(Spec. Issue), 53-64.

[13] M. Toledano, M.A Arenas, et. al. "Resistencia a la fatiga de la aleación de aluminio 7075-T6 en función del tipo de ensayo y espesor de recubrimiento". Anales de Mecánica de la fractura 27 Vol 2, (2010), pp. 447-452.

[14] A. Martín-Meizoso, J.M. Martínez-Esnaola, J. Gil Sevillano. "Cálculo del límite de fatiga mediante el método de máxima verosimilitud". Anales de Mecánica de la fractura 26, Vol 2, (2009), pp. 406-410.

[15] L.Zhen, S.B. Kang "DSC analyses of the precipitation behaviour of two Al–Mg–Si alloys naturally aged for different times" *Materials letters*, Vol. 37(6), pp. 349-353, (1998)

INFLUENCIA DEL FACTOR DE INTENSIDAD MÁXIMO UTILIZADO EN LA PREFATIGA EN LA TENACIDAD A LA FRACTURA

M. Palacios[1], R. Lezcano[1], P. Garcia[1], F.J. Belzunce[2]

[1]Área de Siderometalurgia, Fundación ITMA. Parque Empresarial Principado de Asturias, 33417 Avilés (Asturias), España.
E-mail: m.palacios@itma.es r.lezcano@itma.es p.garcia@itma.es

[2] Departamento de Ciencia de Materiales e Ingeniería Metalúrgica, Escuela Politécnica de Ingeniería de Gijón. Campus de Gijón s/n, 33204, Gijón, España.

RESUMEN

Con la aparición de las nuevas revisiones de la norma ASTM E1820 (2009), las restricciones en cuanto al factor de intensidad de tensiones máximo a utilizar, no sólo en las últimas etapas de la prefatiga, sino durante todo el proceso de fisuración, se han vuelto mucho más estrictas. En este trabajo se han aplicado las citadas restricciones en la determinación de la tenacidad a la fractura de un acero estructural. De este modo, se han comparado las condiciones de prefisuración por fatiga de normas habituales ASTM, ISO, BS y ESIS, y posteriormente se han comparado igualmente los resultados de la tenacidad a la fractura obtenidos en cada caso e igualmente se han comprobado los patrones de fractura en la región del frente de grieta mediante SEM. Mientras la tenacidad a la fractura, K_{Ic} apenas ha mostrado variaciones significativas, los micromecanismos operativos en la región del frente de grieta dependen en gran medida del proceso de fisuración llevado a cabo.

ABSTRACT

The new revision of standard ASTM E18920 (2009) gives more restrictions on the values of the range of the stress intensity factor used, not only during the final pre-fatigue stage, but also for the complete pre-fatigue process, which is necessary to apply for fracture toughness characterization. The aforementioned restrictions have been applied for the K_{Ic} fracture toughness determination of a structural steel. The pre-fatigue conditions proposed by the most common fracture standards, ASTM, ISO, BS and ESIS were compared and, afterwards, the fracture toughness were determined in each case, along with the fracture patterns existing in the crack front region of all these specimens. While the fracture toughness, K_{Ic} does not depend significantly on the pre-fatigue conditions, the fracture micromechanisms observed in the crack front region of the specimens is largely dependent on these conditions.

PALABRAS CLAVE: Prefatiga, tenacidad a la fractura, plastificación en frente de grieta.

1. INTRODUCCIÓN

Una fase importante de los ensayos de fractura es siempre la prefisuración por fatiga de las probetas objeto de ensayo. Esta etapa de prefatiga es una de las que más tiempo consumen en los ensayos y, además, existe aún una cierta disparidad de criterios en su realización.

Es comúnmente aceptado que el modo de control más efectivo para la prefatiga es el control del factor de intensidad de tensiones, lo que exige la monitorización en tiempo real del avance de la grieta y un software de control asociado. Prácticamente cada laboratorio o cada grupo de investigación tiene sus propios procedimientos para llevar a cabo la prefisuración por fatiga de las probetas, bien sea en una sola etapa (ΔK=cte), en varios escalones de ΔK_i=cte, o utilizando otros modos más complejos (ΔK decreciente en modo logarítmico por ejemplo).

En todos ellos, el valor del parámetro ΔK máximo a utilizar, bien durante toda el proceso de la prefatiga, o durante la fase final de la misma, suele ser también fruto de la experiencia, junto con la consideración del tiempo disponible y del material concreto que se está evaluado, pero siempre será necesario cumplir las restricciones de las normas de aplicación, con el objetivo evidente de no generar una plastificación excesiva del frente de grieta y de asegurar que la grieta sea lo suficientemente aguda, con objeto de obtener finalmente un resultado válido de la tenacidad a la fractura.

Ahora bien, dentro de las distintas normas disponibles para la determinación de la tenacidad a fractura (BS, ISO, ASTM, ESIS, etc.) también existen disparidad de criterios acerca del factor de intensidad de tensión máximo que puede utilizarse durante la prefatiga y, a este respecto, la norma ASTM E1820 [1] parece ser la más restrictiva en este punto.

En el presente trabajo se ha realizado un estudio comparativo de las restricciones de las diferentes normas y sus implicaciones microestructurales, analizadas a partir de la observación de las superficies de fractura mediante microscopía electrónica de barrido (SEM).

2. REVISIÓN Y COMPARATIVA DE NORMAS

En este apartado se analizan las diferentes normas de ensayo disponibles actualmente vigentes, aunque en algunos casos sus últimas revisiones datan de hace más de 10 años.

Debe indicarse que muchas de las normas hacen referencia al valor de K_{IC} del material para el cálculo de del valor del factor de intensidad de tensiones máximo durante la prefatiga, pero dado que este valor es, en muchos casos desconocido, se ha preferido utilizar algún otro método alternativo basado en las propiedades mecánicas convencionales del material.

Restringiremos el estudio llevado a cabo en este trabajo a probetas SENB, de flexión en tres puntos, teniendo en cuenta que similares comparativas se han realizado también para probetas CT.

2.1. British Standard BS 7448-1:1991 [2]

De acuerdo con el apartado 6 de esta norma, los valores máximos a utilizar durante la prefatiga serán los siguientes:

$$K\max = \frac{F\max \times S}{B \times W^{\frac{3}{2}}} \times f\left(\frac{a}{W}\right) \qquad (1)$$

Donde

$$F\max = \frac{B \times (W-a)^2}{4 \times S} \times (\sigma_{YS} + \sigma_{TS})_{Temp.\Pr efatiga} \quad (2)$$

o, por otro

$$\Delta K_{\max} = E \times 0.00032\sqrt{m} \quad (3)$$

Y, para la validación del ensayo debe cumplirse que:

$$K_f = 0.6 \times \left(\frac{\sigma_{YS}^{Temepratura\,\Pr efatiga}}{\sigma_{YS}^{TemperaturaEnsayo}}\right) \times K_Q \quad (4)$$

$$F = \frac{K_f \times B \times W^{\frac{3}{2}}}{S \times f\left(\frac{a}{W}\right)} \quad (5)$$

2.2. ESIS P2-92 [3]

Según el apartado 2.3 de la norma ESIS P2-92, los valores máximos admisibles son:

$$K\max = \frac{F\max}{B \times \sqrt{W}} \times f\left(\frac{a}{W}\right) \quad (6)$$

Con

$$F\max = 0.6 \times Fy \quad (7)$$

Siendo

$$Fy = \frac{4 \times B \times (W-a)^2}{3 \times S} \times \sigma_{YS} \quad (8)$$

O, con referencia al módulo elástico:

$$K\max = E \times 0.00015\sqrt{m} \quad (9)$$

2.3. ISO 12135:2002 [4]

Según el apartado 5.4.2.4 de la norma ISO 12135;2002, los valores máximos a aplicar durante la prefatiga serán:

$$K\max = \frac{S}{W} \times \frac{F\max}{(B \times B_N \times W)^{\frac{1}{2}}} \times f\left(\frac{a}{W}\right) \quad (10)$$

Donde

$$F\max = \xi \times E \times \frac{(W \times B \times B_N)^{\frac{1}{2}}}{g_1\left(\frac{a}{W}\right)} \quad (11)$$

Siendo

$$\xi = 0.00016\sqrt{m} \qquad (12)$$

O, de modo alternativo:

$$F\max = \frac{0.8 \times B \times (W-a)^2}{S} \times (\sigma_{YS})_{Temp.Ensayo} \qquad (13)$$

2.4. ASTM E399:2009 [5]

Según el anexo 8 de la norma ASTM E399:09, los valores máximos a emplear durante la prefisuración son:

$$K\max = 0.6 \times K_Q \qquad (14)$$

O, referido al módulo elástico del material:

$$K\max = E \times 0.0003\sqrt{m} \qquad (15)$$

2.5. ASTM E1820:2009 [1]

Según el apartado 7.4 y los anexos A1 - A3 de la norma ASTM E1820:09, los valores máximos a utilizar durante la primera etapa de la prefatiga son:

$$K\max = \left(\frac{\sigma_{YS}^{Temp.\Pr efatiga}}{\sigma_{YS}^{Temp.Ensayo}} \right) \times \left(0.063 \times \sigma_{YS}^{Temp.\Pr efatiga} \right) \quad (16)$$

Y para la segunda mitad de la prefatiga, o al menos para los últimos 1,3 mm finales de crecimiento de la grieta:

$$K\max = 0.6 \times \left(\frac{\sigma_{YS}^{Temp.\Pr efatiga}}{\sigma_{YS}^{Temp.Ensayo}} \right) \times K_F \quad (17)$$

Siendo $K_F=K_Q$.

2.6. Comparativa aplicada a un caso concreto

Tomando como referencia el acero S355NL, con datos nominales a temperatura ambiente σ_{YS}=310 MPa, σ_{TS}=510 MPa y E=207 GPa, y aplicando los requerimientos anteriores para R=0,1, en una probeta SENB de W=30 mm, B=15 mm, y programando una grieta de a/W=0,5 mm, obtendríamos los valores que se indican en la tabla 1.

Tabla 1. Valores máximos de prefatiga posibles según las diferentes normas.

Norma	K_{max} (MPa·m$^{1/2}$)	
	En base a las propiedades mecánicas	Expresión utilizada
BS 7448-1	24.76	(1)
BS 7448-1	73.60	(3)
ESIS P2-92	28.59	(6)
ESIS P2-92	31.05	(9)
ISO 12135	33.12	(10)
ISO 12135	28.56	(13)
ASTM E399	$0.6\times K_Q$	(14)
ASTM E399	62.10	(15)
ASTM E1820	19.53	(16)
ASTM E1820	$0.6\times K_Q$	(17)

Cabe destacar que los valores de K_{max} calculados en algunos supuestos son hasta más de tres veces mayores que el valor especificado en la norma ASTM E1820, si bien en todos los casos se especifica que para cada norma se ha de elegir el menor valor calculado, resultando de esta manera los valores indicados en la Tabla 2.

Tabla 2. Valores máximos de prefatiga admisibles según las diferentes normas.

Norma	K_{max} (MPa·m$^{1/2}$)	
	Valores recomendados	Expresión utilizada
BS 7448-1	24.8	(1)
ESIS P2-92	28.6	(6)
ISO 12135	28.6	(13)
ASTM E399	$0.6\times K_Q$	(14)
ASTM E1820	19.5 (primera mitad)	(16)
ASTM E1820	$0.6\times K_Q$ (segunda mitad)	(17)

3. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Con objeto de comprobar cuál es el efecto de realizar el proceso de la prefatiga utilizando valores elevados de ΔK, pero siempre dentro de las normas (véase la Tabla 2), se han ensayado varias probetas SENB mecanizadas de una chapa de acero estructural S355NL (de W=30 mm, B=15 mm, y a/W=0,5) caracterizado por una microestructura ferríto-perlítica de grano fino. Se han procedido a prefatigar, por un lado, dos probetas con valores de ΔK admisibles según la Tabla 2 (K_{max}= 28.5 MPa·m$^{1/2}$ y K_{max}= 30 MPa·m$^{1/2}$), y por otro, una probeta con un valor de K_{max} decreciente, comenzando con el máximo indicado por la ASTM E1820 para la primera etapa del preagrietamiento (K_{max}=19.5 MPa·m$^{1/2}$) y finalizando con una K_{max}=13.3 MPa·m$^{1/2}$ para asegurar que se cumplen los requisitos de la segunda etapa de la prefatiga. En todos los casos se ha trabajado con R=0.1

La Tabla 3 muestra los valores de los parámetros ΔK utilizados en la prefisuración por fatiga de las probetas analizadas y la Tabla 4 indica el número de ciclos empleados en la prefatiga y el tiempo consumido en cada caso.

Tabla 3. Datos de los valores de ΔK utilizados en la prefatiga de las probetas SEN B analizadas.

Probetas	ΔK (MPa·m$^{1/2}$)	
	En base a las propiedades Mecánicas	Expresión utilizada
1	ΔK constante 25.7	(6)
2	ΔK decreciente 17.5→12.0	(16)
3	ΔK constante 27.0	(14)

Tabla 4. Ciclos y tiempo de ensayo en la etapa de prefatiga (f=15Hz).

Juegos Probetas	Ciclos totales (ciclos)	Tiempo de ensayo (min)
1	37.401	41
2	313.496	360
3	33.771	38

Tras la prefisuración por fatiga, varias probetas SENB se sometieron, en cada condición, a un ensayo para la determinación de la tenacidad a la fractura, K_{IC}, para lo que se utilizó una temperatura baja, -100 ºC, que asegurase el comportamiento elástico-lineal del acero en estos ensayos. La Figura 1 muestra una de estas probetas, tras la finalización del ensayo.

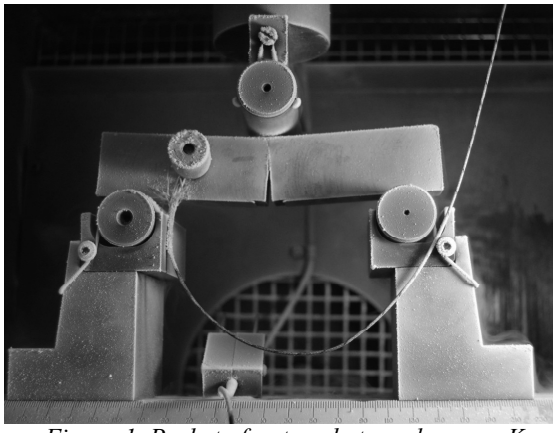


Figura 1. Probeta fracturada tras el ensayo K_{IC}

Por otro lado se realizaron dos ensayos más sobre probetas CT de un acero estructural de dimensiones (W=60 mm; B=30 mm; a/W=0.55).
Una de las probetas se prefatigó con un valor de ΔP decreciente, comenzando la primera etapa del preagrietamiento a ΔK=19 MPa·m$^{1/2}$ y finalizando con una ΔK= 17 MPa·m$^{1/2}$ mientras que la prefatiga de la segunda probeta se realizó a ΔK constante e igual a 43 MPa·m$^{1/2}$ (éste ya es un valor que está fuera de norma, Tabla 2).

Tabla 5. Datos de los valores de ΔK utilizados en la prefatiga de las probetas CT analizadas.

Probetas	ΔK(MPa·m$^{1/2}$)	
4	ΔK decreciente	19.0→17.0
5	ΔK constante	43.0

4. RESULTADOS Y ANÁLISIS

4.1. Ensayos de tenacidad elástico-lineal

En la figura 2 se muestran tres gráficos Carga-COD, correspondientes a probetas SEN B prefatigadas de modo diferente (véase la Tabla 3). Se han obtenido gráficos prácticamente lineales, como corresponde a la determinación del parámetro K_{Ic}. Los resultados obtenidos con las probetas SEN B se muestran en la Tabla 6, y el aspecto macroscópico de las superficies de fractura obtenidas en las Figuras 3-5.

Tabla 6. Resultados obtenidos en los ensayos K_{IC} a una temperatura de -100ºC.Probetas SEN B.

Probeta	K_Q (MPa·m$^{1/2}$)	P_Q (kN)
1	50.2	12.22
2	49.3	11.57
3	50.0	11.85

Se pone así de manifiesto que no se han apreciado diferencias significativas en el valor del parámetro crítico de intensidad de tensiones obtenido en cada caso.

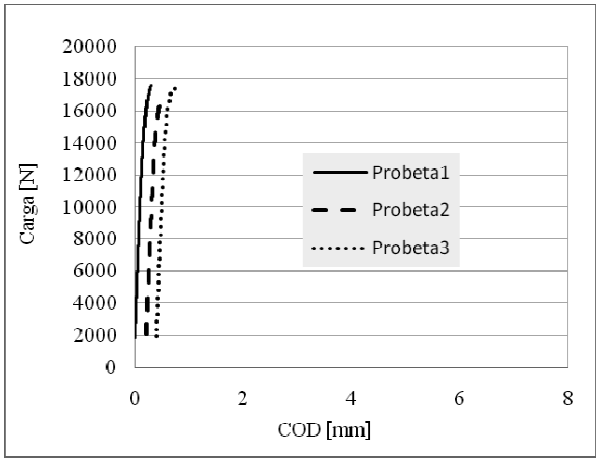


Figura 2. Registro Carga –COD en los ensayos de determinación de K_{Ic}

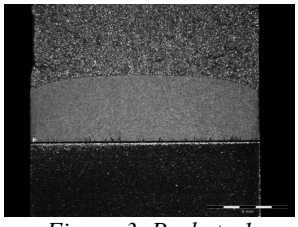


Figura 3. Probeta 1 (ΔKprefat: 25.7 MPa·m$^{1/2}$)

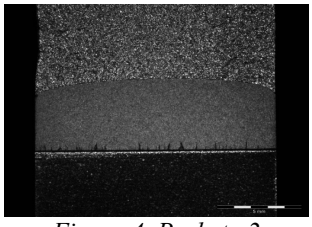


Figura 4. Probeta 2 (ΔKprefat: 17.5→12.0 MPa·m$^{1/2}$)

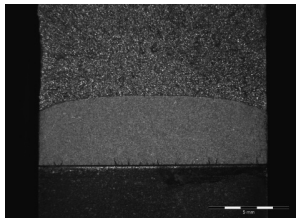


Figura 5. Probeta 3 (ΔKprefat: 27.0 MPa·m$^{1/2}$)

Por otro lado, en la Tabla 7 se presentan los resultados obtenidos en el caso de las probetas compactas, CT, una de cuyas probetas (probeta 5, véase la Tabla 5) había sido prefisurada con una carga fuera de norma.

Tabla 7. Resultados obtenidos en los ensayos K_{IC} a una temperatura de 0ºC. Probetas CT.

Probeta	K_Q (MPa·m$^{1/2}$)	P_Q (kN)
4	68.4	49.78
5	83.3	58.58

Se observan diferencias significativas (de mas del 15%) en el valor del parámetro crítico de intensidad de tensiones obtenido en cada caso, resultando el valor mayor cuando se utilizaron cargas mayores en la prefisuración por fatiga.

4.3. Análisis fractográfico SEM

Una vez realizados los ensayos, las superficies de fractura de las probetas se examinaron en un microscopio electrónico de barrido (mediante un haz de electrones secundarios), para identificar posibles patrones de fractura dúctil en el frente de la grieta generada en la prefisuración por fatiga, que pudieran ser debidos al uso de un valor de ΔK excesivo. Las figuras 6-8 muestran detalles de las observaciones realizadas en cada caso en la región del frente de la grieta.

Se aprecia claramente que las probetas 1, 3 y 5, que son las que fueron prefatigadas aplicando los valores de ΔK más elevados, muestran un frente de grieta en el que se aprecian nítidamente la presencia de micromecanismos de fractura dúctil (microhuecos) que sin duda se han producido durante el proceso de prefisuración que se ha llevado a cabo a temperatura ambiente. Al aplicar un mayor factor K_{max} al final de la fisuración por fatiga, en la zona plástica generada pueden ya empezar a producirse descohesiones matriz-inclusión, que son el origen de la formación de microhuecos. Sin embargo, en el caso de las probetas 2 y 4, que han utilizado un proceso de prefisuración menos agresivo, aunque la duración del mismo ha sido muy superior (véase la Tabla 4), no muestran ya la formación de microhuecos, sino que la grieta generada en la prefatiga crece bruscamente mediante el micromecanismo de clivaje operativo en este acero a la temperatura de ensayo, -100ºC.

Por otro lado, cuando en el proceso de prefisuración por fatiga se utiliza un valor K_{max} excesivo, fuera de norma, se generará una zona plástica de dimensiones significativas, que tras la descarga de la probeta, quedará sometida a tensiones residuales de compresión y ésta es sin duda la razón de la mayor tenacidad a la fractura medida posteriormente en esta probeta.

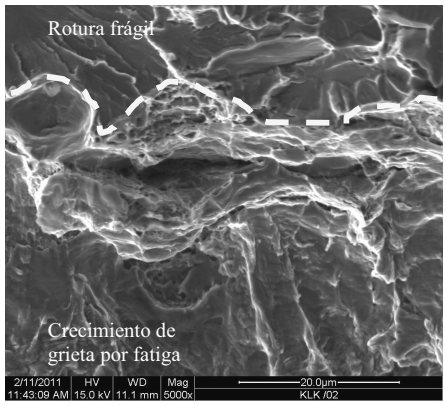


Figura 6. Probeta 1. Superficie de fractura. Región del frente de grieta.

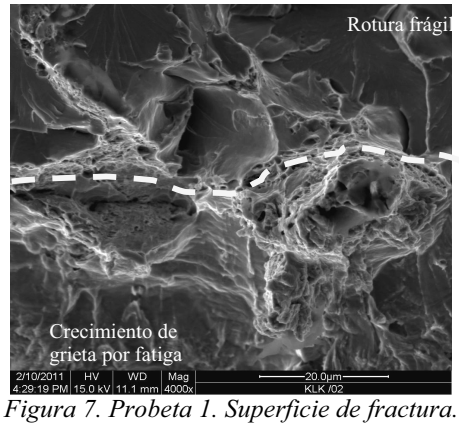


Figura 7. Probeta 1. Superficie de fractura. Región del frente de grieta.

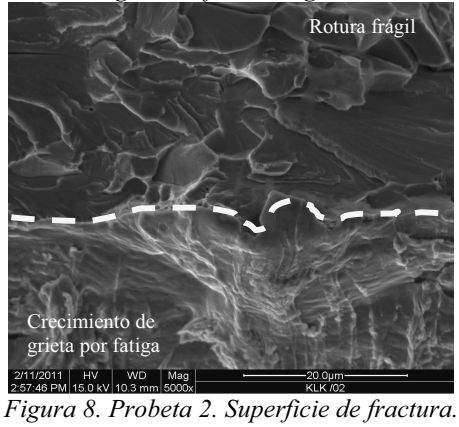


Figura 8. Probeta 2. Superficie de fractura. Región del frente de grieta.

Figura 9. Probeta 3. Superficie de fractura. Región del frente de grieta.

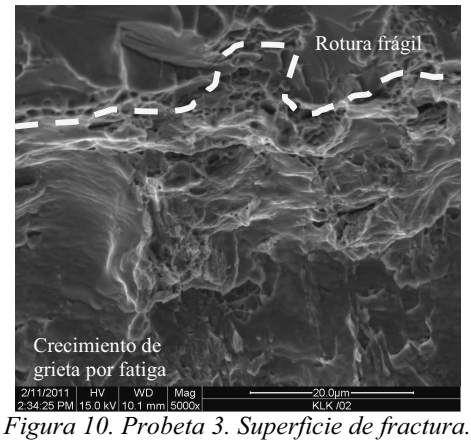


Figura 10. Probeta 3. Superficie de fractura. Región del frente de grieta.

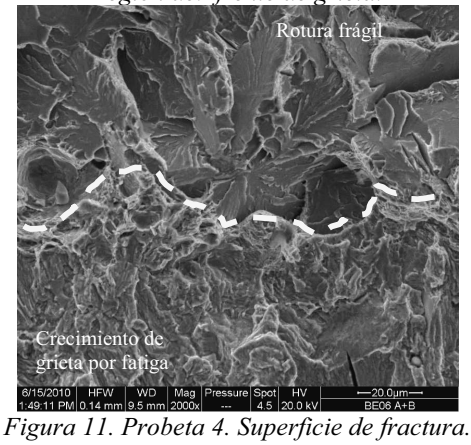


Figura 11. Probeta 4. Superficie de fractura. Región del frente de grieta.

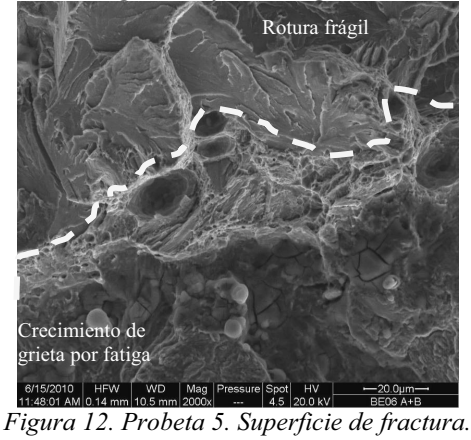


Figura 12. Probeta 5. Superficie de fractura. Región del frente de grieta.

5. CONCLUSIONES

En este trabajo se ha puesto en evidencia la importancia que tienen los procesos de prefisuración previos a la ejecución de los ensayos para la medida de la tenacidad a la fractura de los materiales. A este respecto, la normativa vigente no sigue un único criterio, de manera que los valores de ΔK permitidos en la realización de la prefisuración por fatiga son muy diferentes en unas y otras normas. En el caso de los ensayos de fractura realizados sobre el acero S355NL, se ha demostrado que pequeñas variaciones en los valores de ΔK utilizados en la prefisuración, si bien no han influido significativamente en el valor de la tenacidad a la fractura obtenido a -100ºC, han mostrado sin embargo diferencias morfológicas significativas en el aspecto de la facies de fractura de la región del frente de la grieta, que sin duda están ligadas al proceso de prefisuración llevado a cabo en cada caso. Además, en el caso de los ensayos realizados sobre probetas CT a 0 ºC, en los que la diferencia en el proceso de fisuración ha sido mayor (una de las probetas se fisuró ya fuera de norma) se observaron diferencias de más del 15% en el valor de la tenacidad a la fractura.

Por otro lado, en lo que respecta a los tiempos de ensayo, el uso de los valores inferiores de ΔK empleados en este trabajo, incrementan hasta 9 veces el tiempo necesario para el preagrietamiento de las probetas.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer el apoyo prestado para la realización de este trabajo al personal de laboratorio y taller de Fundación ITMA.

REFERENCIAS

[1] ASTM E1820 *"Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughn*ess" ASTM International, 2006 / 2009.

[2] BS 7448-1 *"Fracture Mechanics Toughness Test. Part 1. Method for Determination of K_{IC}, Critical CTOD and Critical J Values of Metallic Materials"*. British Standards, 2002.

[3] ESIS P2-92 *"ESIS Procedure for Determining the Fracture Behaviour of Materials"* European Structural Integrity Society, 1992.

[4] ISO 12135 *"Metallic Materials. Unified Method of Test for Determination of Quasistatic Fracture Toughness"* ISO, 2002.

[5] ASTM E399 *"Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness K_{IC} of Metallic Materials"* ASTM International, 2009.

[6] ASTM E1290 *"Standard Test Method for Crack-Tip Opening Displacement (CTOD) Fracture Toughness Measurement"* ASTM International, 2005.

[7] UNE EN ISO 12737 *"Materiales Metálicos. Determinación de la Resistencia a Fractura por Deformación Plana"UNE*, 2006.

[8] Joyce, J.A. "*Manual on Elastic –Plastic Fracture. Laboratory Test Procedures"*. ASTM Manual Series, 1996.

EFECTOS DEL ACABADO SUPERFICIAL EN PROBETAS MINIATURA PARA ENSAYOS SMALL PUNCH

D. Rodríguez[1], M. Serrano[2], F.J. Perosanz[2]

[1] División de Tecnología de Fusión. CIEMAT. Avda Complutense 22. 28040 Madrid, España.
E-mail: diego.rodriguez@ciemat.es

[2] División de Materiales Estructurales. CIEMAT. Avda Complutense 22. 28040 Madrid, España.

RESUMEN

En el presente trabajo se presenta los primeros resultados de la mejora del prototipo de maquina universal de ensayos con utillaje para el ensayo de Small Punch (SP), desarrollado en la División de Materiales Estructurales del Centro de Investigaciones Energéticas, Medioambientales y Tecnológicas (CIEMAT). El prototipo esta desarrollado para operar con material irradiado dentro de una celda caliente, lo cual impone una serie de requisitos en cuanto a facilidad de manipulación y automatización del proceso de ensayo, que posibilitan de esta manera, la operación remota del prototipo.

En este trabajo tratamos de evaluar los efectos del acabado superficial generado en el mecanizado por electroerosión. Este aspecto es de enorme importancia, debido a que uno de los objetivos de este prototipo, es el de ensayar probetas mojadas con metales líquidos, y caracterizar de este modo, posibles efectos de fragilización por contacto para los cuales el acabado superficial posee una gran importancia.

PALABRAS CLAVE: Small Punch, acabado superficial, electroerosión.

ABSTRACT

In this paper we present the first results of the enhanced prototype universal testing machine with equipment for testing Small Punch (SP), developed at the Structural Materials Division of CIEMAT. The prototype is developed to operate with material irradiated in a hot cell which imposes a number of requirements for ease of handling and automating the testing process, making it possible in this way, remote operation of the prototype.

In this work we evaluate the effects of surface finish generated at the EDM. This aspect is hugely important, because one of the objectives of this prototype is to test samples wet with liquid metals, and thus characterize embrittlement effects of contact, for which the surface finish has a great importance.

KEYWORDS: Small Punch Test, Surface finish, Electric Discharge Machining (EDM).

1. INTRODUCCION

En la actualidad el mundo nuclear se enfrenta al desarrollo de una nueva generación de reactores, los llamados reactores de 4ª generación, los cuales deben de ser no solo eficientes y seguros, sino también sostenibles. Esta nueva generación, junto con la construcción del primer reactor experimental de fusión (ITER), y del primer prototipo de sistema de transmutación de residuos radioactivos asistido por acelerador (MYRRHA), operan según diseño en unas condiciones mucho más exigentes que la de los reactores nucleares actuales (ver figura 1). Estas nuevas condiciones se traducen en una mayor temperatura de operación, en mayores dosis de radiación neutrónica y en el uso de refrigerantes agresivos.

Estas nuevas condiciones afectan de forma notable al comportamiento mecánico de los materiales estructurales tradicionales, generando la necesidad de utilizar y/o adaptar materiales que normalmente eran utilizados en otras aplicaciones industriales, como es el caso de los aceros ferrítico/martensíticos o los aceros endurecidos por dispersión de óxidos (ODS).

Además, estos nuevos diseños plantean tiempos de operación más largos, que unido al notable aumento en los niveles de radiación neutrónica hace indispensable no solo la caracterización de los materiales estructurales en estas nuevas condiciones, sino su evolución y control hasta el final de vida de dicha planta (ver figura 1). En base a esto, las futuras capsulas de vigilancia correspondientes a final de vida, habrán soportado niveles de radiación neutrónica mayores que los que soportan en la actualidad, y lo que es mas importante,

tendrán unos niveles de activación radiológica mucho mayores que unido a los tamaños de probeta usados hacen insuficiente el blindaje de las actuales celdas calientes donde se ensayan este tipo de materiales irradiados.

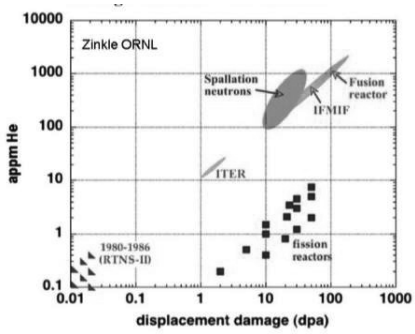


Figura 1.- Relación de He producido por transmutación en diferentes reactores.

Si a lo anteriormente expuesto unimos la problemática que ha surgido en los últimos años ante la posibilidad de que las centrales nucleares que operan en la actualidad puedan hacerlo mas allá de la vida para la que inicialmente fueron diseñadas, con la consiguiente escasez de material irradiado y los pequeños volúmenes de las cámaras de irradiación de las futuras fuentes de neutrones, se hace inevitable el desarrollo de técnicas experimentales que nos permitan caracterizar materiales con tamaños de probeta no estándar. De esta forma no solo reducimos los niveles de activación, sino que obtenemos la misma información estructural con mucha menos cantidad de material [1-3].

Por todo ello se hace indispensable obtener una técnica de análisis mecánico que no solo utilizase la mínima cantidad de material posible por todas las razones ya expuestas con anterioridad, sino que además nos facilite la mayor cantidad de información posible sobre el estado de las propiedades mecánicas del material, con el menor volumen posible. De todas las tecnologías emergentes en la actualidad, hay una que destaca respecto al resto debido a su relación entre volumen de material necesario e información estructural a obtener, dicha técnica recibe el nombre de "Small Punch (SP)". Esta técnica consiste básicamente en punzonar una probeta plana de pequeñas dimensiones y deformarla hasta rotura.

En la actualidad el ensayo SP está siendo utilizado para determinar las propiedades mecánicas a tracción, temperatura de transición dúctil-frágil (DBTT), el comportamiento a fractura y a fluencia, así como para estudiar cualquier fenómeno de fragilización, incluida la fragilización asistida por el entorno. Además, como mencionamos anteriormente, en virtud del pequeño tamaño de las probetas que utiliza, constituye un ensayo muy apropiado para caracterizar mecánicamente zonas muy pequeñas, como por ejemplo, las zonas afectadas térmicamente de las uniones soldadas o las diferentes capas individuales de los materiales laminares y/o recubiertos.

El CIEMAT inició hace años una línea de investigación para la compatibilidad de aceros con eutéctico PbBi líquido (Lead Bismuth Eutectic, LBE), tanto desde el punto de vista de la corrosión como de la fragilización. Uno de los ensayos a realizar con el fin de evaluar la susceptibilidad del material a fragilizarse por el contacto con metal líquido, es el SP entre otros.

Resultados de diferentes grupos de investigación apuntan a un importante efecto del estado superficial en la aparición o no de fragilización por metal líquido (Liquid Metal Embrittlement, LME). Uno de los objetivos del trabajo aquí presentado es el estudio del efecto del acabado superficial de las probetas en los parámetros obtenidos con el ensayo de SP en aire [4].

2. ENSAYO DE SMALL PUNCH CON PROTOTIPO CIEMAT.

Debido a esta necesidad de miniaturización de probetas, la División de Materiales Estructurales del CIEMAT, de mano del Dr. F.J. Perosanz y Dr. J. Herrero, decidió desarrollar el equipamiento necesario para llevar a cabo ensayos mecánicos con probetas no-estandarizadas e irradiadas.

El prototipo se compone en dos estructuras, una común formada por una máquina electromecánica que se compone de dos sistemas principales: un sistema de aplicación y control de cargas y desplazamientos, y otro para el control de temperaturas (ver figura 2). Y otra formada por el utillaje específico para cada ensayo. Ambos sistemas han sido desarrollados en su totalidad por la unidad de materiales estructurales del CIEMAT.

Todos los utillajes desarrollados para cada uno de los ensayos mecánicos con probetas miniatura del prototipo, poseen en común las siguientes condiciones:

- Bajas velocidades desplazamiento/deformación ($\mu m/min < v < mm/min$).
- Exactitud en el control de la posición y la deformación.
- Capacidad para efectuar descargas controladas a lo largo del ensayo.
- Posibilidad de alcanzar temperaturas cercanas a la del nitrógeno liquido.

Además, en nuestro caso las mordazas para el ensayo de SP deben de satisfacer las necesidades referentes a la facilidad de manipulación y automatización impuestas en los ensayos con material irradiado. Esto plantea un enorme problema debido a que la mayoría de los diseños existentes, para evitar desplazamientos indeseados de la probeta en las primeras etapas del ensayo o desalineaciones entre la probeta y el punzón, requieren del uso de tornillos de apriete o utillaje similar

los cuales plantean enormes inconvenientes a la hora operar dentro de una celda caliente.

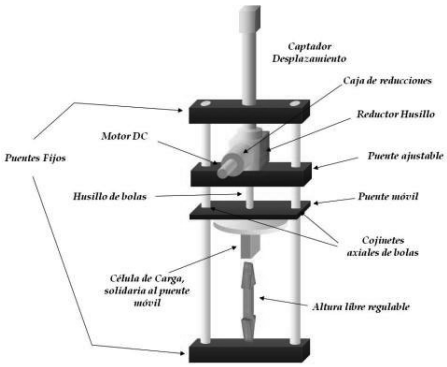


Figura 2.- Esquema básico del prototipo de maquina universal de ensayo.

El prototipo del CIEMAT con el utillaje correspondiente para el desarrollo de ensayos SP, permite una adecuada sujeción de la probeta sin recurrir a tornillos de apriete, además de satisfacer los requerimientos relacionados de alineación, manipulación y control de temperatura, necesarios en este tipo de ensayo y mencionados con anterioridad.

Dicha resolución se cimenta en la acción combinada de un porta-probetas y la interposición de un elemento elástico entre el puente móvil y la Cámara Ambiental. El elemento elástico nos otorga la fijación necesaria en las primeras etapas del ensayo, mientras que el porta-probetas simplifica el proceso de inserción y extracción de la muestra a la vez que garantiza que el punto de contacto entre el punzón y la probeta será siempre el mismo.

El porta-probetas se diseño en este primer caso para albergar discos de 6mm de diámetro y 500µm de espesor (ver figura 3).

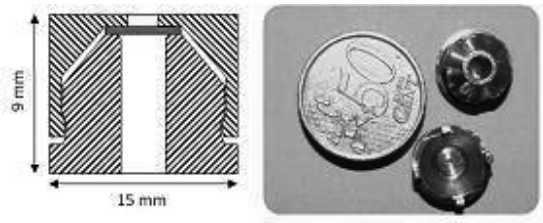


Figura 3.- Esquema del diseño del porta-probetas y foto comparativa

El diseño del mismo varia en función del tipo de ensayo SP que queremos realizar y de las condiciones que queramos imponer.

3. MATERIAL Y PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

El material seleccionado es un acero 9Cr Ferrítico/Martensítico comercial denominado T91. Dicho material esta siendo considerado para sustituir en algunos componentes a los aceros inoxidables austeníticos como material estructural en las zonas expuestas a altos niveles de radiación y temperatura, existente tanto en los Sistemas impulsados por aceleradores (Acelerator Driven System ADS) como en los diseños de los futuros reactores de cuarta generación. Este cambio viene respaldado por una mayor resistencia al hinchamiento por radiación (swelling) y unas mejores propiedades mecánicas a alta temperatura [5]. También es uno de los candidatos como vaina de combustible para el prototipo MYRRHA, el cual esta refrigerado con LBE. Uno de los puntos abiertos para esta aplicación, es la posibilidad de que exista LME en el T91 en contacto con LBE.

La composición química del T91 usado viene indicada en la tabla 1:

Tabla 1.- Composición química de T91.

T91			
Elemento	**%wt**	**Elemento**	**%wt**
C	0.097	*Nb*	0.077
Si	0.2185	*Ti*	0.003
Mn	0.386	*V*	0.195
P	0.20	*W*	
S	0.0005	*Pb*	
Cr	8.873	*Sn*	
Mo	0.871	*As*	
Ni	0.115	*B*	
Al	0.009	*N*	0.0440
Cu	0.080	*Fe*	

De este material se mecanizaron por electroerosión una serie de probetas en forma de disco de 6 mm de diámetro y 500µm de espesor. Este tamaño de probeta es el ideal cuando se trata de obtener información sobre la resistencia mecánica del material, o los posibles efectos del acabado superficial en dichas propiedades, como es nuestro caso.

Una vez mecanizadas, medidas y etiquetadas todas las probetas se procedió al pulido mecánico de uno de los lotes a fin de comparar el comportamiento mecánico del material en un ensayo SP, y tratar de determinar las posibles implicaciones o efectos de la capa de cristal metálico formada durante el proceso de electroerosión.

A fin de revelar la morfología y el espesor de dicha capa necesario para optimizar el proceso de pulido, se llevo a cabo un análisis con microscopía Óptica y de Barrido, tanto de la superficie como del corte transversal de las probetas.

En la actualidad solo existe una normativa que regule la metodología de los ensayos SP, se aprobó en el 2008 y regula el ensayo SP con Polietileno de peso molecular ultra alto [6]. La ausencia de una normativa específica

para este tipo de materiales provoca que exista una gran cantidad de información bibliográfica con diferentes condiciones de ensayo, tamaño de probeta, sistemas de medida, etc [7-10]. Debido a lo cual se decidió seguir las recomendaciones dadas por el *Comité Europeen de Normalisation (CEN)* [11].

En base a lo cual se optó por realizar el ensayo a una velocidad de 5µm/s (0.3mm/min) y con un punzón de 2.5mm de diámetro. El control de desplazamiento se realizó a través de un sensor capacitivo propio, cuyo diseño y originalidad es motivo del inicio de un proceso de patente a cargo de los Dr. Perosanz y Herrero, pertenecientes a la división de materiales estructurales del CIEMAT.

El rango de temperaturas se fijó entre -120C y ambiente, ya que la intención es ver las implicaciones, si las tuviera, de la capa de cristal metálico en el comportamiento dúctil del material. Para este tipo de probetas no es necesario subir la temperatura para verificar un comportamiento dúctil, debido a que el descenso drástico del tamaño de la probeta favorece un estado en tensión plana, por lo cual se genera la fractura dúctil por una pérdida sustancial de constricción [12].

4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

De acuerdo con la metodología anteriormente expuesta, el primer paso que se realizó una vez mecanizadas las probetas, fue la de analizar la morfología y el espesor de la capa cristal-metálico generada por la electroerosión. Como podemos ver en la figura 4, la superficie de las probetas presenta una morfología irregular, debida a la solidificación de metal fundido durante el proceso de corte. También podemos comprobar en la figura 5 como su espesor no es muy homogéneo, sobre todo en las zonas cercanas al borde del disco. Esta variación puede deberse a no haber protegido la capa durante el proceso de empaste y posterior corte de la muestra. No obstante, si se vio que el espesor mantenía una cierta homogeneidad en la zona central, entorno a unas 30µm. En vista de lo cual se decidió que ese debía de ser el espesor a eliminar mediante pulido mecánico en cada cara.

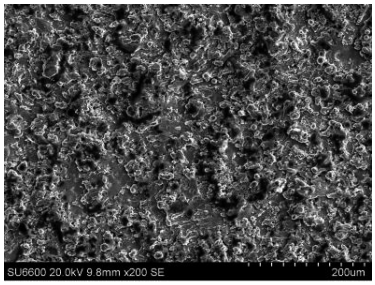


Figura 4.- Imagen del microscopio de barrido de la capa de electroerosión.

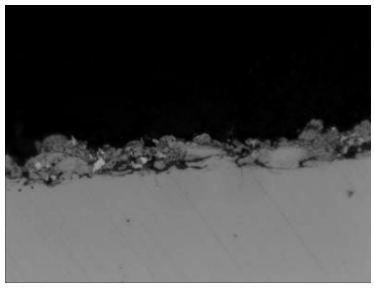


Figura 5.- Imagen del microscopio óptico del espesor de la capa de metal cristalino formada durante la electroerosión.

Tras el proceso de pulido, la diferencia entre los acabados superficiales es notable, como muestra la figura 6.

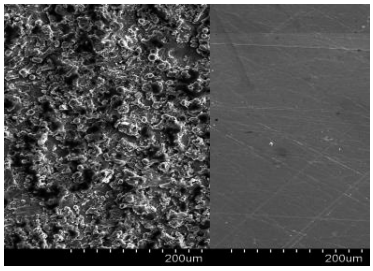


Figura 6.- Imagen comparativa del acabado superficial.

Una vez preparadas las muestras y confeccionado la matriz de ensayos para el rango de temperaturas anteriormente indicado, se procedió al estudio experimental mediante ensayo SP.

Como mencionamos con anterioridad en la introducción, el ensayo SP consiste en el punzonado de pequeñas discos planos (ϕ=6mm, t=0.5mm), mientras se registra en continuo la carga alcanzada y el desplazamiento del punzón. Este registro nos proporciona una curva característica en la cual pueden diferenciarse cuatro regiones (ver figura 7):

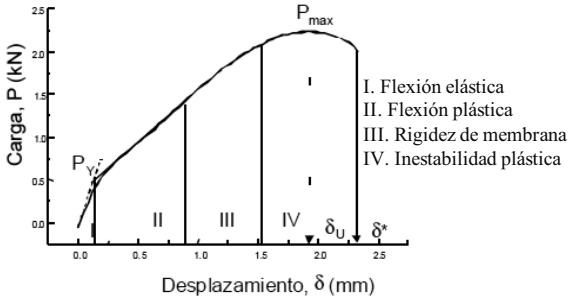


Figura 7.- Curva modelo Carga-desplazamiento obtenida en un ensayo SP.

Este mismo comportamiento se puede apreciar en las curvas experimentales obtenidas para las dos topologías de probeta que hemos ensayado. Además podemos ver como dichas curvas varían en función de la temperatura de ensayo, aumentando la carga máxima que son

capaces de soportar en detrimento de la elongación (ver figura 8).

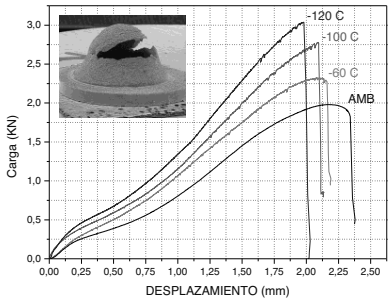


Figura 8.- Variación de la curva característica en función de la T para probetas SP sin pulir.

En las siguientes figuras se puede ver la evolución con respecto a la temperatura de la carga máxima del ensayo (P_{max}), y de la energía absorbida hasta carga máxima (E_{max}) para los dos tipos de acabado superficial.

En la figura 9 se puede ver un descenso de la carga máxima con la temperatura para ambos estados superficiales, tendencia similar a la que se produce con la resistencia mecánica frente a la temperatura.

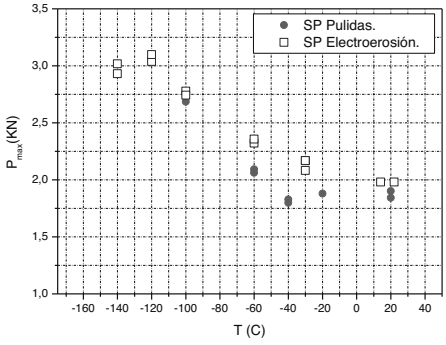


Figura 9.- Variación de la P_{max} respecto de la T para cada estado superficial.

En la figura 10 se observa un ligero descenso de la energía absorbida con la temperatura, similar al producido por el descenso de tenacidad de fractura con la temperatura en comportamiento dúctil. En ambas figura no se observa un efecto significativo del estado superficial de las probetas ensayadas.

Recordemos que las probetas SP a las cuales se les eliminó la capa de cristal-metálico generado durante el mecanizado por electroerosión, han sufrido un adelgazamiento de aproximadamente 60µm. Con la intención de compensar un posible efecto del espesor probeta, el cual ha sido reconocido por numerosos autores [7, 9], se ha utilizado un factor de corrección volumétrico. En las figuras 11 y 12 se muestran la normalizada volumétrica de la P_{max} y la E absorbida para ambas probetas, respectivamente. Se puede ver como la dispersión de los resultados correspondientes a la P_{max} se reduce considerablemente para temperaturas superiores a -100C.

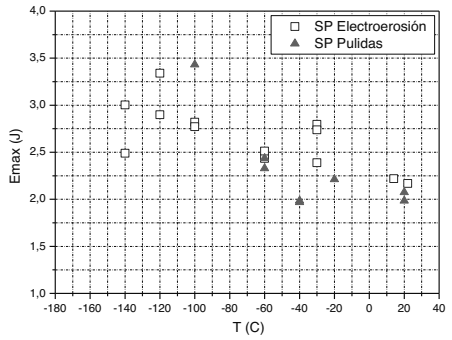


Figura 10.- Variación de la E_{max} respecto de la T para cada estado superficial.

Se considera que por debajo de -100C, empieza la zona de transición dúctil-frágil de este material, con lo que el posible efecto del espesor ó del estado superficial de las probetas parece que quedaría enmascarado en la dispersión inherente a la fractura frágil.

Analizando los resultados mostrados en las figuras anteriores, parece que el efecto del estado superficial no afecta significativamente a los parámetros del SP en comportamiento dúctil. Sin embargo la presencia de microgrietas inducidas por la electroerosión (ver figura 5) si se espera que afecte a los parámetros de SP en comportamiento frágil, y sobre todo a los estudios de LME.

En el caso de los estudios de fragilización por metales líquidos, el efecto del estado superficial es claro. Así los resultados de Long [13] muestran como en ensayos de tracción con LBE las probetas que se encuentran sin pulir, presentan efectos claros de fragilización por contacto con metales líquidos. Por el contrario cuando las probetas se encuentran pulidas, este efecto desaparece.

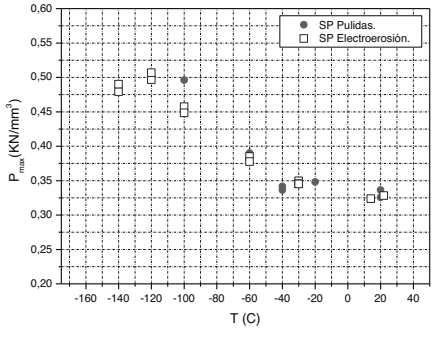


Figura 11.- Normalización volumétrica de la P_{max} respecto de la T para cada estado superficial.

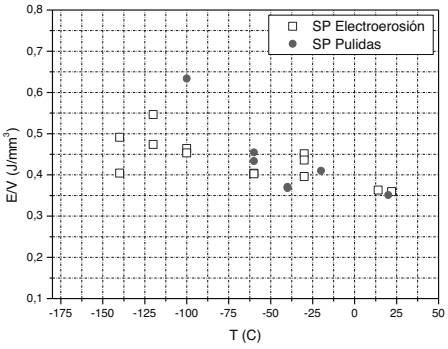


Figura 12.- Normalización volumétrica de la E_{max} respecto de la T para cada estado superficial.

Una vez que hemos observado que para probetas SP su comportamiento dúctil, en aire, no se ve afectado de forma significativa por el acabado superficial de la misma, en posteriores ensayos trataremos de clasificar este efecto en Pb líquido.

5. CONCLUSIONES

El efecto del acabado superficial que se genera durante el mecanizado por electroerosión parece que no afecta significativamente a las propiedades mecánicas del material en comportamiento dúctil.

En el caso de que el objetivo de ensayo sea la estimación de propiedades mecánicas en comportamiento dúctil, parece ser que el acabado superficial no influye, pudiéndose realizar los ensayos con probetas sin pulir.

El efecto del espesor en la P_{max} y E, en comportamiento dúctil, puede compensarse con una simple normalización volumétrica, basada en la cantidad de material a deformar.

AGRADECIMIENTOS

Los autores de este trabajo quieren agradecer al Ministerio de Educación y Ciencia el apoyo prestado a través del proyecto (ENE-2009-13766-C04-04) el cual se encuentra dentro del Programa Español de Investigación I+D+i 2008-2013.

REFERENCIAS

[1] ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Section III, Rules for Construction of Nuclear Facility Components

[2] Lucon E.. "Material damage evaluation and residual life assessment of primary power plant components using specimens of non-standard dimensions". Materials Science and Technology. Vol 17.(2001).

[3] Perosanz F.J., Lapeña J., Martinez C., Serrano M. "Obtención de Propiedades Mecánicas de Aceros por Medio de Small Punch", S.N.E.,. (1999).

[4] B. Long and Y. Dai. "Investigation of LBE embrittlement effects on the fracture properties of T91". Journal of Nuclear Materials.Volume 376, Issue 3, 15 June 2008, Pages 341-345

[5] Ronald L. Klueh and Donald R. Harries , " High-Chromium Ferritic and Martensitic steels for Nuclear Application " 2001, Library of Congress Cataloging in Publication data by American Society for Testing and Materials(ASTM).

[6] ASTM F2183–02. Standard Test Method for Small Punch Testing of Ultra-High Molecular Weight Polyethylene Used in Surgical Implants. (2008).

[7] Lucas G.E. "Parametric Analysis Of The Disc Bend Test". Journal of Nuclear Materials 532-535. (1986)

[8] Zhao-XiWang. "Small punch testing for assessing the fracture properties of the reactor vessel steel with diferent thicknesses".Nuclear Engineering and Design 238 (2008) 3186–3193

[9] E. Campitelli. "Assessment Of Mechanical Properties In Unirradiated And Irradiated Zircaloys And Steels With Non-Standard Tests And Finite Element Calculations", Thèse EPFL, no 3304 (2005).

[10] D. Finarelli, F. Carsughi "The small ball punch test at FZJ". Journal of Nuclear Materials 377 (2008) 65–71.

[11] CEN Workshop Agreement, CWA 15627:2006 E, "SMALL PUNCH TEST METHOD FOR METALLIC MATERIALS," CEN, Brussels Belgium, December 2006.

[12] Serrano M., Persosanz F.J., Lapeña J.. "Propiedades Mecanicas Con Probetas Miniatura: Ensayos De Impacto Y Small Punch". DT/ME-12/IE-10. Mayo 2010.

[13] Bin Long. "Liquid Lead-Bismuth Embrittlement Effects on Unirradiated and Irradiated Ferritic/Martensitic Steels for Nuclear Applications". Thèse EPFL ,nº 4355.(2009).

APLICACIONES Y CASOS PRÁCTICOS EN INGENIERÍA

EVALUACIÓN DE ENTALLAS MEDIANTE DIAGRAMAS DE FALLO

S. Cicero, V. Madrazo, I.A. Carrascal, M. Laporta

Dpto. Ciencia e Ingeniería del Terreno y de los Materiales, Universidad de Cantabria, Av/ Los Castros s/n, 39005, Santander, Cantabria, ciceros@unican.es

RESUMEN

En muchas situaciones los defectos responsables del fallo estructural no son fisuras. Es el caso, por ejemplo, de daños mecánicos, defectos de corrosión o defectos de fabricación. Todos ellos son romos, y la consideración de que se comportan como fisuras puede ser excesivamente conservadora. Por otro lado, en las últimas décadas ha habido diversas investigaciones cuyo objetivo has sido desarrollar una teoría capaz de predecir el comportamiento en fractura de componentes entallados. De entre todas ellas destacan los criterios locales de fractura, especialmente los basados en la Teoría de las Distancias Críticas (TDC).

Finalmente, los Diagramas de Fallo son una de las herramientas ingenieriles más utilizadas en las evaluaciones de integridad estructural pero, en principio, están limitados para la evaluación de fisuras. En este artículo se propone una metodología de evaluación de entallas mediante el uso de Diagramas de Fallo y haciendo uso de valores de tenacidad a fractura obtenidos en probetas fisuradas, estando fundamentada en el concepto de tenacidad aparente a fractura y en las predicciones que de este parámetro proporciona la TDC.

ABSTRACT

There are many situations where the defects that are, or might be, responsible for structural failure are not necessarily sharp. This is the case of, for example, mechanical damage, corrosion defects or fabrication defects. If such defects are blunt it is overly conservative to proceed on the assumption that the defects behave like sharp cracks. On the other hand, in the last decades there have been a number of works trying to provide a notch theory capable to predict the fracture behavior of notched components. Among them, the local fracture criteria have more practical applicability, specially those ones based on the Theory of Critical Distances (TCD).

Finally, Failure Assessment Diagrams are one of the most used engineering tools when performing structural integrity assessments, but in principle they are oriented to the assessment of cracks. Here, a methodology for the assessment of notched components by using Failure Assessment Diagrams and fracture toughness data obtained from cracked specimens is proposed, and it is based on both the concept of the apparent fracture toughness and the predictions for this parameter provided of the Theory of Critical Distances.

PALABRAS CLAVE: fisura, entalla, Diagrama de Fallo, TDC, tenacidad aparente.

1. INTRODUCCIÓN: ENTALLAS Y DIAGRAMAS DE FALLO

Los componentes con entallas desarrollan una mayor capacidad resistente que la desarrollada cuando se encuentran fisurados. Sin embargo, es una práctica común analizar las entallas como si fueran fisuras, dando como resultado análisis que en muchos casos son excesivamente conservadores.

En un fallo frágil provocado por una fisura, la mecánica de la fractura establece que la situación crítica se alcanza cuando la tensión aplicada multiplicada por la raíz cuadrada de la longitud de fisura es igual a una constante [1]:

$$\sigma^c \sqrt{a} = cte_1 \quad (1)$$

Sin embargo, las entallas someten a los componentes estructurales a situaciones menos críticas, de tal manera que la expresión (1) pasa a ser:

$$\sigma^c a^{\alpha} = cte_2 \quad (2)$$

en donde α es una constante.

Si se representa la distribución de tensiones en el frente de entalla en escala bilogarítmica, tal y como muestra la Figura 1, se pueden distinguir tres regiones

claramente diferenciadas: la región I corresponde a una zona de tensiones aproximadamente constantes, la región II es una zona de transición y la región III es una zona en la que las tensiones siguen la siguiente expresión:

$$\sigma_{yy} = \frac{K_\rho}{(2\pi r)^\alpha} \quad (3)$$

en donde K_ρ es el factor de intensidad de tensiones de entalla.

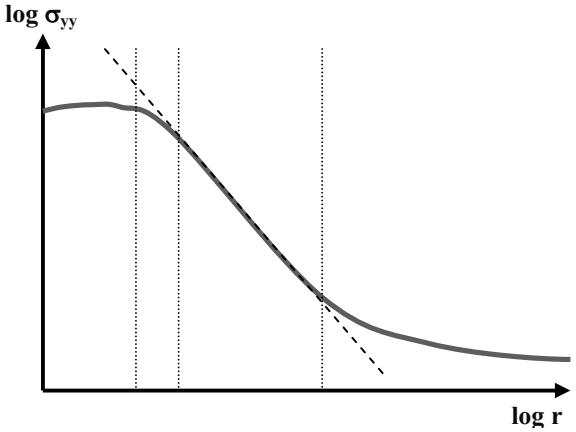


Figura 1. Representación en escala bilogarítmica del perfil de tensiones en el fondo de entalla.

Hay dos criterios de fallo fundamentales en la teoría de entallas: el criterio de fractura global y el criterio de fractura local [2]. El criterio global establece que el fallo se produce cuando el factor de intensidad de tensiones de entalla alcanza un valor crítico:

$$K_\rho = K_\rho^c \quad (4)$$

Este enfoque tiene una solidez teórica indudable, y plantea un análisis análogo al realizado en el caso de las fisuras. Sin embargo, su aplicación en la práctica está limitada por dos cuestiones fundamentales: la primera es la falta de soluciones analíticas de K_ρ, del mismo modo que existen multitud de soluciones para el factor de intensidad de tensiones K_I; la segunda es la falta de normativas de ensayo o procedimientos estandarizados para la determinación de K_ρ^c, de forma análoga a los procedimientos y normas existentes para determinar la tenacidad a fractura en materiales fisurados.

Con respecto a los criterios locales, se basan en el campo de tensiones en el fondo de entalla, siendo los más destacados los derivados de la Teoría de las Distancias Críticas (TDC) [3-8], de los cuales aquí se recogen dos: el Método del Punto (*Point Method, PM*) y el Método de la Línea (*Line Method*, LM). Ambos son, básicamente, distintas expresiones de una misma teoría, la TDC, que introduce una distancia característica del material, la distancia crítica (L), en las evaluaciones a fractura. La expresión de L es la siguiente:

$$L = \frac{1}{\pi}\left(\frac{K_C}{\sigma_0}\right)^2 \quad (5)$$

K_C es la tenacidad a fractura del material y σ_0 es la denominada resistencia inherente del material, que en materiales elástico-lineales (tanto en la macro como en la micro escala) resulta ser la tensión de rotura (caso de, por ejemplo, los materiales cerámicos), pero que en caso de aparecer procesos no lineales en el material requiere de un proceso de calibración (ej., metales y polímeros).

El análisis de entallas siguiendo cualquiera de estas metodologías es relativamente sencillo. Por ejemplo, el PM establece que el fallo se produce, para cualquier tipo de entalla, cuando a una determinada distancia del frente de la misma (L/2) se alcanza la tensión inherente:

$$\sigma\left(\frac{L}{2}\right) = \sigma_0 \quad (6)$$

En el caso del LM, el fallo se produce cuando la tensión media a lo largo de una determinada distancia (2L) medida desde el frente de entalla es igual a la tensión inherente:

$$\frac{1}{2L}\int_0^{2L}\sigma(r)dr = \sigma_0 \quad (7)$$

Por otra parte, los Diagramas de Fallo (*Failure Assessment Diagrams, FAD*) se han convertido en una de las principales herramientas de evaluación de procesos de fractura en componentes fisurados (ej., [9,10]). Presentan una evaluación simultánea de los procesos de fractura y colapso plástico mediante el uso de dos parámetros normalizados, K_r y L_r, cuyas expresiones son:

$$K_r = \frac{K_I}{K_C} \quad (8)$$

$$L_r = \frac{P}{P_L} \quad (9)$$

P es la carga aplicada y P_L es la carga de colapso plástico, por lo que K_r evalúa la situación frente a la fractura y L_r evalúa lo propio frente al colapso plástico. Definido el punto de evaluación del componente mediante las coordenadas (K_r,L_r) queda por establecer las condiciones límite o de rotura del componente. Para ello se define la línea de fallo (*Failure Assessment Line, FAL*), de tal manera que si el punto queda entre la FAL y los ejes coordenados la situación será segura,

mientras que si queda por encima de la línea el componente estará en condiciones no seguras. La situación crítica se produce cuando el punto cae exactamente sobre la FAL. La Figura 2 muestra un ejemplo con las posibles situaciones:

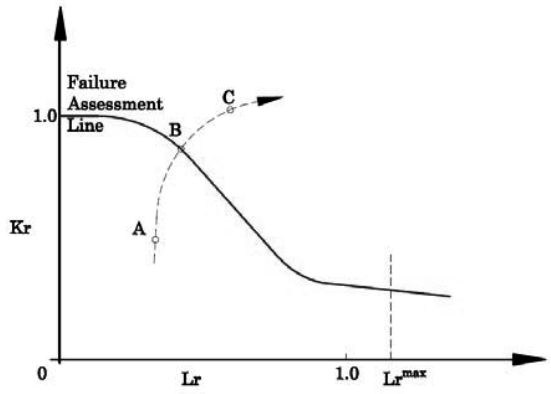


Figura 2. Evaluación FAD (iniciación) de un componente, mostrando las tres situaciones posibles: A, segura; B, condición crítica; C, no segura.

La FAL responde a una ecuación del tipo:

$$K_r = f(L_r) \tag{10}$$

La expresión exacta de la función $f(L_r)$, que es en realidad una corrección por los efectos de la plasticidad, es

$$f(L_r) = \sqrt{\frac{J_e}{J}} \tag{11}$$

J es la integral J aplicada y J_e es la componente elástica de la misma. En la práctica existen soluciones aproximadas a (11), que quedan definidas en función del comportamiento a tracción del material. Por lo tanto, el análisis a fractura (iniciación de la misma) según la metodología FAD (independientemente del grado de plasticidad existente en el material) se basa en el uso de un parámetro elástico-lineal (K_I), de la definición de la carga de colapso plástico y de la definición de la FAL. Existen también metodologías análogas para el análisis de desgarro dúctil haciendo uso del FAD, pero el alcance de las mismas queda fuera del ámbito de este estudio.

Una vez visto la problemática del análisis de entallas y los fundamentos del análisis FAD, en este trabajo se va a proponer una metodología de análisis de entallas mediante Diagramas de Fallo.

2. MODELO DE ANÁLISIS DE ENTALLAS MEDIANTE DIAGRAMAS DE FALLO

Supuesta una probeta de fractura (ej., CT) que en vez de fisura tiene una entalla, si se ensaya y se aplican las ecuaciones que las normas de ensayo proponen para la probeta fisurada se obtendrá un valor de resistencia a fractura mayor, dado que la capacidad resistente del material entallado es mayor a la del material fisurado. Esa resistencia a fractura del material entallado es lo que se denomina tenacidad aparente a fractura, K_{IN}.

Haciendo uso de las dos metodologías de la TDC aquí presentadas, es posible derivar expresiones de K_{IN}. En el caso del PM, es necesario partir de la distribución de tensiones en el fondo de entalla propuesta por Creager y Paris [11], que es la existente en el fondo de fisura pero desplazada una distancia igual a la mitad del radio de entalla:

$$\sigma(r) = \frac{K_I}{\sqrt{\pi}} \frac{2(r+\rho)}{(2r+\rho)^{3/2}} \tag{12}$$

Si se establece la condición del PM (ecuación (6)), se considera la definición de la distancia crítica L (ecuación (5)), y se considera que en rotura K_I es igual a K_{IN}, se llega a la expresión:

$$K_{IN} = K_C \frac{\left(1+\frac{\rho}{L}\right)^{3/2}}{\left(1+\frac{2\rho}{L}\right)} \tag{13}$$

En el caso del LM, al proceder de manera análoga la expresión resultante es:

$$K_{IN} = K_C \sqrt{1+\frac{\rho}{4L}} \tag{14}$$

Independientemente de la expresión utilizada, lo que propone la TDC es transformar un problema con entalla en otro problema con fisura en el cual el material, en vez de desarrollar una resistencia a fractura evaluada mediante K_C, desarrolla una mayor resistencia a fractura, en este caso la tenacidad aparente a fractura K_{IN}. Por lo tanto, en relación con los análisis FAD, la definición del parámetro K_r en el caso del análisis de entallas sería:

$$K_r = \frac{K_I}{K_{IN}} \tag{15}$$

Para completar el análisis FAD de un componente entallado quedaría por definir el parámetro L_r, que depende (ecuación (9)) de la carga de colapso plástico. Este fenómeno se produce, idealmente, por plastificación total de la sección remanente, por lo cual queda determinado por el límite elástico del material (supuesto comportamiento elastoplástico perfecto) y por la extensión del defecto, pero no por el radio de entalla que este pueda tener (Figura 3). Dicho de otro modo, en el fallo por colapso plástico, el defecto no actúa como concentrador de tensiones, sino como

reductor de la sección resistente, por lo que la carga de colapso plástico es independiente del radio de entalla y es la misma para entallas y fisuras (que son entallas con radio nulo). Obviamente, en el caso de aplicar cargas menores, los campos tensionales en el frente de fisura y en el frente de entalla son diferentes, pero en el caso que aquí resulta de interés, el colapso plástico, sí coinciden.

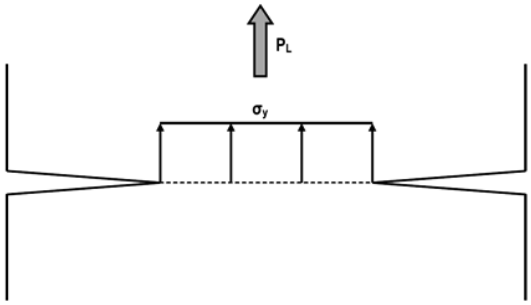


Figura 3. Estado tensional en colapso plástico (sólido elastoplástico perfecto) en una probeta tipo DEC (Double Edge Cracked)

Con todo ello, la evaluación de entallas mediante FAD queda reducida a la determinación de la tenacidad aparente. Hecho esto, el problema se transforma en un problema equivalente con fisura y se resuelve de forma ordinaria.

La corrección de entalla puede, en realidad, aplicarse en dos lugares distintos del análisis. En primer lugar puede aplicarse a K_C (y por lo tanto a la coordenada K_r del punto de evaluación del componente), tal y como se ha visto anteriormente. En el caso de aplicar la corrección de entalla asociada al LM, la expresión sería:

$$K_r = \frac{K_I}{K_{IN}} = \frac{K_I}{K_C\sqrt{1+\frac{\rho}{4L}}} \qquad (16)$$

La expresión en el caso de utilizar la corrección del PM sería totalmente análoga.

En segundo lugar, la corrección de entalla puede aplicarse al propio FAD, en vez de a la tenacidad a fractura. Partiendo de (16) y teniendo en cuenta (10):

$$K_r = \frac{K_I}{K_C} = f(L_r)\sqrt{1+\frac{\rho}{4L}}$$

Ambos procedimientos son totalmente equivalentes. Si se comparan con la evaluación de entallas como si fueran fisuras (práctica muy conservadora, como se ha comentado anteriormente), el primer tipo de corrección provocaría una reducción de la coordenada K_r, y por lo tanto un descenso en vertical del punto de evaluación. Así, un punto inicialmente situado por encima de la FAL (situación no segura o inaceptable) podría situarse en el interior del FAD, demostrando la seguridad de la situación; por su parte, el segundo tipo de corrección multiplica la expresión de la FAL por un término constante, por lo que la coordenada K_r de todos los puntos del FAD se ve desplazada verticalmente, aumentando el área segura del análisis. La Figura 4 muestra ambas situaciones.

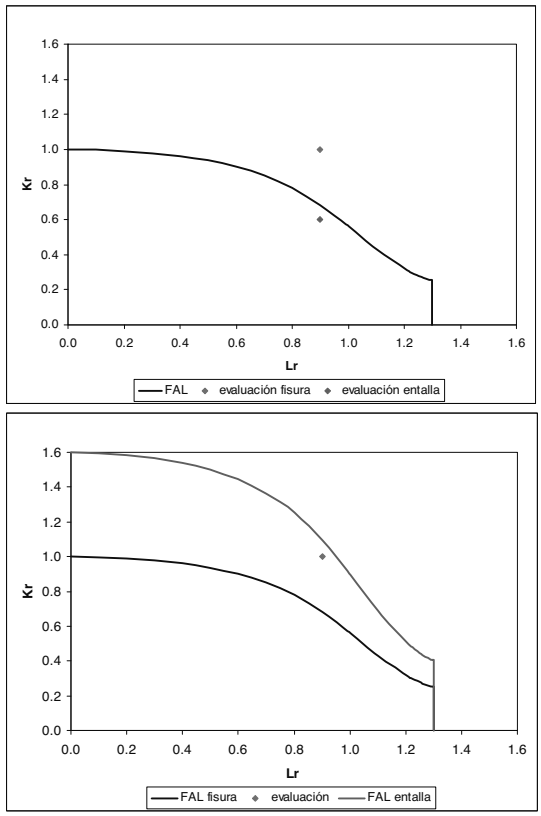


Figura 4. Evaluación FAD de entallas mediante corrección de K_r (figura superior) o de la FAL (figura inferior)

3. APLICACIÓN DEL MODELO

El modelo propuesto de evaluación de entallas mediante la metodología FAD se ha aplicado a una 8 familias de probetas de flexión en tres puntos fabricadas en PMMA (ver Tabla 1), con radios de entalla que varían entre los 0 mm (fisura) hasta los 2.5 mm. La geometría de las 32 probetas resultantes se presenta en la Figura 5, y la longitud del defecto es de 5 mm en todos los casos salvo en el de la fisura.

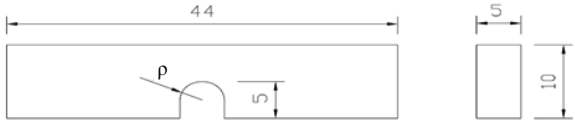


Figura 5. Esquema de las probetas SENB. Dimensiones en mm, con ρ variando de 0 mm a 2.5 mm.

Tabla 1. Programa experimental y carga de rotura de las probetas ensayadas

Probeta	Longitud del defecto, a (mm)	Radio de entalla, ρ (mm)	Carga de rotura (N)
0-1	5.50	0	130.03
0-2	4.72		83.00
0-3	5.32		131.23
0.25-1	5	0.25	124.90
0.25-2			119.90
0.25-3			104.00
0.25-4			107.10
0.32-1	5	0.32	117.40
0.32-2			112.60
0.32-3			102.50
0.32-4			108.70
0.5-1	5	0.5	90.00
0.5-2			85.20
0.5-3			170.30
0.5-5			162.60
1.0-1	5	1.0	212.80
1.0-2			213.60
1.0-3			204.80
1.0-4			202.80
1.0-5			202.60
1.5-2	5	1.5	215.50
1.5-3			165.90
1.5-4			219.00
1.5-5			197.90
2.0-1	5	2.0	258.50
2.0-2			261.10
2.0-3			237.80
2.5-1	5	2.5	253.80
2.5-2			259.90
2.5-3			250.40
2.5-5			251.30
2.5-6			243.20

El proceso de calibración de los parámetros de la TDC en este material se presenta en [12], dando una distancia crítica L de 0.105 mm y una tensión inherente de 134 MPa.

A continuación, en la Figura 6, se presenta el análisis FAD de las probetas ensayadas, comparando los resultados obtenidos sin tener en cuenta el efecto entalla con los obtenidos tras la corrección de entalla. Ésta se ha aplicado al valor de la tenacidad a fractura del material (2.04 $MPam^{1/2}$, según [12]), pero los resultados serían análogos en caso de aplicarla en la FAL. Las expresiones del FAD se han tomado del FITNET FFS Procedure [10] (*Option 1*) y las de K_I y P_L se han tomado de [9].

Se puede observar cómo los puntos de evaluación de las probetas considerando los defectos como fisuras se encuentran en muchos casos muy alejados de la condición de rotura, que viene definida por la FAL, y además quedan situados por encima de la misma. Esto quiere decir que según el análisis FAD las probetas hubiesen agotado su capacidad resistente mucho antes de lo que realmente lo hacen.

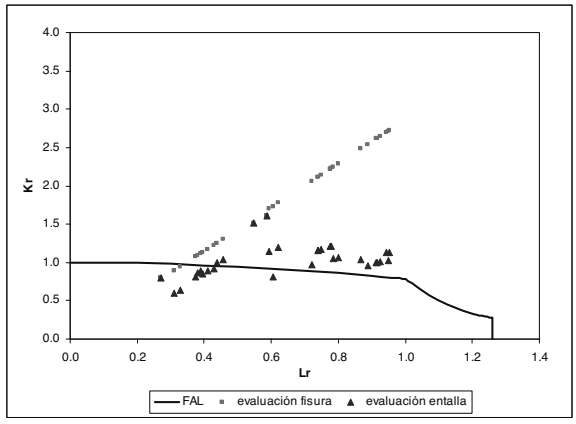


Figura 6. Evaluación FAD en rotura de probetas de PMMA.

Sin embargo, al aplicar la corrección por efecto entalla los puntos de evaluación quedan situados en torno a la FAL, con predicciones más ajustadas a la verdadera capacidad resistente de las probetas.

De la Figura 6 podría derivarse que la metodología propuesta genera frecuentemente evaluaciones del lado de la inseguridad, puesto que existen muchos puntos de evaluación en rotura que tras la corrección por efecto entalla quedan dentro del área segura. Sin embargo, esto obedece a que se ha tomado un valor de tenacidad a fractura que es el valor medio de los resultados experimentales [12], cuando en la práctica de los análisis FAD suele tomarse como valor de tenacidad el correspondiente a una probabilidad de fallo del 5% o del 1%. Asumiendo una distribución normal en los resultados de los ensayos de tenacidad, el valor de la tenacidad a fractura por encima del cual quedarían el 95% de los resultados experimentales viene dado por la media menos 1.645 veces la desviación típica. En el caso aquí analizado resulta un valor de tenacidad a fractura de 1.54 $MPa^{1/2}$, y los resultados correspondientes se muestran en la Figura 7.

Puede observarse cómo en el caso de la evaluación sin corrección por efecto entalla, el resultado es aún más conservador que en el caso anterior (como consecuencia de considerar una tenacidad menor). Sin embargo, al aplicar la corrección, la nube de puntos de evaluación se sitúa sobre la FAL, con márgenes de seguridad en evaluaciones FAD muy similares a los de las fisuras. Tan solo en dos situaciones el análisis resulta no conservador, y ello en dos casos muy particulares cuya naturaleza queda recogida en [13].

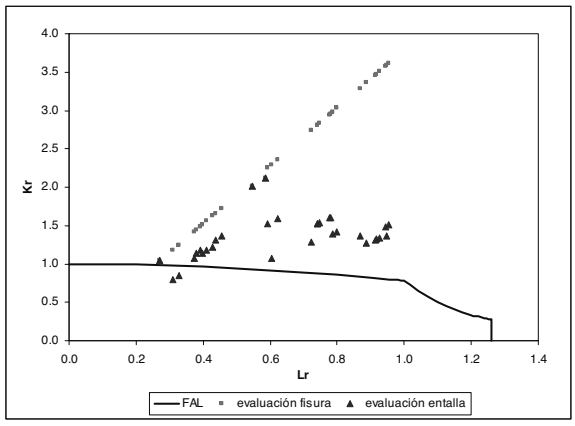


Figura 7. Evaluación FAD en rotura de probetas de PMMA, con valor de tenacidad a fractura correspondiente al 95% de confianza.

4. CONCLUSIONES

En este artículo se plantea la necesidad de evaluar entallas según metodologías que tengan en cuenta el aumento de la capacidad resistente que llevan asociado si se comparan con el comportamiento de las fisuras, dado que en caso contrario pueden generarse análisis a fractura muy conservadores.

Por otra parte, se describen los FAD como una herramienta fundamental para realizar evaluaciones a fractura-colapso plástico de todo tipo de materiales fisurados.

Se ha planteado una metodología que permite usar los FAD en el análisis de entallas, para lo cual se utiliza una corrección de la tenacidad fundamentada en la Teoría de las Distancias Críticas (en sus diferentes versiones: PM, LM, FFM).

Finalmente, se ha aplicado la metodología propuesta al análisis en rotura de 32 probetas de PMMA con 8 radios de entalla diferentes. Se ha observado cómo el conservadurismo inicial del análisis FAD, obtenido al no considerar el efecto entalla, se ve sensiblemente reducido al considerar la naturaleza propia de las entallas, dando resultados del lado de la seguridad en 30 de los 32 casos.

AGRADECIMIENTOS

Los autores de este trabajo desean agradecer al Ministerio de Ciencia e Innovación del Gobierno de España la financiación del proyecto MAT2009-08141, (subprograma MAT): "Análisis de Integridad Estructural en Defectos Tipo Entalla", de cuyos resultados se deriva este artículo.

REFERENCIAS

[1] Griffith, A.A., "The phenomena of rupture and flow in solids", *Phil. Trans. R. Soc. London.* A 221, pp. 163-198, 1920.

[2] Pluvinage, G., "Fatigue and fracture emanating from notch; the use of the notch stress intensity factor", *Nuclear Engineering and Desi*gn, 185, pp. 173-184, 1998.

[3] Taylor, D., *The theory of critical distances: a new perspective in fracture mechanic*s, Elsevier, 2007.

[4] Taylor, D., Merlo M, Pegley R, Cavatorta, M.P. "The effect of stress concentrations on the fracture strength of polymethylmethacrylate", *Mater Sci Engng*, A382, pp. 288–294, 2004.

[5] Neuber, H., *Theory of notch stresses: principles for exact calculation of strength with reference to structural form and material*. Berlin: Springer Verlag; 1958.

[6] Peterson, R.E., "Notch sensitivity". In: Sines G, Waisman JL, eds. *Metal fatigue. New York*, McGraw Hill (1959), pp. 293–306.

[7] Taylor D, Wang G., "The validation of some methods of notch fatigue analysis", *Fatigue Fract Engng Mater Struct*., 23, pp. 387–394, 2000.

[8] Taylor, D., Cornetti, P. y Pugno, N., "The fracture mechanics of finite crack extension", *Eng Fracture Mechanics*, 72, pp. 1021-1038, 2005.

[9] Anderson, T.L., *Fracture mechanics: fundamentals and applications*, Florida: CRC Press, 1991.

[10] FITNET Fitness-for-Service (FFS) Proceure - Volume 1, M. Kocak, S. Webster, J.J. Janosch, R.A. Ainsworth, R. Koers, eds., ISBN 978-3-940923-00-4, Printed by GKSS, Germany, 2008.

[11] Creager, M., Paris, C., "Elastic field equations for blunt cracks with reference to stress corrosion cracking", *Int J Fract*, 3, pp. 247–52, 1967.

[12] Madrazo, V., Cicero, S., Carrascal, I.A., Laporta, M., "Análisis del efecto entalla en el PMMA mediante el uso de la Teoría de las Distancias Críticas", A*nales de Mecánica de la Fractura, XXVIII.*

[13] Cicero, S., Madrazo, V., Carrascal, I.A., "Analysis of notch effect in PMMA by using the Theory of Critical Distances", *Polymer, Submitted.*

ANÁLISIS DE LA ROTURA PREMATURA DE PLACAS DE UNIÓN DE ESTRUCTURA METÁLICA.

R. Rivera[1], C. López[1], J. Collado[2], J. Gracia[2]

[1] Laboratorio de Materiales y Simulación Computacional del Área de Investigación, Desarrollo y Servicios Tecnológicos,
Instituto Tecnológico de Aragón, C/ María de Luna 8, 50018 Zaragoza, España.
E-mail: rrivera@ita.es

[2] GRUPO INGEMETAL. C/Paseo Rosales 26, 50008 Zaragoza, España.
E-mail: jcollado@ingemetal.es

RESUMEN

El presente trabajo resume los análisis efectuados para la identificación de las causas de las roturas prematuras de varias placas pertenecientes a una estructura metálica transcurridas unas semanas desde su puesta en servicio.
La metodología empleada en el estudio está basada en la metodología general aplicable a los estudios de análisis de fallo. Los resultados obtenidos en los análisis efectuados han permitido concluir que las roturas de las placas se han producido por la actuación de un mecanismo de fragilización por hidrógeno como consecuencia de un fallo de fabricación, y establecer las acciones correctoras para reducir la posibilidad de que dicho fallo vuelva a desarrollarse.

ABSTRACT

The present work summarizes the analyses carried out for the identification of the causes of the premature fracture of several plates belonging to a metallic structure after a few weeks from their start-up.
The methodology employed in the study is based on the general methodology applicable to the failure analysis studies. The results obtained in the experimental analysis have allowed to conclude that the fracture of the plates has taken place by the action of a hydrogen embrittlement mechanism as a result of a manufacture failure, and to establish the corrective actions to reduce the possibility that this failure returns to be developed.

PALABRAS CLAVE: Fragilización, hidrógeno, intergranular.

1. INTRODUCCIÓN

En el siguiente trabajo se presentan los resultados obtenidos en el análisis de fallo llevado a cabo sobre varias placas pertenecientes a una estructura metálica, con el objetivo de determinar las causas de la rotura prematura de las mismas durante su servicio, y establecer las acciones correctivas necesarias para reducir la posibilidad de que dicho fallo vuelva a desarrollarse.

La metodología empleada se basa principalmente en la utilización de técnicas experimentales de análisis de fallo [1]. La primera etapa ha consistido en la recopilación de los antecedentes del componente. Posteriormente a la inspección visual efectuada sobre las muestras disponibles, se han caracterizado las fracturas a nivel macro y microscópico (SEM). A partir de estos análisis se ha identificado el mecanismo de rotura actuante, que junto a la caracterización del material de fabricación de las placas y la estimación de las cargas actuantes sobre las placas mediante cálculo facilitada por la empresa peticionaria del estudio han proporcionado las bases necesarias para identificar la causa del fallo del componente y clasificarlo en un fallo de diseño, uso/mantenimiento o fabricación.

Las placas analizadas corresponden a uniones pertenecientes a una estructura metálica y están sometidas a ciclos de carga bajo la actuación predominante de esfuerzos a flexión.

Para la fabricación de las placas se parte de chapa de 2mm de espesor nominal de un acero de muelles de

designación C75S [2]. Los requisitos especificados en lo que a características mecánicas y composición química se refiere se presentan en la tabla 1 y tabla 2 respectivamente.

Las principales etapas del proceso de fabricación de las placas son corte y cizallado de la chapa, tratamiento térmico de temple y revenido, electrocincado [3] con pasivado crómico posterior y tratamiento de deshidrogenado.

La estimación de las cargas actuantes determinada a partir de los desplazamientos de las placas durante el funcionamiento normal de la estructura arroja valores máximos de 1100MPa, según los cálculos efectuados por la empresa peticionaria del estudio.

Tabla 1. Características mecánicas de las placas analizadas.

Referencia	Límite elástico (MPa)	Resistencia a la tracción (MPa)
Acero C75S +QT s/norma UNE-EN 10132-4:2001 (0,30mm ≤ t < 3,00mm)	--	1200-1900
Requisitos adicionales	1275 min	1400 min

Tabla 2. Composición química especificada del acero constituyente de la placa.

Elemento	Min.	Max.
Carbono (%)	0,70	0,80
Silicio (%)	0,15	0,35
Manganeso (%)	0,60	0,90
Fósforo (%)	-	0,025
Azufre (%)	-	0,025
Cromo (%)	-	0,40
Molibdeno (%)	-	0,10
Níquel (%)	-	0,40

En los siguientes apartados se describen las tareas llevadas a cabo y los resultados obtenidos en el presente estudio.

2. ANÁLISIS EXPERIMENTAL

2.1. Análisis macroscópico y macrofractográfico.

Las muestras objeto de estudio están constituidas por un fragmento de placa fracturada, que contiene la tipología de rotura a analizar (referencia ROTA), y un fragmento de placa sin rotura aparente (referencia SANA). Ver figura 1.

La superficie exterior de las muestras analizadas ofrece una coloración dorada, indicativa de la presencia de un recubrimiento cuya naturaleza se determinará en posteriores apartados.

La superficie de rotura contenida en la referencia ROTA ofrece una macromorfología de carácter frágil, está contenida en varios planos transversales al espesor de la misma, en ausencia de deformación y estricción en el material relacionada con la rotura, y caracterizada por la presencia de marcas superficiales orientadas en la dirección de propagación de la rotura que permiten identificar una de las superficies exteriores de la placa como la zona de inicio de la misma, (coherentes con la aplicación de esfuerzos mayoritariamente de flexión sobre la placa). Ver figura 2.

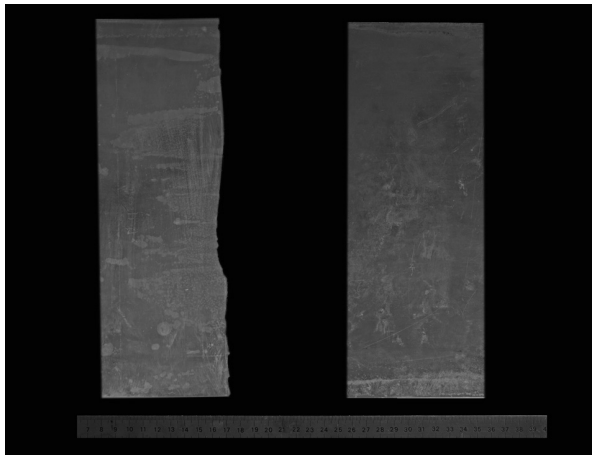


Figura 1. Macrografía general de los fragmentos de placa referencia ROTA y SANA

El fragmento de placa referenciado como SANA no presenta deformación, agrietamientos o defectos apreciables a nivel macroscópico en su superficie.

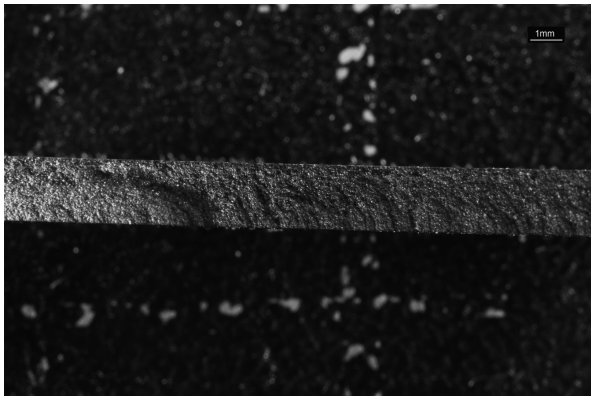


Figura 2. Macrografía de detalle de la superficie de rotura contenida en la placa ROTA.

2.2 Análisis por Microscopía Electrónica de Barrido (SEM) y Energía Dispersada de Rayos X (EDS) de las roturas en servicio

El análisis microfractográfico de la superficie de rotura de la referencia ROTA se ha realizado mediante el uso de un microscopio electrónico SEM EDX Hitachi S-3400 N de presión variable con analizador EDX Röntec XFlash de Si (Li).

La superficie de fractura analizada ofrece una micromorfología de rotura en la zona de inicio de carácter frágil intergranular [4]. Ver figura 3.

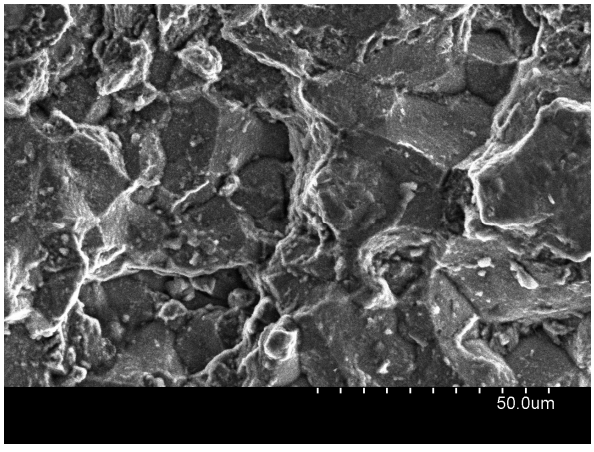


Figura 3. Micrografía electrónica zona de inicio de la rotura.

La naturaleza química del recubrimiento de la superficie de las placas determinada por energía dispersada de rayos X (EDS) está constituida mayoritariamente por cinc, elemento no detectado en los análisis llevados a cabo sobre la superficie de rotura analizada. Ver figura 4

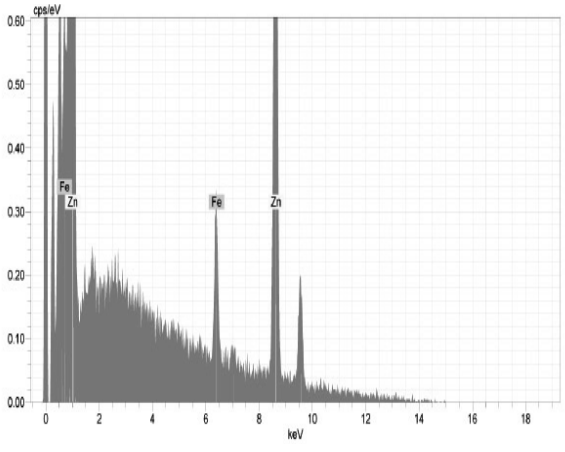


Figura 4. Espectrograma del análisis EDS efectuado sobre el recubrimiento exterior de las placas.

2.3 Caracterización mecánica

Con el objeto de caracterizar mecánicamente el material de fabricación de las placas se han llevado a cabo ensayos de tracción a temperatura ambiente según la norma aplicable [5], sobre probetas de espesor completo, y mecanizadas en dirección transversal a las placas.

Sobre una probeta adicional extraída transversalmente de la placa referencia ROTA se realiza un tratamiento térmico de deshidrogenado consistente en el mantenimiento a una temperatura de 200ºC durante 4 horas y posterior enfriamiento al aire.

Los resultados de los ensayos se presentan a continuación en la tabla 3.

Tabla 3. Características mecánicas de las placas analizadas.

Referencia	Límite elástico (MPa)	Resistencia a la tracción (MPa)	Alargamiento (%)
SANA	1352	1498	4,32
ROTA	1332	1441	1,25
ROTA tratada	1353	1510	4,55

2.4 Análisis por Microscopía Electrónica de Barrido (SEM) de las roturas de las probetas fracturadas en el laboratorio

El análisis microfractográfico de la superficie de rotura a tracción de la probeta ROTA revela la presencia en su zona central de un área plana de microcaracteres típicos de una rotura frágil intergranular, con evidencias de microdeformaciones plásticas en las caras de los granos, y una periferia de carácter dúctil [4]. Ver figura 5

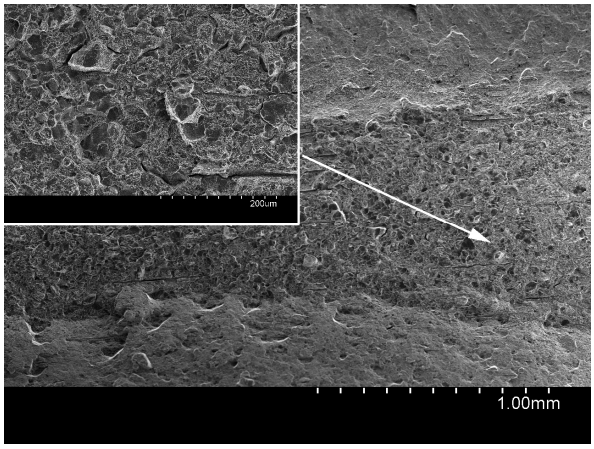


Figura 5. Micrografía electrónica superficie de rotura probeta de tracción ROTA.

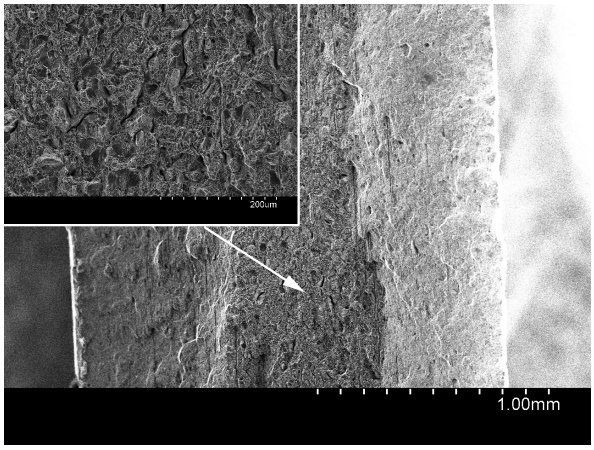


Figura 6. Micrografía electrónica superficie de rotura probeta de tracción ROTA tratada térmicamente.

La micromorfología de la superficie de rotura a tracción de la probeta tratada térmicamente pone de manifiesto una disminución de la extensión de la zona central plana respecto a la probeta no tratada, coherente con la mejora del valor de alargamiento obtenida en los ensayos mecánicos, y un mayor porcentaje de caracteres dúctiles (microvacíos) en esta zona de la rotura. Ver figura 6.

2.5 Caracterización química

La caracterización química del material de fabricación de las placas se efectúa mediante un análisis químico por espectrometría de emisión por chispa y analizador automático de carbono y azufre sobre las muestras SANA y ROTA, siendo los resultados obtenidos los que se presentan en la tabla 4.

Tabla 4. Composición química de las placas analizadas.

Elemento	SANA	ROTA	I(k=2)
Carbono (%)	0,70	0,70	0,01
Silicio (%)	0,26	0,23	0,01
Manganeso (%)	0,63	0,64	0,01
Fósforo (%)	0,011	0,011	0,001
Azufre (%)	<0,003	<0,003	--
Cromo (%)	0,25	0,18	<0,01
Molibdeno (%)	<0,01	<0,01	--
Níquel (%)	0,04	0,05	<0,01

2.6 Análisis por Microscopía Óptica

Adicionalmente a los análisis anteriores se han preparado probetas metalográficas a partir de secciones transversales a las roturas referencia ROTA y secciones equivalentes a la referencia SANA.

Las secciones analizadas presentan tras su revelado metalográfico una microestructura en el núcleo del material constituida por martensita revenida, bainitas y carburos dispersos, propia de un acero sometido a un tratamiento térmico volumétrico de temple y revenido. Ver figura 7.

No se detectan ataques preferenciales de las juntas de grano austenítico tras el revelado metalográfico que pudieran ser indicativos de una posible influencia en la rotura de un mecanismo de fragilización por revenido.

La capa de recubrimiento superficial presente en las muestras ofrece un espesor medio de 13 micras determinado mediante el uso de un analizador de imágenes.

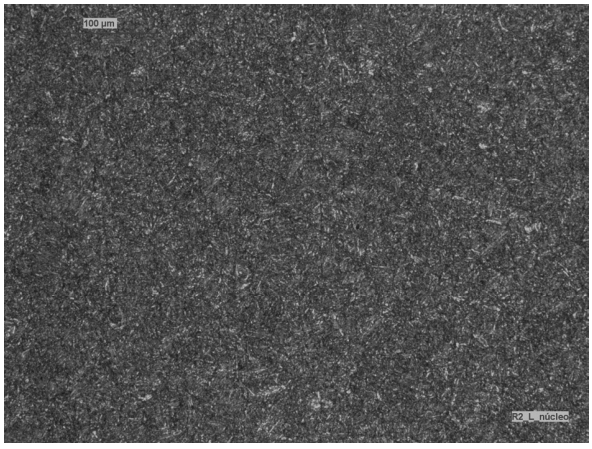


Figura 7. Micrografía óptica con revelado metalográfico del material de fabricación de las placas.

El análisis de las secciones transversales que contienen las roturas de las referencias ROTA revela que las fracturas presentan una progresión intergranular, sin deformación microestructural y en ausencia de ramificaciones. Ver figura 8.

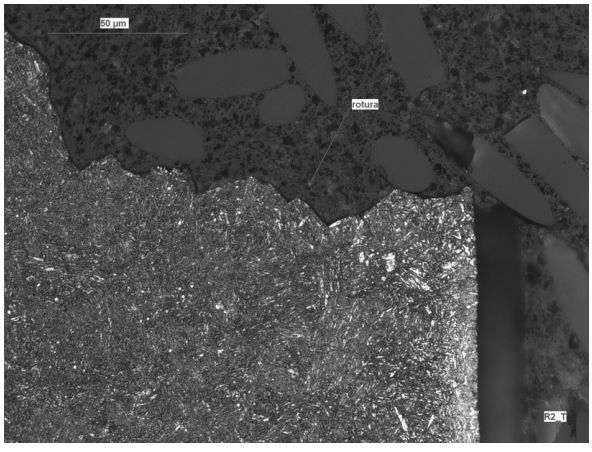


Figura 8. Micrografía óptica con revelado metalográfico de la rotura.

2.7 Medida de durezas Vickers.

Con el objeto de completar la caracterización del material respecto a la información aportada por el fabricante se han llevado a cabo medidas de dureza Vickers HV0,3 sobre la sección analizada por microscopía óptica [6].

Los resultados de los ensayos se presentan en la tabla 5.

Tabla 5.- Resultados de dureza Vickers HV0,3.

Referencia	Dureza HV0,3	Dureza media HV0,3
SANA	500	502
	508	
	497	
ROTA	500	503
	508	
	500	

Los valores medios de dureza obtenidos en el núcleo del material de fabricación de las placas correspondientes a las referencias analizadas no presentan diferencias significativas, y se encuentran dentro del intervalo de dureza especificado para un acero en estado de tratamiento térmico de temple y revenido de designación C75S según norma aplicable [2] (370-580HV).

3. CONCLUSIONES

En base a los resultados de los análisis experimentales y los antecedentes de la fractura disponibles, se concluye que la rotura acaecida sobre la placa analizada está relacionada con un fallo de fabricación, siendo la consecuencia de la actuación de un mecanismo de fragilización por hidrógeno [7].

El mecanismo de fragilización por hidrógeno tiene lugar cuando se dan simultáneamente los siguientes factores:

- Material susceptible: Los aceros con resistencia mecánica a la tracción superior a los 1040MPa son susceptibles de desarrollar este tipo de mecanismo.
- Presencia de hidrógeno en el seno del material: El hidrógeno difundido en las etapas de fabricación (p.e. procesos de decapado, recubrimientos electrolíticos) o uso (p.e. actuación de mecanismos de corrosión, trabajo en ambientes ricos en hidrógeno) se aloja en los intersticios de la red cristalina del material disminuyendo la resistencia cohesiva de la red.
- Presencia de cargas estáticas mantenidas en el tiempo, inferiores incluso al límite elástico del material, derivadas del propio funcionamiento del conjunto o de las etapas de fabricación (p.e. tensiones residuales, etc.).

Con el objeto de minimizar la actuación del mecanismo de fragilización por hidrógeno sobre las placas se recomendó efectuar rigurosamente el tratamiento térmico de deshidrogenado sobre las placas. Para un material cuya resistencia mecánica mínima especificada es de 1400 MPa, se recomienda efectuar un tratamiento térmico con una duración mínima de 16 horas a temperaturas comprendidas entre 190ºC -220ºC para una clase ER-4 (aceros con resistencia mecánica en el intervalo 1401MPa ≤ Rm ≤ 1500MPa). [8]

Dicho tratamiento térmico debe ser realizado tras el proceso de electrodeposición tan pronto como sea posible, antes del proceso de pasivado crómico, no siendo superior dicho periodo a 3 horas.

Con el objeto de verificar la efectividad del tratamiento se recomendó adicionalmente llevar a cabo un control mediante ensayos mecánicos siendo el resultado de los mismos satisfactorio [9].

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer la colaboración del INSTITUTO DE CARBOQUÍMICA del CSIC de Zaragoza en la realización de la caracterización mediante microscopía electrónica.

REFERENCIAS

[1] ASM HANDBOOK. *Failure Analysis and Prevention*, vol 11, Metals Park (OH, USA):ASM International 2002.

[2] UNE-EN 10132-4:2001*"Flejes laminados en frío para tratamiento térmico. Condiciones técnicas de suministro. Parte 4: Aceros para muelles y otras aplicaciones especiales."*

[3] UNE-EN ISO 2081:2010 *"Protección contra la corrosión de los metales. Recubrimientos electrolíticos de cinc sobre hierro o acero."*

[4] ASM HANDBOOK. *Fractography* 9th ed, vol 12, Metals Park (OH, USA):ASM International 1992.

[5] UNE-EN ISO 6892-1:2010 *"Materiales metálicos. Ensayo de tracción. Parte 1: Método de ensayo a temperatura ambiente."*

[6] UNE-EN ISO 6507-1:2006 *"Materiales metálicos. Ensayo de dureza Vickers. Parte 1: Método de ensayo"*.

[7] ASM HANDBOOK. *Failure Analysis and Prevention* 9th ed, vol 11, Metals Park (OH, USA):ASM International 1992.

[8] ISO 9588:2007 *"Metallic and other inorganic coatings -- Post-coating treatments of iron or steel to reduce the risk of hydrogen embrittlement"*.

[9] ASTM F519 - 10 *"Standard Test Method for Mechanical Hydrogen Embrittlement Evaluation of Plating/Coating Processes and Service Environments"*

EL PELIGRO DEL DESPUNTADO DEL ELECTRODO Y CEBADO DEL ARCO SOBRE ACEROS DE ALTA RESISTENCIA EN OPERACIONES DE SOLDADURA

J. M. Gallardo, S. Muñoz, L. Soria

Departamento de Ingeniería Mecánica y de los Materiales, Escuela Técnica Superior de Ingeniería, Avda. Descubrimientos s/n, 41092, Sevilla, España.
E-mail: josemar@us.es

RESUMEN

En soldadura manual ocurre en ocasiones que el recubrimiento en la punta de los electrodos dificulta el inicio del arco, lo que lleva a la práctica común de despuntar el electrodo en alguna obra o estructura metálica cercana. De esta forma se produce una fusión local, sin protección gaseosa adecuada, y con muy altas velocidades de enfriamiento que conducen con frecuencia a la aparición de pequeñas grietas de temple con posible absorción de hidrógeno. Si estas prácticas se realizan sobre aceros de alta resistencia las minúsculas grietas formadas pueden llegar a iniciar un proceso de rotura frágil, tal como se puede poner de manifiesto a través de sencillos cálculos.

ABSTRACT

Shielded electrodes used in SMAW welding process show occasionally some difficulties to start the arc due to shield extension at the electrode tip. Welders use to uncover the metallic core by short arc strikes on a nearby metallic element. In this way, a sudden heating, melting and cooling down occurs in an unprotected atmosphere. Short cracks and hydrogen absorption are common consequences of such a practice. High strength steels may fracture in a brittle way when subjected to ark strikes. Simple calculations show that even those tiny cracks may trigger the failure.

PALABRAS CLAVE: Fractura frágil, Cebado del arco.

1. INTRODUCCIÓN

La soldabilidad de los aceros es considerada en términos generales como muy buena. Esta afirmación, de creencia común en ciertos talleres de calderería, viene probablemente de la mano de la experiencia de que es posible, operativamente, unir elementos de acero mediante procedimientos bien conocidos y de fácil uso. No obstante, en un buen número de casos, se desconoce que la soldabilidad metalúrgica puede ser muy limitada para ciertos aceros, obligando a adoptar procedimientos operativos especiales o, directamente, impidiendo la soldadura de tales aceros.

En este trabajo se presentan dos casos independientes de aceros de alta resistencia que, voluntaria o inadvertidamente, se han sometido a procesos de soldadura lo que ha conducido finalmente a su rotura.

En el CASO 1, se trata de barras lisas de 36 mm de diámetro que trabajaban como tensores en la estructura de un edificio. Estos elementos, tensados a 60 T (578 MPa) mediante dispositivos roscados, servían de soporte a un forjado suspendido de un nivel superior.

En el CASO 2, los elementos son barras corrugadas de 40 mm de diámetro nominal para uso en la fabricación de elementos de hormigón pretensado. No se conoce en este caso la tensión de pretensado. De la práctica común de construcción de tales elementos se deriva que, como en el caso 1, tampoco estos elementos tenían por qué ser sometidos a procesos de soldadura en su proceso de puesta en obra.

2. ENSAYOS REALIZADOS

2.1. Observación visual

Las superficies de fractura de ambos casos se pueden observar en la figura 1. Tanto en uno como en otro, la rotura es sensiblemente perpendicular al eje del elemento roto, apreciándose marcas que convergen hacia una zona que se identifica con el inicio de la rotura. En dicha zona aparece, con distinta claridad en cada caso, una fractura con características particulares, a saber, pequeña porosidad, aspecto granular y aparente aporte de material. En las encuestas realizadas en el curso del estudio se pudo poner de manifiesto que, en el

caso 1, tal alteración superficial venía causada por la acción de soldadores que realizaban el despuntado de electrodos sobre estas barras, una vez pretensadas lo que producía su rotura inmediata o en un breve plazo. En el caso 2, sólo la evidencia puesta de manifiesto en el estudio sacó a la luz el hecho de que las barras corrugadas tenían un cordón de soldadura relativamente pequeño, equivalente, a los efectos de este trabajo, a una puntada de soldadura, sin que fuese posible conocer por qué o por parte de quién se habían realizado tales puntadas.

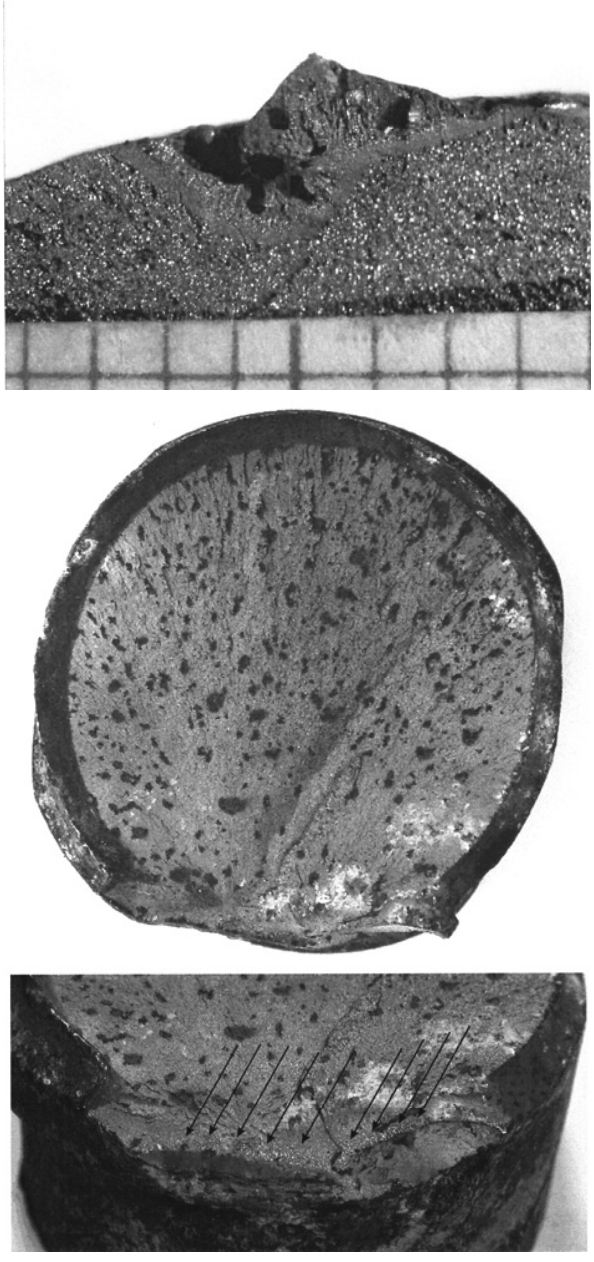


Figura 1. Superficie de fractura. De arriba hacia abajo, detalle del caso 1, caso 2 y detalle del caso 2.

2.2. Caracterización química y mecánica de las barras

En la tabla 1 se recogen los valores de la composición química determinada en las barras, tanto en muestras fracturadas como en muestras nuevas. Los análisis se han realizado en un espectroscopio de emisión óptica adecuadamente calibrado, habiéndose omitido los elementos minoritarios no relevantes. También se incluyen en la misma tabla 1 los valores de las características mecánicas, obtenidas de acuerdo a UNE 36-400-81 y UNE 36-403-81 (caso 1) y UNE-EN ISO 377 (caso 2). Para cada caso se reflejan valores de barras rotas y barras nuevas, así como los valores estipulados en las respectivas especificaciones del fabricante del producto.

Tabla 1. Caracterización química y mecánica.

	CASO 1			CASO 2†	
	Rota	Nueva	Especificado	Rota	Nueva
C, %	0,64	0,66	0,66-0,70	0,71	
Si, %	0,69	0,72	0,72-0,75	0,30	
Mn, %	1,35	1,14	1,17-1,43	0,60	
P, %	0,013	0,014	0,015-0,026	0,012	
S, %	0,014	0,021	0,011-0,029	0,006	
V, %	0,25	0,25	0,23-0,26		
σ_E, MPa	1095	1115	1122-1141	935	939
σ_R, MPa	1282	1267	1179-1292	1116	1126
A, %	10,9	7,25	6,9-8,5	13,6	13,5
CVN*, kgm	0,43	0,47			

† σ_R mínima especificada de 1050 Mpa.
* Probetas de 1x0,8 cm^2.

Se trata, en ambos casos de aceros de alta resistencia, esencialmente no aleados, con un elevado contenido de carbono. La tenacidad (al menos en el caso 1 y previsiblemente en el 2) es muy baja. Como comparación puede indicarse que la norma 36-081-76 sobre aceros para estructura de características especiales y soldables exige, para probetas longitudinales ensayadas a 20ºC, energías absorbidas mínimas de 5,2 kgm.

2.3. Metalografía

Se han preparado secciones pulidas y atacadas cercanas al punto inicial de la rotura. En la figura 2 se observan, a bajos aumentos, el metal fundido (más claro), la zona afectada por el calor (en forma de creciente) y el metal base. La superficie de rotura, perpendicular al plano de la foto, corresponde a la superficie superior de la sección preparada y la superficie derecha corresponde a la superficie exterior de la barra.

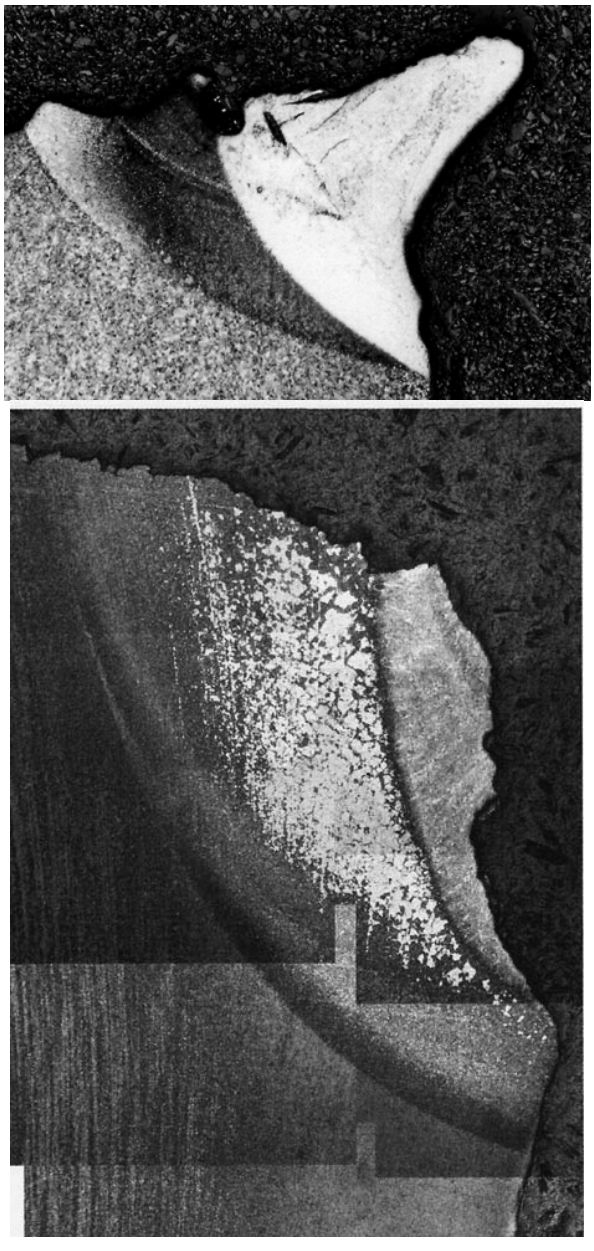


Figura 2. Microestructura a bajos aumentos de las puntadas de soldadura en el caso 1 (arriba) y el caso 2 (abajo).

El metal fundido presenta en el caso 1 una estructura fina, posiblemente de temple, con abundantes agrietamientos. En el caso 2, está constituida por ferrita y perlita formando grandes granos columnares.

La zona afectada por el calor, en el caso 1, presenta una estructura de temple, con martensita fina, así como con austenita retenida (fondo blanco), debida, sin duda, al elevado contenido de carbono del acero. En el caso 2, aparecen diferentes microestructuras, en función de la temperatura alcanzada en esta zona: entre otras, aparece una estructura acicular de tipo martensítico (de color más claro), junto con manchas oscuras que pueden corresponder a una estructura de tipo intermedio (quizás troostita). En esta zona se han medido microdurezas de 729 HV10, lo que evidencia el carácter martensítico de la estructura.

Por último, el metal base en el caso 1 está formado casi exclusivamente por perlita, extremadamente fina, con un tamaño de grano de 8 según ASTM E-380 y una más que probable dispersión de carburos de vanadio. En el caso 2, su microestructura está constituida por perlita muy fina y por una pequeña cantidad de ferrita.

2.4. Microscopía electrónica de barrido

Se ha llevado a cabo el estudio de la fractura en las proximidades del punto de inicio de la rotura del caso 1. En la zona del metal fundido se observan estructuras basálticas que presentan una superficie dendrítica. Puede decirse, por tanto, que la rotura ha progresado entre dendritas vecinas que no han llegado a entrar en contacto durante la solidificación. Una causa probable de la aparición de estas fisuras puede ser la formación durante el enfriamiento, después de la puntada de soldadura dada a la barra, de una fase de bajo punto de fusión que haya producido el fenómeno conocido como "fisuración en caliente". Por otra parte la observación de la superficie de rotura del metal base pone de manifiesto la existencia de gran número de superficies planas de rotura, lo que corresponde a una rotura frágil por clivaje (mitad derecha de la figura 3).

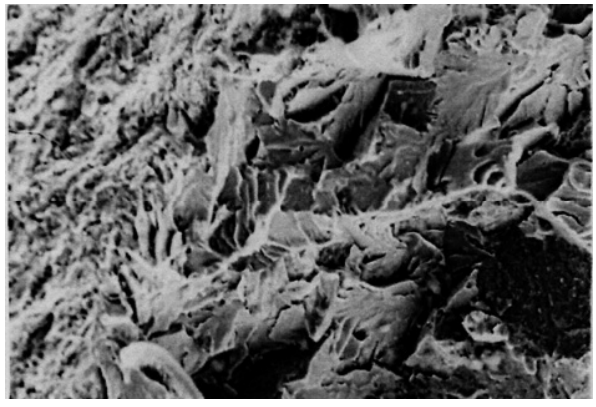


Figura 3. Micrografía SEM (aproximadamente 1000x) de la superficie de fractura del caso 1.

3. DISCUSIÓN DE RESULTADOS

Los aceros usados en las piezas siniestradas se consideran, en función del análisis químico, como no soldables, puesto que, entre otros, pueden presentar problemas de templabilidad y fisuración en caliente.

Respecto a lo primero, se admite que pueden aparecer estructuras duras y frágiles de temple por enfriamiento al aire de soldaduras en aceros con un contenido de carbono superior al 0.22%, no precalentados. Las metalografías y medidas de dureza realizadas han evidenciado que así ha ocurrido en ambos casos estudiados. Tal fisuración por temple puede verse

agravada en presencia de hidrógeno en la atmósfera de soldeo, lo que no es extraño en el caso de puntadas de soldeo ya que no se genera en tan corto espacio de tiempo una verdadera atmósfera protectora a partir del recubrimiento del electrodo. Como se sabe, los agrietamientos por hidrógeno en soldadura de aceros de alta resistencia son comunes cuando no se toman las precauciones para evitar la absorción de dicho gas en estructuras de temple. Además, de acuerdo a las observaciones realizadas en el caso 1, los agrietamientos y roturas pueden ser retardados por horas o incluso días respecto al instante de la finalización del proceso de soldadura.

En segundo lugar, puede producirse fisuración, por muy diversas causas, durante el enfriamiento y contracción de la soldadura. La susceptibilidad a dicho agrietamiento puede calcularse mediante gráficas o, entre otras, por la fórmula desarrollada por Bailey y Jones [1]:

$$UCS = 230\%C + 190\%S + 75\%P + 45\%Nb - 12.3\%Si - 5.4\%Mn - 1 \quad (1)$$

Para soldaduras con evacuación de calor en dos direcciones del espacio (lo que correspondería al caso estudiado de una puntada de soldadura en una barra), el valor crítico del factor UCS por encima del cual se puede producir agrietamiento es 25. El cálculo de dicho factor para el caso 1 oscila entre 133 y 140, mientras que para el caso 2 es aún mayor, de 179, por lo que el peligro de agrietamiento es muy elevado, corroborando lo observado en la fractura mediante SEM.

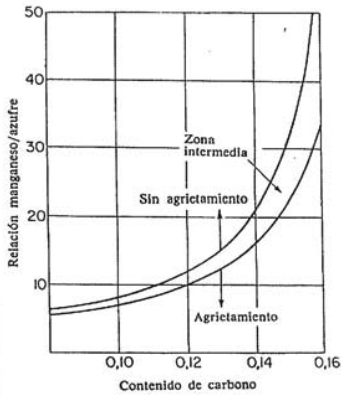


Figura 4. Condiciones de composición para agrietamiento en caliente de soldaduras de aceros.

También mediante el uso de gráficas, como la mostrada en la figura 4, puede determinarse la susceptibilidad de los aceros al agrietamiento en caliente por aparición de sulfuro de hierro (SFe), en lugar de sulfuro de manganeso (SMn). Estos aceros, obtenidos generalmente mediante una cuidadosa elaboración muestran relaciones Mn/S elevadas, de entre 54 y 96 para el caso 1 y de 100 para el caso 2. No obstante, es tan elevado su contenido en carbono, que se entiende que, salvo que de otro modo se limiten las tensiones térmicas durante el enfriamiento, serán susceptibles de experimentar agrietamiento en caliente.

Una vez justificadas las posibles etiologías de las grietas observadas en las barras, cabe preguntarse si dichas grietas producidas en el proceso de las puntadas de soldadura pueden, por sí solas, justificar la rotura de tales elementos. Para ello se hace a continuación un cálculo aproximado y simplificado correspondiente al caso 1. Las conclusiones bien podrían también aplicarse al caso 2, dadas las similitudes mostradas en este trabajo entre ambos casos.

La rotura de una pieza de alta resistencia puede producirse como consecuencia de la propagación, en un régimen más o menos frágil, de una grieta preexistente. En este caso puede considerarse, a tenor de lo descrito anteriormente, que toda la zona fundida de la puntada de soldadura constituía una grieta de forma aproximadamente elíptica y de dimensiones 5.5 mm, en su eje mayor, por 1.5 mm, en su semieje menor (figura 1). Utilizando criterios de Mecánica de la Fractura desarrollados para predecir la rotura en alambres fisurados [2] y considerando el estado de pretensado del tensor puede determinarse el valor del factor de intensidad de tensiones a que estaba sometido dicho elemento:

$$K = \sigma\ M\ \sqrt{\pi a} = 39,7\ MPa\sqrt{m} \quad (2)$$

con M = 1, en función de las características geométricas [2] .

Por otra parte, puede calcularse el factor de intensidad de tensiones crítico, por encima del cual se produce la propagación inestable de la grieta, utilizando para ello la ecuación empírica desarrollada por Rolfe, Novak y Barsom [3, 4] para aceros de alta resistencia, a temperaturas superiores a las de transición dúctil-frágil del acero:

$$\left(K_{IC}/\sigma_E\right)^2 = 0,646\ CVN/\sigma_E - 6,35\cdot 10^{-3} \quad (3)$$

lo que resulta en un valor de K_{IC} virtualmente nulo para este acero, cuando debieran resultar valores sensiblemente mayores. Es decir, en la hipótesis anterior, cualquier grieta existente en el acero tendría grandes posibilidades de propagarse frágilmente, ateniéndose a estos cálculos.

Dado que se han obtenido valores CNV extremadamente bajos, puede suponerse que el acero se encuentra por debajo de la temperatura de transición dúctil-frágil, siendo, por tanto, demasiado conservadoras las hipótesis anteriormente utilizadas. También en este caso puede calcularse un valor aproximado del factor de intensidad de tensiones crítico. Según Rolfe y Barsom [5] pueden obtenerse los valores del factor de intensidad de tensiones crítico en régimen

dinámico de crecimiento de la grieta K_{Id}, a partir del ensayo dinámico Charpy, mediante la relación:

$$K_{Id}^2 / E = A \cdot CVN \quad (4)$$

tomando A un valor comprendido entre $5.2 \cdot 10^{-4}$ y $6.5 \cdot 10^{-4}$ MN/J·m. Por otra parte, según Barsom [6], las curvas que representan la variación de K_{IC} y K_{Id} con la temperatura, en diversos aceros en la zona baja de transición, son las mismas, sólo que trasladadas una cierta cantidad T_d hacia temperaturas más bajas. Además, en aceros con $\sigma_y > 1000$ MPa, que corresponde al caso presente, T_d=0, con lo cual el valor de K_{IC} puede tomarse directamente del K_{Id} calculado a partir del ensayo dinámico de Charpy.

Por tanto, tomando como E para el acero el valor más usual de 210 GPa se obtiene un valor de K_{IC} de entre 21,5 y 25,1 MPa·m^{½}, inferior igualmente a los 39,7 MPa·m^{½} aplicados. La tensión de pretensado que estrictamente no produciría crecimiento de una grieta como la detectada, de 1.5 x 5.5 mm, debería ser entonces inferior a 30 T, aproximadamente, según la hipótesis utilizada.

4. CONCLUSIONES

De acuerdo con los ensayos y discusiones realizadas, pueden extraerse las conclusiones siguientes:

a) El acero de los tensores fracturados corresponde, en lo fundamental, a las especificaciones recogidas en los certificados de fabricante.

b) Las características metalúrgicas de los tensores, en lo relativo a composición química y propiedades mecánicas, no se corresponden con las de aceros normalizados utilizados habitualmente para construcciones metálicas, especialmente en lo concerniente a su tenacidad. En este trabajo no se evalúan las causas que han podido motivar la baja tenacidad observada.

c) Los tensores rotos presentan porosidad y agrietamientos como consecuencia de puntadas de soldadura existente en la superficie de los mismos.

d) La rotura del tensor del caso 1 puede explicarse desde la óptica de la Mecánica de la Fractura bajo las hipótesis expuestas y las propiedades encontradas en la barra.

Como reflexión global ha de hacerse notar que son frecuentes en exceso los casos en que como consecuencia del desconocimiento de las particularidades inherentes a la soldabilidad metalúrgica de ciertos aceros, pueden ponerse en peligro bienes y vidas, aún cuando los defectos causados por las soldaduras realizadas sean realmente minúsculos en tamaño.

REFERENCIAS

[1] *Metals Handbook, 9th Ed., Vol.6 "Welding, Brazing and Soldering"*, American Society for Metals, Materials Park, Ohio, 1983, p.47.

[2] A. Valiente y M. Elices, *"Predicción de roturas en alambres fisurados"*, Actas del V Encuentro del Grupo Español de Fractura, p.43.

[3] J.M. Barsom and S.T. Rolfe, in: *"Impact Testing of Metals", ASTM STP 466*, ASTM, D.E. Driscoll, Ed., Philadelphia, 1970, p.281.

[4] S.T. Rolfe and S.R. Novak in: *"Review of developments in plane strain fracture toughness testing", ASTM STP 463*, ASTM, W.F. Brown Jr., Ed., Philadelphia, 1970, p.124.

[5] S.T. Rolfe and J.M. Barsom, *"Fracture and Fatigue Control in Structures; Application of Fracture Mechanics"*, Ed. Prentice-Hall, Inc., New Jersey, 1977, p.135.

[6] J.M. Barsom, "*Development Of The AASHTO Fracture-Toughness Requirements For Bridge Steels",* Engineering Fracture Mechanics, Vol.7, no.3, September 1975, pp. 605-618.

ANALISIS NUMÉRICO DE LA FRACTURA DE UNA PLATAFORMA ELEVADORA PARA PODA DE ÁRBOLES

J. Toribio, V. Kharin, F.J. Ayaso, M. Lorenzo, B. González, J.C. Matos, D. Vergara

Departamento de Ingeniería de Materiales, Universidad de Salamanca
E.P.S., Campus Viriato, Avda. Requejo 33, 49022 Zamora
Correo-e: toribio@usal.es

RESUMEN

En este artículo se presenta el análisis del fallo en servicio de un sistema mecánico utilizado para realizar labores de poda de árboles. Para determinar las causas del fallo se ha realizado un análisis mecánico del elemento fracturado, dividiendo el estudio en dos partes. En la primera de ellas se ha realizado un análisis estático del mecanismo con el fin de determinar las cargas que estaban aplicadas en la articulación donde se produjo la fractura en el instante de rotura. En la segunda parte del estudio se ha obtenido, mediante el método de los elementos finitos (MEF), el estado tensional del elemento fracturado producido por la carga obtenida en el análisis estático del mecanismo. Los resultados demuestran que la rotura se produjo por una fuerte concentración de tensiones en la zona de unión del cojinete con el perfil debido a una mala ejecución del proceso de soldadura cuya discontinuidad causó la fractura catastrófica del sistema mecánico.

ABSTRACT

In this paper the failure-in service analysis of a mechanical system used for tree prune working is presented. In order to determine the causes of failure, a mechanical analysis of the fractured element was performed. The study was divided into two parts. Firstly, a static analysis of the mechanism was carried out to obtain the force applied in fracture joint at the rupture instant. Secondly, the stress state in the fractured bar produced by the applied load calculated in the first analysis was obtained by means of the finite element method (FEM). Results show that fracture was produced due to a high stress concentration at the joint of bearing and bar. Such a stress concentration was produced by a wrong application of the welding process whose discontinuity caused the catastrophic fracture of the mechanical system.

PALABRAS CLAVE: Análisis de fallo, Plataforma elevadora, Método de los elementos finitos (MEF).

1. INTRODUCCIÓN

El trabajo presentado en este artículo comprende el análisis mecánico de la rotura en servicio de una plataforma elevadora utilizada en labores de poda de árboles. La función del sistema mecánico consiste en elevar al operario y a las herramientas de poda hasta una altura aproximada de unos 10 m. El sistema mecánico, mostrado en la Figura 1, presenta dos grados de libertad formados por dos actuadores lineales que transmiten, de forma independiente, el movimiento de elevación a la cesta donde va alojado el operario.

La cadena cinemática del mecanismo está formada por dos cuadriláteros articulados (cf. Figura 1: cuadrilátero I y cuadrilátero II) unidos entre sí por un eslabón común. El cuadrilátero articulado inferior (cuadrilátero I) está formado, a su vez, por dos cuadriláteros articulados paralelos (cuadrilátero Ia y Ib) que realizan el mismo movimiento durante la poda.

El fallo se produjo durante la poda de un árbol con el mecanismo situado en la posición que marca la altura de trabajo (10 m) causando la caída al vacío del operario que sufrió daños severos. El análisis *post mortem* [1] del mecanismo reveló que el fallo fue debido a la fractura de una de las barras longitudinales del cuadrilátero Ia en la articulación que unía esta barra con el eslabón común de los cuadriláteros Ia, Ib y el cuadrilátero II, tal como se muestra en el esquema del mecanismo de la Figura 1.

El presente estudio se plantea como una continuación del análisis presentado en el trabajo previo [1] en el que se realizó el análisis experimental y fractográfico de la barra fracturada que causó la rotura catastrófica de la plataforma elevadora. En este caso el estudio se centra en el análisis mecánico del problema: la obtención analítica de las cargas aplicadas en la zona de fractura y

la determinación numérica por elementos finitos del estado tensional en dicha zona.

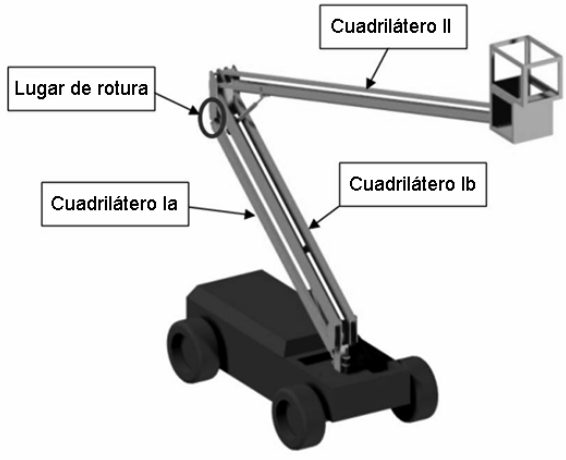


Figura 1. Esquema simple del sistema mecánico de la plataforma elevadora en el que se identifica el lugar en el que se produjo la fractura catastrófica.

2. ANÁLISIS MECÁNICO

Para obtener el estado tensional en la zona de rotura resulta necesario conocer previamente las cargas que soporta la articulación durante el proceso de poda. Por tanto, como paso previo al análisis tensional mediante el método de los elementos finitos (MEF) de la barra fracturada, se han obtenido las fuerzas de interacción en las uniones de los diferentes eslabones del mecanismo, utilizando el procedimiento general del análisis de mecanismos [2]. Este método consiste en aislar cada uno de los eslabones del mecanismo y analizar su equilibrio cuando se aplican todas las fuerzas que actúan sobre dicho elemento. En cada eslabón la unión de las barras se representa por las denominadas fuerzas de interacción. Estas fuerzas están aplicadas en la unión entre eslabones, y deben ser iguales y de signo opuesto en cada uno de los eslabones que forman la unión. El efecto de las fuerzas de inercia debidas al movimiento del mecanismo se ha despreciado debido a que el proceso de subida-bajada se realiza a velocidades muy lentas. Por tanto las fuerzas consideradas en este estudio han sido el peso propio de las barras y las fuerzas de interacción entre eslabones. De esta forma el equilibrio global del mecanismo viene representado por un sistema de ecuaciones lineales en las que las incógnitas son precisamente las fuerzas de interacción en las uniones. La solución de dicho sistema, para cada posición del mecanismo, permite determinar la magnitud de dichas fuerzas y en particular la fuerza de interacción en la articulación donde se localizó la fractura.

Para determinar el valor más alto de la fuerza de interacción en dicha articulación se ha resuelto el sistema de ecuaciones para las diferentes posiciones que ocupa el mecanismo en el proceso de subida-bajada. Estas posiciones están definidas dentro del rango de variación de la inclinación del cuadrilátero I ($0<\alpha<75º$) y del cuadrilátero II ($0<\beta<45º$) que representan los dos grados de libertad del mecanismo.

Los resultados obtenidos en el análisis estático del mecanismo muestran que la componente longitudinal de la fuerza de interacción en la unión fracturada (articulación D) es sensiblemente mayor que la transversal. El valor de dicha componente alcanza en la posición más desfavorable ($\alpha=75º$ y $\beta=0º$) un valor máximo de 55 kN. También se ha realizado un análisis de las cargas en esta articulación durante el ciclo de ascenso-descenso hasta la posición de trabajo (10 m). La variación de las componentes longitudinal (F_L) y tangencial (F_T) de esta fuerza durante el ciclo se muestra en la Figura 2, en la que se puede observar que la componente transversal es despreciable y que la posición más desfavorable se alcanza al final del proceso de ascenso.

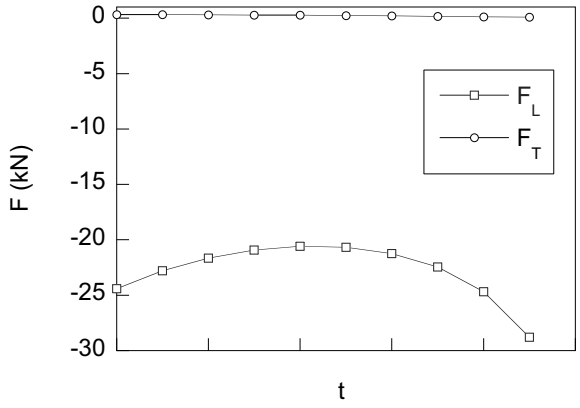


Figura 2. Evolución de las componentes longitudinal (F_L) y transversal (F_T) de la fuerza de interacción en la articulación D durante el ciclo de elevación.

3. ANÁLISIS TENSIONAL DEL ELEMENTO FRACTURADO

Para averiguar las causas de la rotura es necesario determinar el estado tensional al que estuvo sometido la unión fracturada. Para ello se ha modelizado mediante el MEF la aplicación de la fuerza de interacción sobre la barra fracturada. Para optimizar los recursos informáticos la geometría se ha reducido aprovechando la simetría de la barra respecto al plano longitudinal central [3]. Asimismo se ha reducido la longitud de la barra en la modelización ($L = 10w$, siendo w la altura del perfil) de la forma indicada en la Figura 3.

Las condiciones de contorno aplicadas en el análisis MEF, mostradas en la Figura 4, corresponden a desplazamientos impedidos en la dirección normal a los planos de simetría de la barra de la forma indicada en la Figura 4a y a la fuerza de interacción en la unión fracturada. Teniendo en cuenta que, de acuerdo con los resultados del análisis estático, la componente tangencial de dicha fuerza es despreciable, la fuerza de

interacción se ha aplicado como una carga uniformemente distribuida sobre la cara interior del cojinete en la dirección longitudinal del perfil, tal como se muestra en la Figura 4b.

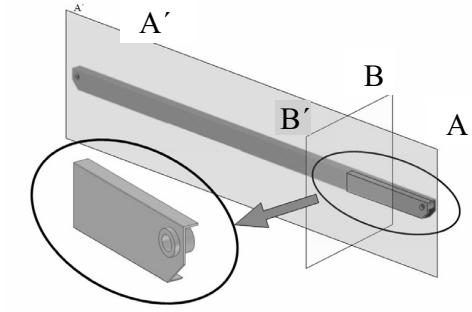


Figura 3. Reducción de la geometría analizada por medio del método de los elementos finitos (MEF).

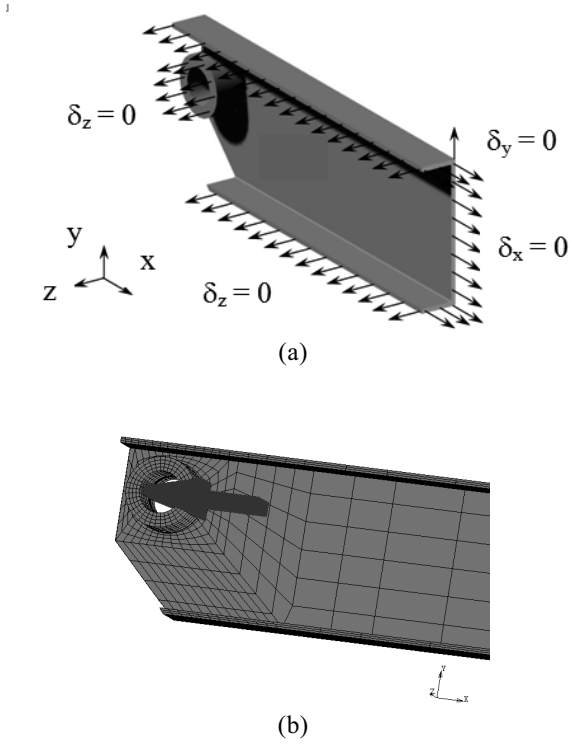


Figura 4. Condiciones de contorno aplicadas sobre el modelo: (a) desplazamientos impedidos y (b) carga aplicada.

La fuerza de interacción calculada en el análisis mecánico (55 kN) es soportada de forma conjunta por los dos perfiles gemelos de los cuadriláteros Ia y Ib (cf. Figura 1). A su vez esta fuerza está distribuida sobre la longitud completa del cojinete y, por tanto, debido a la reducción de la geometría de la barra, la carga aplicada en la modelización debe ser la mitad de la fuerza que soporta cada uno de los perfiles gemelos, i.e., la cuarta parte de la carga calculada (13.75 kN).

Por simplicidad, en la geometría analizada se ha considerado que la unión entre el perfil y el cojinete es perfecta, i.e., el cordón de soldadura se extiende de forma continua sobre todo el arco de circunferencia a ambos lados de la unión (tanto en la cara interior como en la cara exterior del perfil).

El cálculo según el MEF se ha realizado considerando un análisis elástico lineal por lo que el comportamiento mecánico del material queda definido con el módulo de elasticidad (214 GPa) y el coeficiente de Poisson (0.3) que se han obtenido a partir de los resultados del estudio previo [1]. Las distribuciones de la tensión principal máxima y de la tensión de von Mises en la unión fracturada se muestran en las Figuras 5a y b.

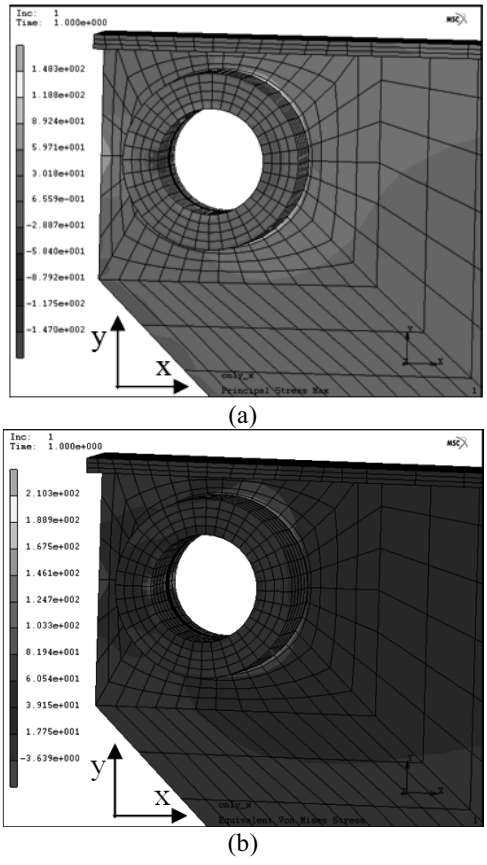


Figura 5. Distribución de la (a) tensión principal máxima σ_I (MPa) y (b) tensión de von Mises σ_{eq} (MPa) en las proximidades de la rotura para la carga máxima aplicada en la articulación D.

A partir de las figuras anteriores se observa que los valores máximos de la tensión principal σ_I y de la tensión de von Mises σ_{eq} son respectivamente 148 MPa y 210 MPa, estando localizados en la zona identificada como el foco de inicio de fractura en el estudio [1], i.e., a lo largo del cordón de soldadura entre el cojinete y el perfil, y observándose que la dirección principal I es cuasi-radial con respecto al

cojinete. Esta distribución, tal como se observa en las figuras anteriores, se extiende prácticamente sobre la totalidad de la semicircunferencia derecha de la unión perfil-cojinete, precisamente en la zona donde la inspección visual del perfil fracturado reveló que el cordón interior de soldadura no fue aplicado [1].

4. DISCUSIÓN

Los valores máximos de las tensiones principal máxima y la tensión de von Mises obtenidos en la modelización por MEF son inferiores a la resistencia del material obtenida de forma experimental en el estudio [1]. Pero hay que tener en cuenta que estas tensiones corresponden a un modelo en el que se ha considerado una unión por soldadura perfecta entre el cojinete y el perfil que no corresponde a la unión real observada en el análisis visual de la barra fracturada. Dicho análisis reveló que la unión soldada solo se extendía hasta la mitad del ancho del perfil [1]. No obstante, el estado tensional que soportó la barra con la unión real se puede estimar a partir de los resultados obtenidos en el modelo analizado por MEF en el que se ha idealizado la unión del perfil con el cojinete de la forma que se describe a continuación.

Aplicando la metodología dada por la mecánica de fractura para sólidos fisurados [4,5] se puede considerar que la ranura (Figura 6) se comporta como una fisura aguda, con ancho nulo, cuya longitud es igual a la mitad del grosor *h* del perfil, tal como se observó en el análisis de la barra fracturada en el instante del fallo catastrófico de la plataforma [1].

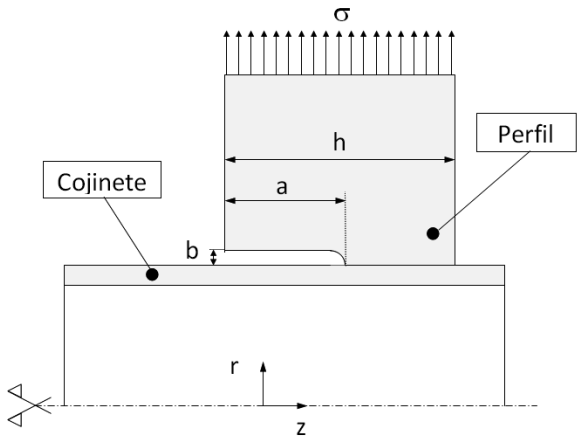


Figura 6. Modelo 2D para el cálculo del estado tensional en el extremo de la ranura debido a la falta de cordón de soldadura en la unión cojinete-perfil.

La tensión remota σ es la máxima tensión principal obtenida en el análisis mediante el MEF (cuasi-radial), que en el presente análisis mecánico será considerada radial, i.e., perpendicular al eje del cojinete. El campo tensión local en el entorno próximo al fondo de la entalla se puede obtener evaluando el factor de intensidad de tensiones (FIT) K_I en función de las dimensiones de la pieza y de la tensión máxima aplicada, $\sigma = \sigma_I$. Una vez determinado el FIT es posible conocer si la fractura tiene lugar si el FIT toma el valor crítico que, de acuerdo con el criterio de fractura ($K_I = K_{IC}$), coincide con el valor de la tenacidad de fractura del material (K_{IC}) que es un parámetro característico del material utilizado en el cordón de soldadura [4].

Para determinar el valor del FIT se ha utilizado un *compendium* [6] en el que se recogen una gran variedad de expresiones que permiten calcular el valor del FIT en sólidos fisurados dependiendo de la geometría o el tipo de solicitación, $K_I = K_I(\sigma_I,h,a)$. La geometría analizada en este estudio, mostrada de forma esquematizada en la Figura 6, es similar a la geometría mostrada en la Figura 7 para la que el compendium [6] establece la siguiente expresión para el cálculo del FIT:

$$K_I = Y_I\left(\frac{a}{h}, \frac{h}{H}\right)\frac{h^2\sigma\sqrt{\pi}}{(h-a)^{3/2}} \quad (1)$$

donde Y_I es un factor adimensional que depende de la geometría analizada. En el caso del presente estudio el valor de este parámetro es

$$Y_I\left(\frac{a}{h} = 0.5, \frac{h}{H} \geq 4\right) = 0.707 \quad (2)$$

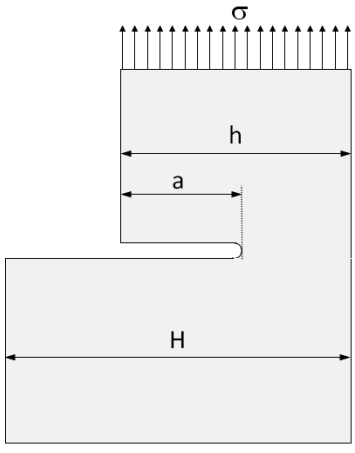


Figura 7. Esquema del problema de una lámina con un escalón y fisura en su base sometida a tracción [6].

De esta forma el valor del FIT correspondiente al caso analizado (h=4 mm, a/h=0.5) sometido a una carga remota equivalente a la tensión máxima calculada en el estudio por MEF (σ = 148 MPa) es

$$K_I = 2\sqrt{2}F_I\sigma\sqrt{\pi h} = 33.2\ \text{MPa}\ m^{1/2} \quad (3)$$

Finalmente, para saber si el FIT calculado es igual o superior al FIT critico, es necesario conocer el valor de

la tenacidad de fractura del cordón de soldadura. La medición de este parámetro en el caso analizado no es sencilla debido a que el material en la zona donde se observó la iniciación de la fractura es precisamente el cordón de soldadura (en la unión soldada del cojinete y perfil). Esto supone la imposibilidad de obtener una probeta normalizada homogénea de ese material para hacer un ensayo normalizado [4]. Además el espesor del perfil del que se pueden extraer las probetas de dicho ensayo no cumple la condición de deformación plana necesaria para la obtención de dicho parámetro de acuerdo con la Norma [4], la cual establece que en estos casos el valor del parámetro K_{IC} es superior al obtenido en las condiciones de deformación plana. No obstante la resistencia mecánica del cordón de soldadura se puede estimar de forma indirecta mediante la medición de la dureza en la zona donde se aplicó dicho cordón. Se debe tener en cuenta que en ambos casos el valor de la tenacidad de fractura del cordón no se puede obtener de forma precisa.

La aplicación del criterio de fractura con el FIT calculado y los valores de la tenacidad de fractura obtenidos por ambos métodos (sobreestimación teórica de la tenacidad de fractura y ensayos de dureza) permite concluir que, bajo estas condiciones, no se produce la fractura catastrófica del eslabón analizado. No obstante, sí es posible afirmar que la fisura puede propagarse (crecer) por fatiga. Esta afirmación se basa en el análisis de los ciclos de funcionamiento de la plataforma elevadora en los que la fuerza que soporta la unión fracturada (F_L) puede variar entre 24 y 55 kN. Esto supone una amplitud de la carga de 31 kN que constituye una fracción apreciable (56%) del valor máximo de la fuerza aplicada en dicha unión.

Teniendo en cuenta que todos los análisis utilizados para determinar las tensiones (MEF y cálculo del FIT) se han realizado asumiendo una relación lineal entre las fuerzas aplicadas y las tensiones, es posible obtener la variación del FIT durante el ciclo de carga de forma proporcional a la variación de la fuerza en dicha unión. De esta forma se obtiene $\Delta K_{IC} = 18.6$ MPam$^{1/2}$. A partir de los resultados experimentales del estudio previo [1], en los que se evaluó el crecimiento subcrítico de fisuras en probetas extraídas del perfil del eslabón fracturado, se puede considerar que el valor obtenido es suficiente para que la fisura se propague con una velocidad de crecimiento por ciclo apreciable. Además es necesario tener en cuenta que el material presente en la zona donde se inició la rotura (cordón de soldadura) debe ser más frágil que el acero utilizado en el perfil. Por lo tanto cabría esperar que el crecimiento subcrítico de la fisura por fatiga sea más rápido que el obtenido en los ensayos del estudio [1].

Para poder corroborar los resultados obtenidos en el análisis anterior se ha considerado un análisis alternativo para evaluar la tensión máxima en la zona de unión real entre el cojinete y el perfil. Este análisis consiste en evaluar el valor máximo del estado tensional en la punta de la ranura (Figura 8) utilizando el método de los factores de concentración de tensiones [7] según el cual valor de la tensión máxima se puede obtener mediante la siguiente ecuación

$$\sigma_{max} = K_t \, \sigma \tag{4}$$

donde K_t es el denominado *factor de concentración de tensiones*. Una vez conocida la tensión máxima es posible aplicar los criterios de resistencia clásicos para determinar la rotura del material [4]. Este método, al igual que en el caso anterior, no se puede evaluar con precisión, puesto que el valor del radio del concentrador de tensiones (ancho *b* de la ranura en la unión cojinete-perfil) no se pudo determinar con exactitud en el análisis *post mortem* de la pieza fracturada [1].

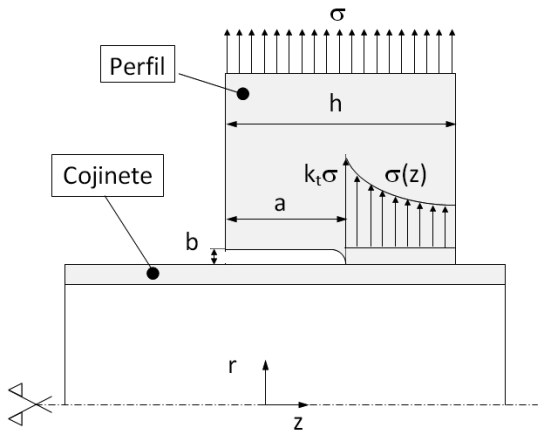


Figura 8. Esquema de la concentración tensional producida en la punta de la ranura.

De este modo la mejor forma de conocer la concentración tensional en el lugar donde se produjo la fractura es recurrir a las aproximaciones dadas en la bibliografía [8], pudiéndose considerar que en los casos en los que el *factor de concentración de tensiones* es igual o superior a 8, la aproximación es extremadamente buena si se utiliza, para evaluar dicho factor, la siguiente ecuación basada en la célebre fórmula de Creager-Paris [9] que relaciona dicho factor con el FIT equivalente.

$$K_t \approx \frac{2K_I}{\sigma\sqrt{\pi\rho}} \tag{5}$$

donde ρ es el radio del concentrador de tensiones.

De esta forma, es posible determinar el valor de la tensión máxima en el fondo de entalla mediante el *factor de concentración de tensiones* de la ecuación (5), utilizando el valor del FIT obtenido en el caso analizado, ecuación (3).

$$\sigma_{\max} = K_t\sigma = \frac{2K_I}{\sqrt{\pi\rho}} = 4\sqrt{2}Y_I\sigma\sqrt{\frac{h}{\rho}} \quad (6)$$

No obstante, al igual que en el análisis desarrollado a partir de la Mecánica de Fractura, este planteamiento basado en el factor de concentración de tensiones presenta ciertos inconvenientes [7]. El principal inconveniente proviene de la incertidumbre en la definición del ancho de la ranura que aparece entre el cojinete y el perfil (Figura 8) debido a la incorrecta aplicación del cordón de soldadura. Esta incertidumbre se debe a la imposibilidad de realizar una medición precisa en los elementos fracturados disponibles en el análisis realizado en el estudio [1] debido a la elevada deformación plástica que presentaban los perfiles en dicha unión. No obstante, considerando el caso límite en el que la tensión máxima normal en la unión cojinete-perfil σ_{Imax} alcanza la tensión admisible $[\sigma] = \sigma_Y$ obtenida en el estudio [1] es posible determinar el valor del espesor de la ranura crítico, $b_c = 2\rho \leq 9.2$ mm, con la ecuación (6).

Esto significa que para un valor razonable del ancho de la ranura entre el cojinete y el perfil, que con seguridad podría estimarse inferior a 0.5 mm debido a las tolerancias de fabricación en la unión entre el perfil y el cojinete, el valor máximo de la tensión normal superará con toda certeza el valor límite de tensión admisible representativa de la resistencia del material. A modo de ejemplo, si se considera que el ancho de ranura es de 2 mm (un valor claramente superior al valor del ancho que se podría considerar razonable en este tipo de uniones) la tensión máxima en la punta de la ranura obtenida a partir de la ecuación (6) es

$$\sigma_{max} = K_t\sigma_I = 591.9 \text{ MPa} > \sigma_R > \sigma_Y. \quad (7)$$

Obviamente si se considera un valor inferior (más realista) la tensión máxima en el fondo de entalla sería aún mayor, por lo que dicha estimación supone una cota inferior de dicha tensión límite.

De este modo, la estimación del valor máximo de la tensión normal en el extremo de la ranura por medio del factor de concentración de tensiones demuestra que dicha tensión supera el límite elástico $\sigma_Y = 390$ MPa e incluso la tensión de rotura del material $\sigma_R = 493$ MPa obtenidos experimentalmente como valores promedios para el acero del perfil en el estudio [1]. Por tanto el procedimiento basado en la determinación de la tensión normal máxima en la punta de la ranura establece con certeza que la tensión soportada por esta unión supera los valores límite de resistencia del acero empleado en la fabricación de los perfiles que forman el mecanismo de la plataforma elevadora.

5. CONCLUSIONES

Finalmente, como conclusión general de este estudio, se puede considerar que la incorrecta aplicación del proceso de soldadura, en la que el cordón de soldadura tan sólo fue aplicado en el exterior de la unión entre el cojinete y el perfil (dejando la parte interna sin ningún tipo de unión) generó una concentración tensional lo suficientemente alta como para que, de forma local, la tensión máxima superase la tensión límite que marca la resistencia del material. Esto provocó la aparición de una fisura en la punta de la ranura que creció subcríticamente por fatiga hasta alcanzar un tamaño crítico que causó la fractura catastrófica de la plataforma elevadora.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean hacer constar su agradecimiento a la empresa "IBÉRICA DE PODAS® Y FORESTACIÓN, S.L." por la financiación del trabajo.

REFERENCIAS

[1] J. Toribio, V. Kharin, F.J. Ayaso, B. González, J.C. Matos, D. Vergara y M. Lorenzo, Failure analysis of a lifting platform for tree pruning. *Eng. Fail. Anal.*, **17**, 739-747, 2010.

[2] R. Norton, Diseño de máquinas. Síntesis y análisis de máquinas y mecanismos, Mc-Graw-Hill, 2005.

[3] K.J. Bathe, Finite element procedures in engineering analysis, Prentice-Hall, 1982.

[4] T. L. Anderson, Fracture Mechanics Fundamentals and applications, CRC Press, 1995.

[5] G. Glinka, Calculation of inelastic notch-tip strain-stress histories under cyclic loading. *Eng. Fract. Mech.*, **22**, 839-854, 1985.

[6] M.P. Savruk, Factores de intensidad de tensiones en sólidos con fisuras, Naukova dumka, Kiev 1988, (in Russian).

[7] S.P. Timoshenko y J. Geere, Resistencia de materiales, Thompson, 2002.

[8] C.S. Shin, K.C. Man y C.M. Wang, A practical method to estimate the stress concentration of notches. *Int. J. Fat.*, **16**, 242-256, 1994.

[9] M. Creager y P.C. Paris, Elastic field equations for blunt cracks with reference to stress corrosion cracking. *Int. J. Fract. Mech.*, **3**, 247-252, 1967.

ESTUDIO DE ESPÁRRAGO DE TURBINA PELTON DE ACERO 30CrNiMo8

A. Monsalve G. [(1)] y M. Edwards A. [(2)]

(1) Departamento de Ingeniería Metalúrgica, Facultad de Ingeniería, Universidad de Santiago de Chile, Casilla 10233, Santiago, Chile. alberto.monsalve@usach.cl
(2) AES Gener SA.

Resumen. Se analizó desde el punto de vista químico, microestructural y mecánico, un espárrago correspondiente a la unión entre una turbina Pelton y el generador, perteneciente a una central hidroeléctrica de paso, de capacidad de 178 MW. Esta pieza, hecha de acero 30CrNiMo8, ha estado en funcionamiento desde hace varios años (inicio de operación el 12 de Junio de 1991) y se necesita estimar la vida útil remanente, supuesto que la pieza es sometida a cargas tractivas de valor conocido durante su instalación, después de haber realizado ya sea tareas de mantenimiento preventivo o correctivo. Los análisis llevados a cabo incluyeron la caracterización química, metalográfica y mecánica del material. A partir del valor del torque de instalación, se conocieron las cargas tractivas máximas aplicadas a la pieza y a partir de estos valores se pudo encontrar, con la ayuda de un software de elementos finitos, el estado de deformaciones y esfuerzos para cada punto de la pieza. Experimentalmente se determinó el factor crítico de intensidad de tensiones utilizando para ello una probeta del tipo C-T. Paralelamente, se fabricaron probetas cilíndricas con las cuales se determinó la curva de Wohler correspondiente al material, utilizándose como cargas, los valores obtenidos a partir de la simulación numérica. Los resultados permitieron dar una respuesta a la empresa, en términos de vida útil remanente de la citada pieza, resultando ésta en una vida a fatiga prácticamente infinita para los niveles de carga utilizados, dada la alta tenacidad a la fractura que presentó el material y dado el valor del torque aplicado.

Palabras clave: Vida a fatiga, turbina, tenacidad, curva S-N.

Abstract. A microstructural, mechanical and chemical study of a bolt corresponding to a join between a Pelton turbine and a generator belonging to an hydraulic power station has been made. This bolt was made of a 30CrNiMo8 steel, and has been working from several years ago (starting the operation in june 12, 1991), needing to determine the fatigue life, due to tensile loads that exerts over the bolt during the installation, after preventive or corrective maintenance routine tasks. The analisys carried out included he chemical, mechanical and metallographic characterization of the material. From the service torque value, the value of the maximum tensile load has been evaluated and from this values and applying a software based on finite elements, the stress and deformation of each point of the bolt has been computed. Experimentally, the value of the stress intensity factor has been measured using a C-T sample. Cylindrical-shaped samples have been used in order to determine the Wohler curve for the material, using the loads computed by means of the finite element software. The results permitted to answer the question related to the fatigue life of the bolt, concluding that for the service loads, the fatifgue life of the bolt was practically infinite for the loads levels applied and taking into account the high value of the fracture toughness of the material.

Key words: Fatigue life, turbine, toughness, S-N curve.

1. INTRODUCCION

La central hidroeléctrica Alfalfal corresponde a las denominadas centrales de pasada, ya que el agua no se almacena antes de pasarla por las turbinas, si no que se toma del río y se devuelve a él, tras ser utilizada para mover las turbinas. Esta central ubicada en el valle del río Maipo en Chile cuenta con dos turbinas Pelton, con una capacidad generadora de 178 MW. En la figura 1 se muestra la localización de la planta, en el centro de Chile, a un costado del río Maipo (confluencia de dos afluentes del río Maipo: río Colorado y río Olivares). Este río, como todos los de este país, nace en la cordillera de Los Andes y corre de este a oeste, descendiendo aproximadamente unos 4.000 m, en un trayecto de poco más de 100 km, lo que lo hace muy torrentoso. En particular este río arrastra una gran cantidad de sedimentos, lo que a su vez torna sus aguas extremadamente abrasivas, lo que produce un desgaste acelerado en las tuberías, bombas y en los cangilones o capachos de la turbina. En la figura 2 se muestra el efecto que ejercen estos sedimentos en la fallas de las turbinas, pudiéndose apreciar un aumento significativo en la cantidad de fallas a medida que aumenta la cantidad de toneladas de sedimento que pasan por la turbina.

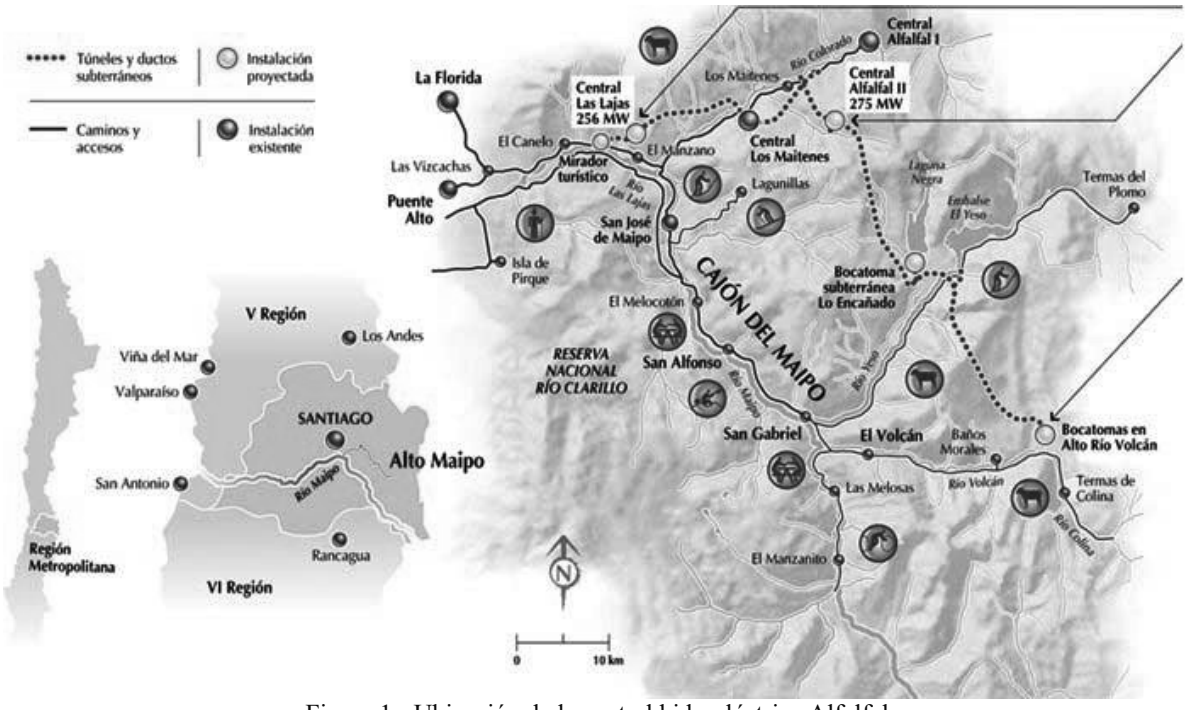


Figura 1.- Ubicación de la central hidroeléctrica Alfalfal

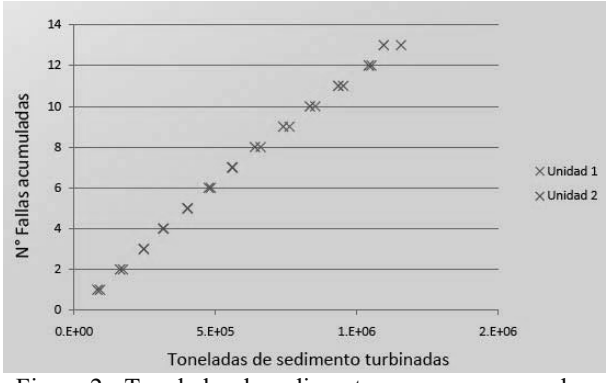


Figura 2.- Toneladas de sedimento que pasan por cada unidad.

A su vez, la o currencia de estas fallas in fluye directamente en la co nfiabilidad de cada uno de los rodetes, tal com o se muestra en la figu ra 3, en que se aprecia una fuerte disminución en la con fiabilidad a medida que aumenta la cantidad de sedimento que pasa por la turb ina. Debido a esto, las tareas de mantenimiento deben ser llevadas a cabo de manera permanente con el objeto de asegurar la producción de electricidad en un país en que la demanda de electricidad crece anualmente en un valor cercano al 7%. La maquinaria más antigua de la central.de origen suizo, data del año 1928, por lo que el monitoreo de su funcionamiento se realiza con extrema rigurosidad, teniendo presente que el siste ma de tarifas castiga con multas el que una planta no entre entregue la potencia que ha sido contratada. Una tarea rutinaria durante las operaciones de mantenimiento ya sea preve ntivo o correctivo, es el acople de la turbina con el generador, que se hace mediante el em pleo de 14 pernos, cuyo esquema se muestra en la figura 4.

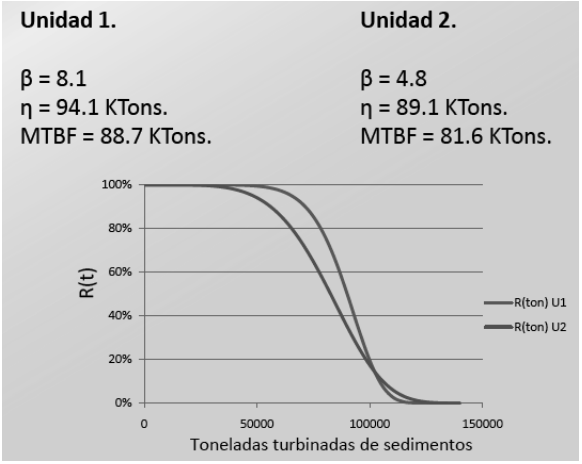


Figura 3.- Confiabilidad de rodetes según unidad de operación.

Cada vez que se realiza mantenimiento a la planta, deben aflojarse los espárragos. Después de realizado el mantenimiento, deben instalarse dichos espárragos y someterse a un t orque predeterminado con el fin de asegurar la firmeza de la unión. Dado que la aplicación sucesiva de cargas al espárrago puede producir fatiga y posteriormente la fractura de los mismos, es que u n detalle importante a ser evaluado es la vida útil a fatiga, supuesto que las cargas alternantes aplicadas, sea n las que correspondientes al torque aplicado.

El objetivo del presente trabajo es cara cterizar el espárrago y realizar un est udio de fat iga con el fin de predecir su vida útil en las con diciones habituales de servicio.

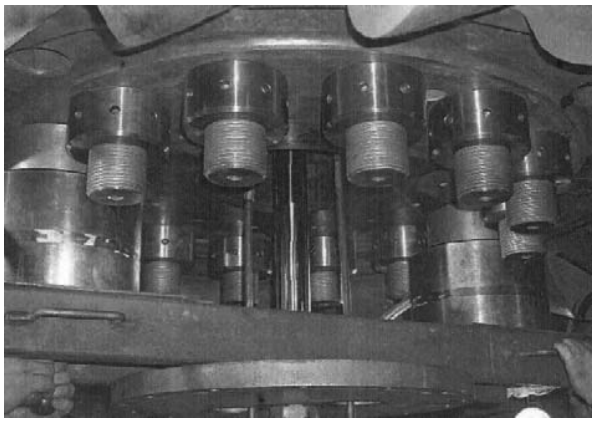


Figura 4.- Detalle de sistema sujeción rodete Pelton, se observa el extremo de los espárragos y sus tuercas cilíndricas.

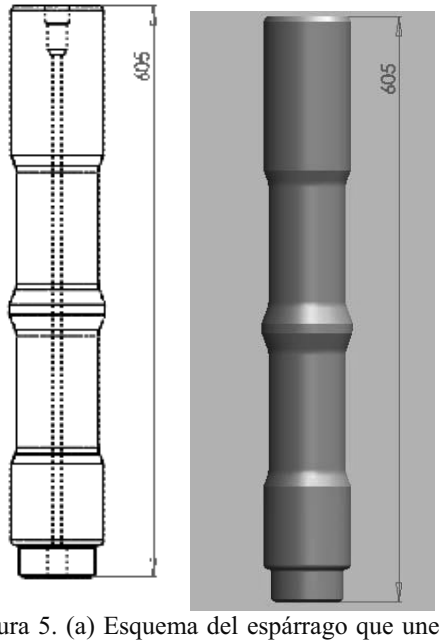


Figura 5. (a) Esquema del espárrago que une la turbina con el generador; (b) Representación tridimensional.

2. MODELO NUMÉRICO

En la figura 5(a) se muestra un esquema del espárrago y en la figura 5(b) se muestra una imagen tridimensional del mismo. Esta pieza se ha modelizado numéricamente con el fin de conocer en cada punto del sólido el estado de esfuerzos y deformaciones al ser aplicada una carga de tracción relacionada con la carga generada durante el apriete de los espárragos.

En la modelización se aplicó una carga de tracción uniaxial de 3.270 kN, lo que equivale a un esfuerzo de tensión de 514 MPa sobre la sección transversal de 90 mm de diámetro. Esta carga corresponde a la carga de apriete del espárrago, de acuerdo a la práctica estándar de fijación seguida por la empresa. El análisis se efectuó utilizando el software Solidworks 2009.

En la figura 6 se muestra el resultado de la distribución de esfuerzos que arroja el modelo de elementos finitos, pudiéndose observar que los máximos esfuerzos generados tienen un valor de 500 MPa, lo que está de acuerdo con los cálculos previos realizados, basados en la carga de apriete y en la geometría del espárrago. A su vez la carga de apriete se calcula a partir del alargamiento que experimenta el espárrago cuando se pretensa 1,3 mm antes de fijar la tuerca.

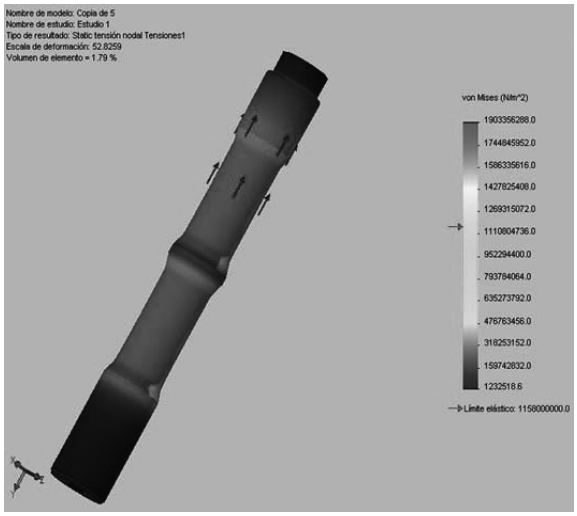


Figura 6. Tensiones experimentadas por cada punto del espárrago.

Los puntos de tensión máxima corresponden a los de menor sección transversal, presentando un valor de aproximadamente 500 MPa, valor que será tenido en cuenta en el estudio de fatiga que se llevará a cabo.

3. DESARROLLO EXPERIMENTAL

Dada la imposibilidad de realizar ensayos destructivos sobre los espárragos existentes, para realizar el estudio de caracterización de dicho espárrago se llevaron a cabo los ensayos químicos y mecánicos a un trozo de acero de geometría cilíndrica de 90 mm de diámetro. En la tabla 1(a), se presentan los resultados del análisis químico, realizado mediante espectrometría de emisión óptica. Los resultados obtenidos coinciden con los especificados en la norma EN10083-1[1] para un acero 30CrMoNi8, tabla 1(b). Debe tenerse presente que la denominación de este acero, no está relacionada con la cantidad de elementos aleantes. De esta manera, las cifras 30 y 18 son sólo una denominación.

El ensayo de tracción se llevó a cabo sobre probetas cilíndricas de 12,5 mm de diámetro en el rebaje, de acuerdo a lo especificado en la norma ASTM E-8M [2]. Los resultados del ensayo de tracción se muestran en la Tabla 2, pudiéndose apreciar que la tensión de fluencia, la tensión máxima, el alargamiento a 50 mm y el porcentaje de reducción de área, cumplen con los requisitos mínimos exigidos a un acero 30CrMoNi8.

Tabla 1(a). Resultados de análisis químico.

%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Mo	%Ni	%Al	%Cu
0,291	0,365	0,490	0,015	0,007	1,91	0,385	1,97	0,030	0,058
%Ti	**%V**	**%Co**	**%Nb**	**%W**	**-**	**-**	**-**	**-**	**%Fe**
0,005	0,010	0,011	0,002	<0,007	-	-	-	-	Resto

Tabla 1(b). Referencia EN 10083-1 30CrNiMo8

%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Mo	%Ni	-	%Fe
0,26 - 0,34	Máx. 0,40	0,30 - 0,60	Máx. 0,035	Máx. 0,035	1,80 - 2,20	0,30 - 0,50	1,80 - 2,20	-	Resto

Tabla 2 Resultados del ensayo de tracción.

	Tensión de Fluencia (MPa)	Tensión Máxima (MPa)	Alargamiento (sobre 50 mm)	Reducción de Área (%)
	1.158	1.263	21	54
Ref.	>900	1.100-1.300	>11	>45

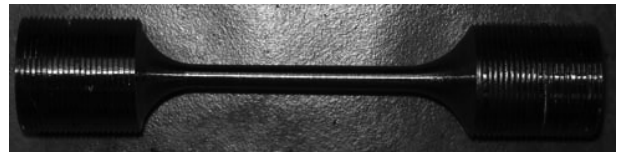
Medida de K_{IC}

Se procedió a medir el factor crítico de intensidad de tensiones a través del empleo de la norma ASTM E399 [3]. Para ello se cortaron probetas C-T. Las probetas fueron montadas en la máquina de fatiga RUMUL, sometiéndose a una carga cíclica de 200 (carga mínima) y 1200 Kgf (carga máxima). Una vez que la probeta fue agrietada por fatiga, se procedió a traccionarla en una máquina de tracción INSTRON encontrándose que el valor de la carga a la que se produjo crecimiento estable fue de 6.500 Kgf.

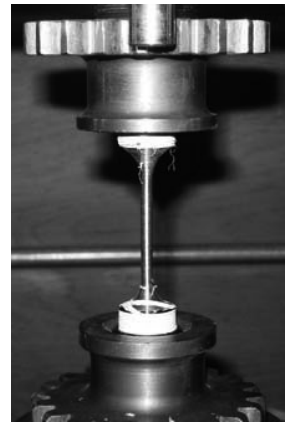
A partir de este valor y empleando las correlaciones propuestas en la citada norma se encontró un valor de K_{IC}=130 MPa $m^{0,5}$. El valor de W=50 mm, B=25 mm y el valor de a = 26,5 mm. A partir de esto, a/W=0,53, encontrándose que f(a/W)=4,99

Curva de Wohler (S-N)

Se realizaron ensayos de fatiga axial sobre diferentes muestras como las mostradas en la figura 7. Se escogieron una serie de cargas, en función del límite elástico del material, medido anteriormente en este trabajo. Se aplicaron esfuerzos máximos correspondientes a fracciones de 0.32, 0.42, 0.52, 0.63 y 0.73 del límite elástico. La razón de carga utilizada fue R=1/3. Se determinó el número de ciclos necesarios para romper cada probeta, suponiéndose vida infinita cuando una probeta permanecía sin fracturarse más de 5 millones de ciclos.



(a)



(b)

Figura 7. (a) Probeta utilizada para los ensayos de fatiga axial; (b) Montaje de las probetas en la máquina de fatiga resonante RUMUL.

Los resultados son los que se muestran en la figura 8, pudiendo apreciarse un aumento en el número de ciclos que resiste cada probeta, al disminuir el esfuerzo aplicado, como era de esperarse.

La ecuación correspondiente al ajuste de la curva de la figura 8, puede ser encontrada a partir de la recta mostrada en la figura 9.

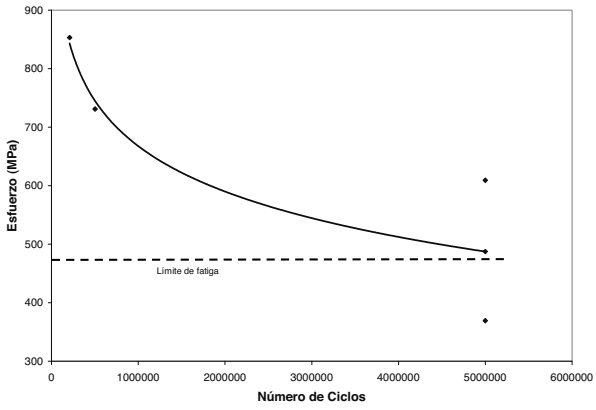


Figura 8. Curva de Wohler (S-N) del material estudiado.

En este caso, se ha encontrado la siguiente ecuación:

$$\sigma N^{0.1826} = 7996{,}8 \qquad (1)$$

También es posible apreciar en la figura 8, la existencia de un límite de fatiga, cuyo valor aproximado es de 475 MPa. La ecuación (1) permite calcular el número de ciclos a fractura, para cualquier nivel de esfuerzos, pudiéndose de esta manera conocer el valor de la vida a fatiga a distintas condiciones de esfuerzo aplicado.

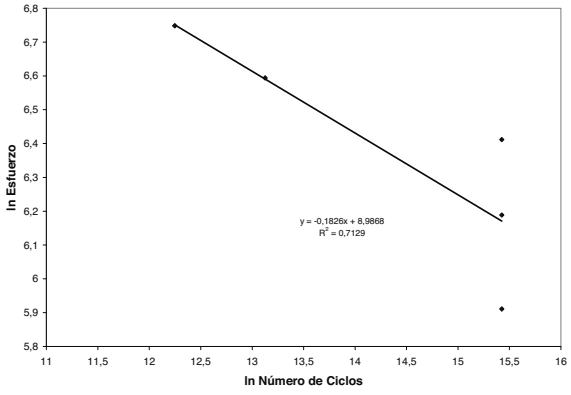


Figura 9.- Curva ln S - ln N del material estudiado.

Dado que el objetivo del trabajo consistió en la determinación de la vida útil a fatiga, debido a que el espárrago cada vez que se instala después de cada mantenimiento debe ser sometido a un torque de apriete, la lectura directa de la figura 8 permite deducir que para una carga de apriete de 540 MPa, que es el valor calculado para dicha carga, el número de ciclos a fatiga que dura la pieza antes de fractura rse es de aproximadamente 2.570.000 ciclos, un valor suficientemente alto de ciclos como para considerar una vida útil prácticamente de infinita.

4. CONCLUSIONES

a) En relación a la composición química

La composición química del material, indica que la aleación corresponde a un acero calidad 30CrNiMo8.

b) En relación a la simulación numérica

Con respecto a la simulación se estima que la zona que posee un mayor concentrador de esfuerzos en el primer rebaje que posee el espárrago, siendo las zonas más críticas los cambios de sección.

c) En relación a las propiedades mecánicas

El acero presenta propiedades mecánicas consideradas elevadas, correspondientes a un acero con tratamiento térmico de temple y revenido.

d) En relación con el ensayo de tenacidad a la fractura

El valor de K_{IC} encontrado (130 MPa $m^{1/2}$) es razonablemente alto para esta aplicación, calificándose al material como de muy buena tenacidad y apropiado para la aplicación estudiada.

e) En relación al ensayo de fatiga

Se ha trazado la curva esfuerzo-número de ciclos encontrándose un límite de fatiga de aproximadamente 475 MPa. La respuesta a fatiga es, en general, muy buena, pudiendo calificarse el material como de alta resistencia a la fatiga.

f) En relación al objetivo del trabajo: estimación de la vida útil

Se determinó que la vida útil a fatiga, más de dos millones y medio de ciclos, es prácticamente infinita dada la frecuencia de mantenimiento. Esto constituyó el objetivo central del trabajo, pudiendo darse una respuesta precisa a la empresa solicitante respecto de la durabilidad de la pieza en estudio.

5. AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen los soportes brindados por la AES Gener S.A., DICYT-USACH y SIMET-USACH para el desarrollo de este trabajo.

6. REFERENCIAS

[1] European Standard EN 10083-1.
[2] American Society of Testing Materials, Standard Tests Methods for Tension Testing of Metallic Materials E-8M, 1999.
[3] American Society of Testing Materials, E-399. "Plane Strain Fracture Toughness of Metallic Materials".

DISEÑO Y VALIDACIÓN A FATIGA DE UN VÁSTAGO DE REVISIÓN DE PRÓTESIS DE CADERA EMPLEANDO EL MÉTODO DE LOS ELEMENTOS FINITOS

F. J. Vigil[1], M. A. Guerrero[1], J. Jorge[1], S. Rivera[1], A. Iglesias[2]

[1] Fundación ITMA. Parque Empresarial Principado de Asturias (PEPA), C/ Calafates nº 11, 33417 Avilés (Asturias) España.
Email: f.vigil@itma.es, m.armindo@itma.es, j.jorge@itma.es, s.rivera@itma.es

[2] SOCINSER 21, S.A., Polígono Industrial de Roces 1, C/ Max Planck 134, 33392 Gijón (Asturias) España
E-mail: aiglesias@socinser.com

RESUMEN

El presente trabajo trata del rediseño y análisis realizado, aplicando el método de los elementos finitos (FEM), para la validación a fatiga de un vástago de revisión de prótesis de cadera, verificando los resultados obtenidos mediante el ensayo de fatiga en laboratorio.

A partir de los resultados obtenidos del ensayo de fatiga del prototipo inicial de la prótesis de cadera objeto de estudio, cuyo fallo se produjo para un número de ciclos inferior al exigido en la normativa de aplicación, se validó el análisis FEM a fatiga, en el cual se empleó la curva S-N del material de fabricación de la prótesis, Ti6Al4V, existente en la bibliografía. Una vez validado el análisis, se fueron introduciendo modificaciones al diseño y analizándolas hasta obtener el diseño final que garantizaba la resistencia a fatiga para el número de ciclos requerido. Finalmente, se verificaron los resultados mediante el ensayo de fatiga del diseño propuesto.

ABSTRACT

The aim of this paper is to present the redesign and fatigue analysis of a replacement hip prosthesis by means of the finite element method (FEM). The obtained results were verified with laboratory fatigue tests.

The FEM analysis of the initial prototype was validated with a fatigue test, in which the failure has taken place for a lower number of cycles than the cycles required by the standards. The S-N curve of the prosthesis material, Ti6Al4V, existing in the literature was used in the fatigue analysis. Once validated, several design modifications were proposed and analysed until the final design was obtained, which ensures the fatigue life for the required number of cycles. Finally, the results were verified by testing the proposed design.

PALABRAS CLAVE: Fatiga, FEM, Biomecánica.

1. INTRODUCCIÓN

Los programas de simulación numérica son una importante herramienta de ayuda al diseño y análisis de prótesis en el campo de la biomecánica, siendo el método de los elementos finitos (FEM) el más utilizado y extendido.

En el caso particular de las prótesis de cadera, el proceso cíclico de carga y descarga al que se ven sometidas puede originar el fallo por fatiga de alguna de las partes que componen la prótesis.

La norma ISO 7206-4 [1] establece las condiciones del ensayo de fatiga de dicha prótesis. De acuerdo con dicha norma, la parte inferior del vástago femoral de la prótesis total de cadera se embebe, simulando su inserción en el canal femoral, en un medio sólido y se aplica una carga cíclica de compresión sobre la cabeza femoral de la prótesis, produciendo una flexión-torsión en dos planos que simula las condiciones a las que estaría sometida la prótesis durante la marcha. El ensayo finaliza cuando falla la prótesis o se alcanza la vida a fatiga determinada.

En este trabajo se recoge el proceso llevado a cabo en el diseño a fatiga del vástago de revisión de una prótesis de cadera. A partir de un diseño inicial, del cual se fabricó un prototipo inicial para su prueba en el laboratorio, se realizó el análisis de la prótesis sometida a los estados de carga de compresión, y posteriormente se evaluó la vida a fatiga, empleando la curva S-N existente en la bibliografía para el material utilizado en la fabricación. Por otro lado, se ha realizado un ensayo

de fatiga del prototipo en las mismas condiciones, con objeto de obtener el número de ciclos que soporta dicho diseño. Este dato servirá para validar el modelo de cálculo considerado, así como las propiedades de los materiales y la curva S-N empleada.

Dado que la vida útil obtenida en el ensayo de laboratorio del diseño inicial fue inferior al número de ciclos requerido, y una vez demostrada la validez del análisis realizado, se ha procedido a introducir modificaciones al diseño de la prótesis, analizándolas hasta obtener el diseño final que cumple las especificaciones de resistencia a fatiga.

Finalmente, se ha fabricado un segundo prototipo de la prótesis a partir del diseño final, y se ha sometido a un nuevo ensayo de fatiga para verificar la validez de los resultados obtenidos en el análisis FEM.

Todos los análisis realizados se llevaron a cabo mediante FEM, empleando el código ANSYS.

2. ENSAYO DE CARGA CÍCLICA DEL DISEÑO INICIAL

El vástago de revisión de prótesis de cadera considerado en el presente trabajo consta de tres partes, componente proximal, componente distal y cabeza femoral, tal y como puede verse en la imagen del prototipo inicial que se muestra en figura 1, donde se distinguen las diferentes partes que lo componen.

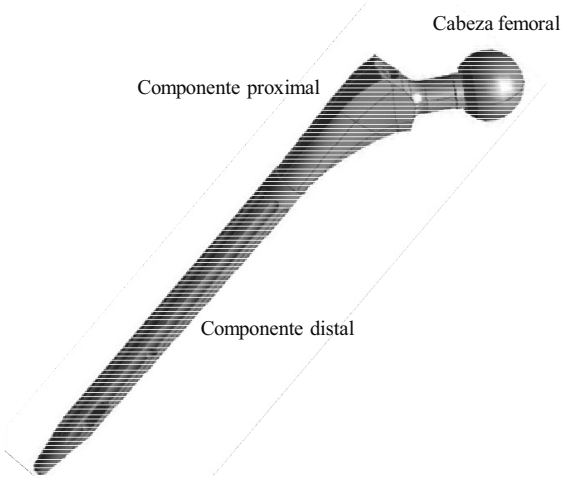


Figura 1. Diseño inicial del vástago.

A partir del diseño inicial se fabricó un prototipo sobre el cual se realizó un ensayo de fatiga. Siguiendo las instrucciones de la norma ISO 7206-4 [1], y utilizando un dispositivo auxiliar, se fijaron los ángulos $\alpha=0^o \pm 1^o$ y $\beta=4^o \pm 1^o$ de posición relativa respecto al eje del vástago, según se muestra en la figura 2. El vástago se embebió en cemento quirúrgico hasta la zona indicada, y una vez curado se realizó el ensayo a una frecuencia de 4 Hz bajo una carga cíclica aplicada mediante una onda senoidal comprendida entre 0.3 y 2.3 kN (amplitud de 2 kN y relación de cargas R=0.1).
La condición de fin de ensayo considerada fue bien el fallo del sistema o haber alcanzado 5.000.000 de ciclos (vida infinita) [1].

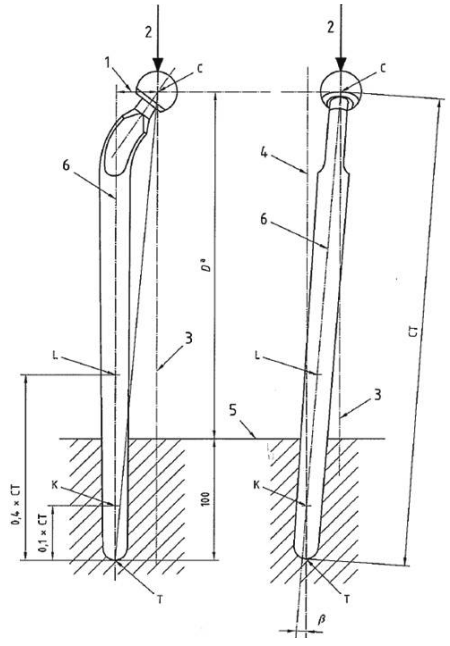


Figura 2. Disposición del vástago en el ensayo.

El ensayo se realizó con una maquina universal de ensayos mecánicos con una capacidad de carga de 100 kN, de acuerdo con las disposiciones de la norma ISO 7206-4 [1]. La aplicación de la carga se llevó a cabo directamente sobre la cabeza femoral de la prótesis, según se muestra en la figura 3. Además, el sistema incorporaba un mecanismo que permitía el desplazamiento horizontal (deflexión horizontal del vástago) para minimizar las cargas no coincidentes con el eje de la máquina.

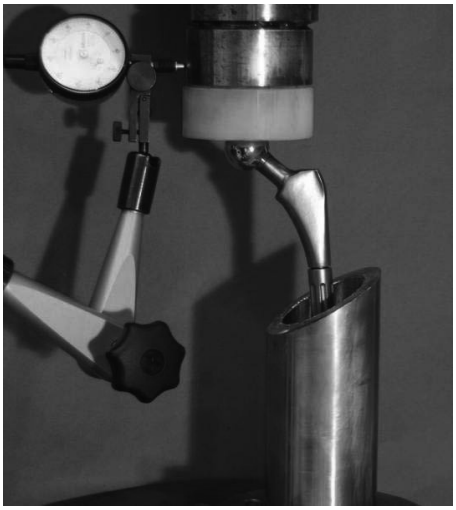


Figura 3. Detalle del montaje del ensayo.

Del ensayo de fatiga se obtuvo que el vástago soportaba 88000 ciclos sometido a una carga cíclica comprendida entre 0.3 - 2.3 kN, produciéndose el fallo del sistema en la zona de transición entre el componente proximal y el componente distal, ver figura 4.

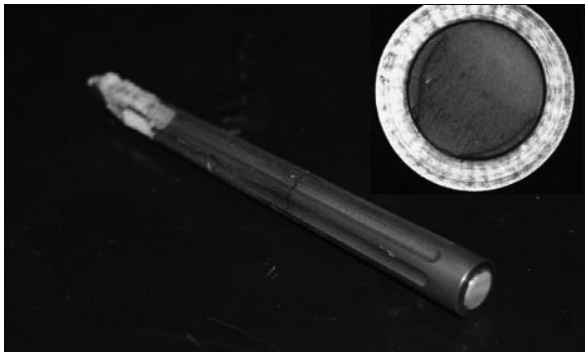


Figura 4. Detalle de la zona de fallo.

3. ANÁLISIS FEM DEL DISEÑO INICIAL

Así, una vez analizado el diseño inicial del vástago de revisión de prótesis de cadera que si bien cumplía los requisitos biomecánicos (formas, dimensiones, ...), no mostraba el comportamiento a fatiga deseado (la vida a fatiga obtenida era muy inferior al número de ciclos requerido, 5 millones) se ha procedido a realizar el análisis FEM a fatiga del citado vástago en las mismas condiciones utilizadas en el ensayo.

Con este análisis se pretendía validar el método de análisis que se empleará posteriormente para evaluar las modificaciones que se introducirán en el diseño con objeto de garantizar la resistencia a fatiga del diseño final de la prótesis.

La metodología seguida en el presente análisis consta de los siguientes pasos:

- Definición de las propiedades de los materiales de las diferentes partes que componen el vástago femoral.
- Generación del modelo geométrico y, a partir de éste, el modelo de elementos finitos.
- Aplicación de las condiciones de contorno y cargas aplicadas al modelo.
- Análisis de los resultados y evaluación de la vida a fatiga.

3.1. Propiedades de los materiales

En la simulación de todos los componentes del vástago se emplearon las propiedades de los materiales empleados en la fabricación de sus distintas partes, concretamente en las componentes distal y proximal la aleación Ti6Al4V [2], y en la cabeza femoral la aleación CrCoMo [3].

Dado que el análisis a fatiga realizado se basa en la regla de Miner de daño acumulado, en el cálculo se ha considerado un comportamiento elástico lineal de los materiales.

En el análisis a fatiga se ha tenido en cuenta únicamente la curva S-N de la aleación Ti6Al4V, dado que es el material de las componentes distal y proximal del vástago, que son las partes objeto de estudio, puesto que en ellas tienen lugar las mayores tensiones. Esta curva, que representa la tensión alterna frente al número de ciclos a rotura, se ha obtenido de la bibliografía [4], a partir de los datos correspondientes a diferentes microestructuras alfa+beta (variación del espaciado interlaminar) en ensayos realizados en aire con cargas aplicadas con una relación R= -1, véase la figura 5. Se ha tomado la curva más desfavorable de las tres, la que proporciona el límite de fatiga inferior y téngase en cuenta también que la curva utilizada corresponde a un ratio R= -1.

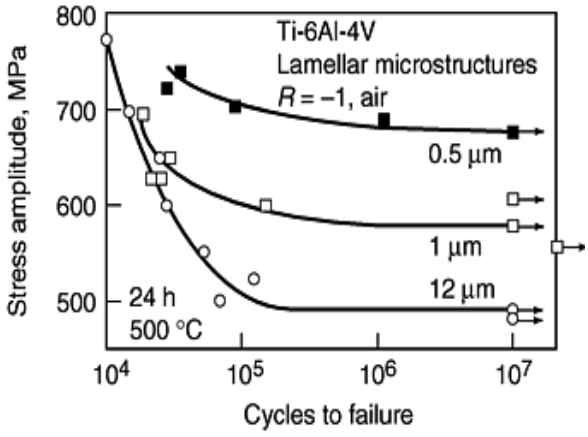


Figura 5. Curva S-N de la aleación Ti6Al4V.

3.2. Modelo geométrico y modelo FEM

Para la generación del modelo geométrico desarrollado para el análisis a fatiga del vástago de revisión de prótesis de cadera se emplearon los modelos 3D del diseño inicial de los componentes proximal y distal y de la cabeza femoral proporcionados por SOCINSER 21, S.A., y sobre ellos, se realizaron las simplificaciones oportunas manteniendo el grado de detalle necesario para el análisis a fatiga, tal y como se pude ver en la figura 6.

La simulación de los diferentes componentes del vástago se llevó a cabo mediante la utilización del elemento sólido de segundo orden en 3D, SOLID186. Además, en la simulación del contacto entre el componente proximal y el componente distal, y entre el componente proximal y la cabeza femoral, se utilizó el par de elementos de contacto TARGE170 y CONTA174.

Dado que la prótesis durante el ensayo se encuentra embebida 100 mm en el cemento quirúrgico, sólo se

malló la parte de la geometría objeto de estudio, reduciéndose así el tamaño del modelo de elementos finitos a generar y, por lo tanto, a resolver. En la figura 6 se muestran diferentes detalles del modelo FEM generado.

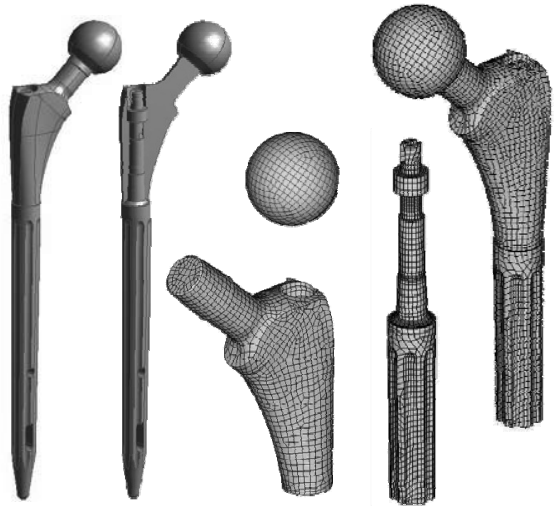


Figura 6. Modelo del vástago de revisión de prótesis de cadera.

3.3. Condiciones de contorno y cargas

Para el análisis a fatiga sólo han de considerarse las tensiones debidas a cargas cíclicas puesto que las tensiones producidas por cualquier condición de carga que no varíe durante el ciclo no se tendrán en consideración, ya que solo afectan a la tensión media, cuyo efecto está incluido en la curva de diseño a fatiga. No obstante, en el presente estudio se ha considerado la pretensión de la unión atornillada entre los componentes distal y proximal con objeto de obtener la correcta transmisión de esfuerzos entre ambas partes, así como el estado tensional real en cada caso de carga.

Así, reproduciendo las mismas condiciones definidas para el ensayo de fatiga se consideró el modelo en la misma posición respecto de la vertical y empotrado en el extremo inferior del mismo. En estas condiciones se analizaron los dos casos de carga definidos en el ensayo, 0.3 y 2.3 kN, carga aplicada verticalmente sobre la cabeza femoral.

3.4. Evaluación de los resultados: análisis a fatiga

A partir de las distribuciones de tensiones obtenidas en los dos casos de carga extrema analizados, 0.3 y 2.3 kN, se realizó el análisis a fatiga del vástago.

En las figuras 7 y 8 se muestra la distribución de tensiones de von Mises obtenida para cada uno de los dos casos de carga, 0.3 y 2.3 kN, en las que se ha limitado el valor máximo de tensión al valor del límite elástico del material, 760 MPa, quedando representadas en gris las zonas donde se sobrepasa dicho valor.

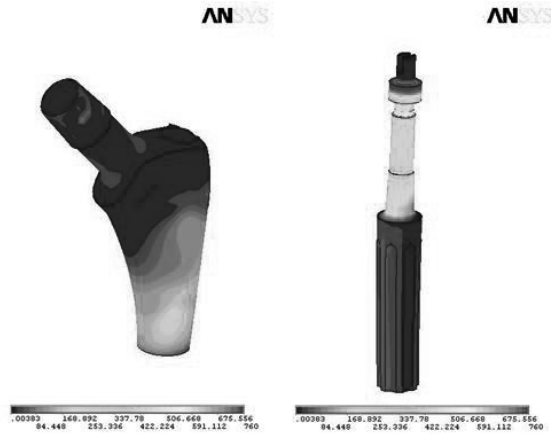


Figura 7. Distribución de tensiones con 0.3 kN (MPa).

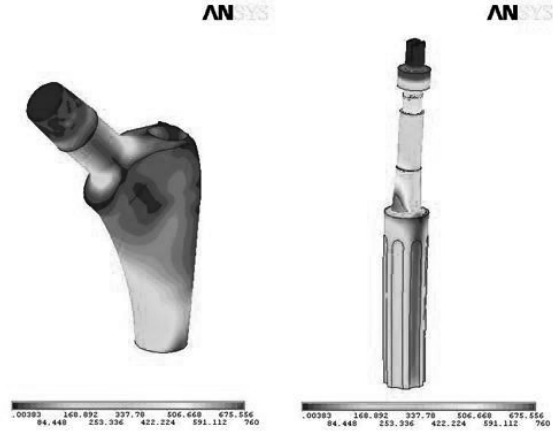


Figura 8. Distribución de tensiones con 2.3 kN (MPa).

El punto más crítico de la prótesis, en cuanto al análisis a fatiga se refiere, será aquél sometido a la mayor tensión alterna, S_{alt}, definida según la expresión (1).

$$S_{alt} = \frac{\sigma_{caso\,2} - \sigma_{caso\,1}}{2} \qquad (1)$$

A partir de las distribuciones de tensiones obtenidas en cada caso se ha obtenido la distribución del valor del rango de tensiones, $2S_{alt}$, que se muestra en la figura 9. En dicha figura se ha representado el valor del citado rango a lo largo del componente hasta un valor máximo de 960 MPa, que corresponde a dos veces el valor de la tensión alterna correspondiente a 5 millones de ciclos (límite de fatiga), mostrándose en gris las zonas que superan dicho valor.

En la zona de transición que presenta el componente distal en la zona de contacto con el componente proximal aparece una zona en gris donde se supera el valor de 960 MPa. Así, el análisis del comportamiento a fatiga de este punto, en el que tiene lugar la mayor tensión alterna, será suficiente para analizar la vida a fatiga del vástago.

El resultado obtenido en ese punto ha sido que la máxima tensión alterna alcanza un valor de 524 MPa y entrando en la curva de fatiga de la figura 5 resulta que el componente distal soportaría sólo 56290 ciclos.

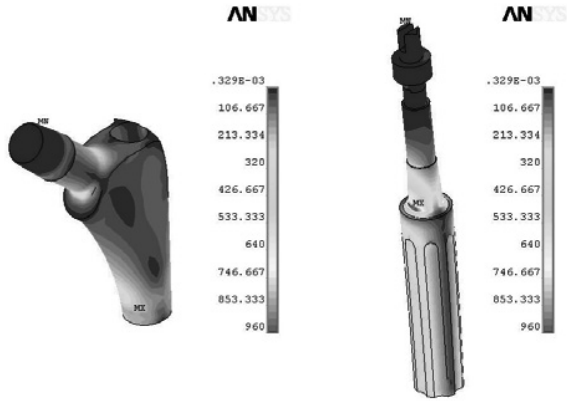


Figura 9. Rango de tensión $2S_{alt}$ (MPa).

Comparando los resultados obtenidos mediante el cálculo FEM con el resultado del ensayo a fatiga realizado en el laboratorio, se observa que el cálculo predice el fallo en la misma sección, y además dicha predicción es conservadora ya que se ha calculado una vida de 56290 ciclos frente a los 88000 que se habían obtenido en el ensayo. De este modo se puede considerar validado el método de análisis mediante FEM, así como el uso de las propiedades del material y curva S-N empleada, para el análisis del comportamiento a fatiga del vástago de revisión de prótesis de cadera.

4. ANÁLISIS DEL REDISEÑO DEL VÁSTAGO

A la vista de los resultados obtenidos en el análisis FEM del diseño inicial, se procedió al rediseño del vástago de revisión de prótesis de cadera con el objetivo de aumentar la vida a fatiga de la misma. Dado que el fallo del componente distal se produjo debido al efecto concentrador de tensiones que tiene lugar en la zona de contacto con el componente proximal, se decidió hacer la transición mucho más suave y disminuir la conicidad en el componente proximal para no debilitar la sección en su parte inferior. Tras varios rediseños se optó por la geometría mostrada en la figura 10.

Figura 10. Rediseño del modelo del vástago.

Siguiendo el procedimiento de análisis descrito en el apartado 3, el vástago rediseñado se analizó en los dos casos extremos del ciclo de cargas, 0.3 y 2.3 kN, y en las mismas condiciones del ensayo de fatiga. En la figura 11 se muestra la distribución de tensiones obtenida para el caso de carga de 2.3 kN, en el que se obtienen las tensiones máximas del ciclo de cargas. En dicha figura puede verse como en ningún caso se supera el valor de tensión correspondiente al límite elástico, 760 MPa, por lo que la prótesis siempre trabaja en régimen elástico.

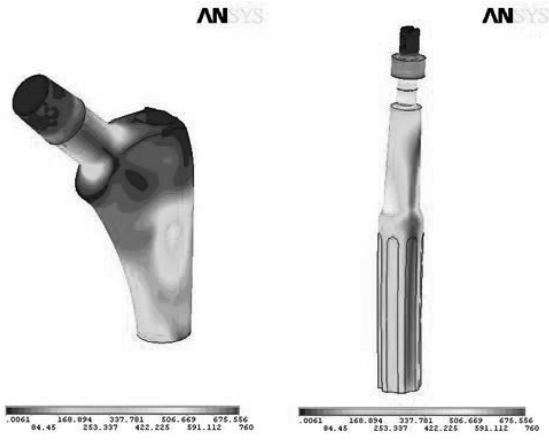


Figura 11. Distribución de tensiones con 2.3 kN (MPa).

Una vez obtenidas las distribuciones de tensiones correspondientes a cada caso de carga se ha procedido a realizar el análisis a fatiga del vástago.

En la figura 12 se muestra la distribución del valor del rango de tensión, $2S_{alt}$, en el componente distal y proximal. En ambos componentes, como puede verse, las tensiones alternas obtenidas son inferiores a los 480 MPa ($2S_{alt}$ < 960 MPa), y por tanto se predice una resistencia a fatiga superior a los 5 millones de ciclos.

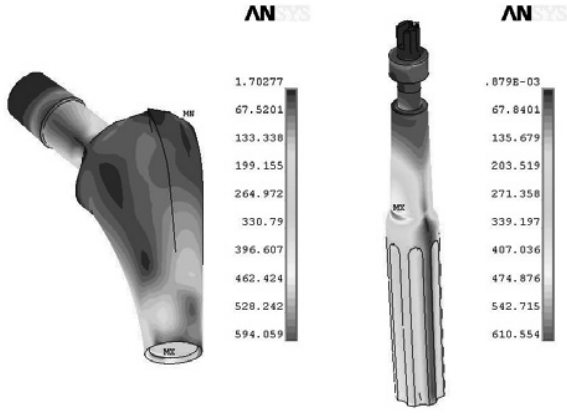


Figura 12. Rango de tensión $2S_{alt}$ (MPa).

5. ENSAYO DE CARGA CÍCLICA DEL VÁSTAGO REDISEÑADO

Finalmente, a partir del modelo rediseñado del vástago de revisión de prótesis de cadera, de cuyo análisis a fatiga se ha obtenido que la vida útil es superior a 5 millones de ciclos, se fabricó un prototipo sobre el cual se realizó un ensayo de fatiga para verificar la validez de los resultados del análisis numérico.

El ensayo de fatiga llevado a cabo es análogo al realizado para el prototipo del diseño inicial, descrito en el apartado 2 siguiendo también las instrucciones de la norma ISO 7206-4 [1].

El ensayo se realizó a una frecuencia de 5 Hz y bajo una carga cíclica aplicada mediante una onda senoidal comprendida entre 0.3 y 2.3 kN.

El vástago ensayado soportó 5.000.000 de ciclos sometido a carga cíclica sin producirse el fallo del sistema, por lo tanto se ha verificado que el producto rediseñado cumplía la vida a fatiga exigida así como el resultado obtenido en el análisis FEM.

6. CONCLUSIONES

Tras la modificación de la zona de unión de los componentes distal y proximal se ha obtenido que el vástago de revisión de prótesis de cadera tiene una resistencia a fatiga superior a los 5 millones de ciclos cumpliendo de este modo la exigencia de la norma ISO 7206-4 [1]. Por tanto, se considera que el sistema rediseñado tiene vida infinita cuando es sometido a un ciclo de cargas de 0.3-2.3 KN, valores además superiores a las cargas fisiológicas a las que estará sometido en servicio.

Dicha modificación consistió en suavizar la zona de transición del componente distal evitando el brusco cambio geométrico que presentaba el diseño inicial, que actuaba como concentrador de tensiones. De este modo, como se pudo comprobar en la distribución de tensiones obtenidas para el caso de carga máxima del ciclo de carga, 2.3 kN, las tensiones alcanzadas en esa zona fueron apreciablemente menores e inferiores al límite elástico.

Por otro lado, la validación de los análisis FEM mediante los ensayos de fatiga realizados en el laboratorio puso de manifiesto la importancia de la simulación numérica en la fase de diseño general de cualquier componente, y en particular en este caso aplicado al diseño de una prótesis dentro del campo de la biomecánica.

AGRADECIMIENTOS

Este trabajo ha sido desarrollado dentro del proyecto estratégico FICYT denominado "D*esarrollo de herramientas y metodologías para un proceso i ntegral de diseño, fabricación y val idación biomecánica de implantes a medida*" (PEST08-09, 12/08-12/10).

REFERENCIAS

[1] ISO 7206-4:2002. *Implants for surgery - Partial and total hip joint prostheses - Part 4: Determination of endurance properties of stemmed femoral components*.

[2] ISO 5832-3:1996. *Implants for surgery - Meta llic materials - Part 3: Wr ought titanium 6-aluminium 4-vanadium alloy*.

[3] ISO 5832-12:2007. *Implants for surgery - Meta llic materials - Part 12: Wrought cobalt-chromium-molybdenum alloy*.

[4] ASM Handbook Volume 19. *Fatigue And Fracture*.

EROSIÓN POR PARTÍCULAS SÓLIDAS CON PÉRDIDA TOTAL DE ESPESOR EN PANEL DE CALDERA

E. Mielgo, O. Conejero

ITMA Materials Technology, Parque Empresarial Principado de Asturias, Calafates 11, 33417, Avilés, España.
E-mail: e.mielgo@itma.es

RESUMEN

El objetivo del presente trabajo es la realización del análisis de fallo de un panel de caldera de geometría triangular, fabricado con chapa para calderas de calidad H-II. Tras la adición de arena al interior de la caldera, se produjo una pérdida de espesor de hasta 2 mm cada 5 meses, siendo subsanada mediante soldadura. Tras una inspección visual, se comprobó que las zonas de contacto entre paneles estaban más afectadas que las que se encontraban en contacto directo con los gases y sólidos en suspensión, o que las propias soldaduras, produciéndose en algunos casos una pérdida total del espesor de la chapa. El análisis químico de la chapa y la determinación de la dureza permitió comprobar el cumplimiento de las especificaciones del material. El examen metalográfico de la sección transversal mediante microscopía óptica y el estudio superficial mediante microscopía electrónica de barrido permitieron determinar que se trataba de un fallo por erosión, sin encontrarse sinergias con fenómenos de corrosión, debido al flujo turbulento generado en los intersticios entre las zonas de contacto entre los paneles.

ABSTRACT

The aim of this work is the failure analysis of a triangular boiler panel made of H-II steel. After the addition of sand to the inner part of the boiler, a loss of material took place (up to 2 mm each 5 months), that was repared by weld surfacing. After a visual examination, the areas of contact between panels were more affected than those in direct contact with gases and suspended solids and also more that the welds. There was a total loss of thickness in some areas. The material fulfilled specifications as far as chemical analysis and hardness were concerned. The metallographic examination of the cross section using optical microscopy and the surface study by SEM determined that erosion was the failure mechanism, not being linked to corrosion phenomena, and it was due to the turbulent flow occurred at the interstitial areas of contact between panels.

PALABRAS CLAVE: erosión, corrosión, soldadura.

1. INTRODUCCIÓN

La erosión es la pérdida de material causada por el impacto de partículas sólidas arrastradas por un fluido líquido o gaseoso. La gran velocidad del fluido, la inclusión de grandes cantidades de partículas sólidas y cambios abruptos en su velocidad favorecen el ataque. En los casos más severos, la erosión puede causar un ataque rápido que deriva en la pérdida de espesor y penetración del material.

Aunque parece simple, el proceso erosivo es complejo. Con frecuencia se considera que la pérdida de metal ocurre como consecuencia del impacto del agente erosivo y da lugar a la deformación plástica localizada del material, la formación de grietas y finalmente termina con la fractura o desprendimiento de partículas de diferentes tamaños.

Los factores que controlan la velocidad de pérdida de material están relacionados con la cantidad, ángulo de impacto, velocidad y densidad del agente erosivo. La pérdida de material está fuertemente ligada a la energía cinética del agente erosivo. El daño por erosión puede considerarse de manera general inversamente proporcional a la dureza del material. De este modo, la velocidad del agente erosivo tiene un efecto muy importante en la pérdida de material: al duplicarse la velocidad se podría incrementar la pérdida de material en un factor de 4 ó más. Por otro lado, la masa, tamaño y distribución de tamaño de las partículas abrasivas afectan al ataque. [1, 2]

La velocidad de erosión, E, suele expresarse en términos de masa o volumen de material eliminado por unidad de masa o volumen del agente erosivo que ha impactado (este último caso permite comparar pérdidas de espesor entre materiales de distinta densidad). La expresión general (1) indica que el parámetro fundamental que controla la erosión es la velocidad de impacto del agente erosivo, asumiendo que las dimensiones del área

erosionada y la concentración de las partículas no son tan importantes.

$$E = kv^n \qquad (1)$$

Donde k es una constante y n un exponente de la velocidad que generalmente depende del material y las condiciones de erosión. En el caso de los metales, n suele estar comprendido entre 2 y 2.5.

Cuando la erosión tiene lugar a alta temperatura es preciso tener además en cuenta los procesos de oxidación de tal manera que, aunque la dureza de los aceros puede incrementarse de manera notable mediante la aplicación de tratamientos térmicos y/o superficiales, estos mismos tratamientos pueden no mejorar la resistencia a la oxidación, factor igualmente importante en estas situaciones, hasta tal punto de que, en el caso de la erosión a alta temperatura, muchos autores han demostrado que la dureza del material tiene poca influencia en su resistencia a la erosión. [3]

El material objeto de estudio es un panel de geometría triangular, fabricado con chapa para calderas de calidad H-II. Su puesta en servicio data del año 2000 y en el año 2001 se produjo la adición de arena a los convertidores con el fin de aportar sílice al proceso (requisito imprescindible para las fundiciones de cobre, quedando el hierro eliminado en forma de silicato), provocando un desgaste de 1-2 mm cada 5 meses.

La zona afectada está expuesta al paso de gases a 1100ºC, compuestos por 8% SO_2, 72% N_2 y 20% O_2, además de sólidos arrastrados de sílice y óxidos de Cu y Fe. Por el interior de la caldera circula agua tratada, con temperaturas de 35ºC (entrada) y 50ºC (salida).

2. METODOLOGÍA DE ESTUDIO

2.1. Examen visual

La inspección visual del panel permitió apreciar la severa pérdida de espesor que ha sufrido el componente. Se comprobó que las zonas de contacto entre paneles son las más afectadas por este fenómeno. Las Figuras 1, 2 y 3 muestran el estado del panel en el momento de su recepción.

Figura 1. Panel de caldera. Lado fuego.

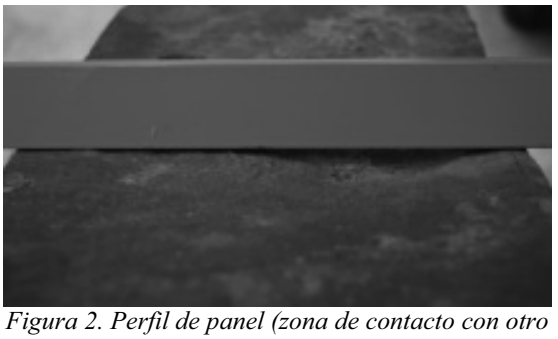


Figura 2. Perfil de panel (zona de contacto con otro panel).

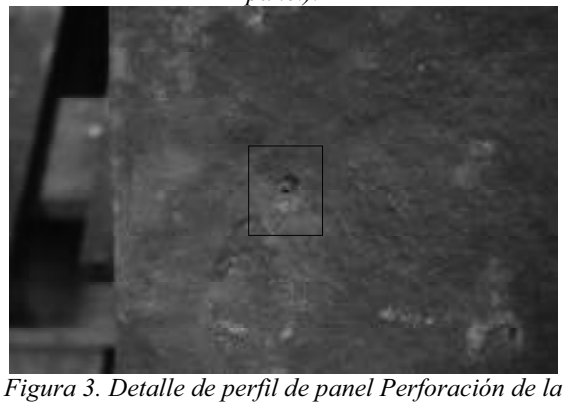


Figura 3. Detalle de perfil de panel Perforación de la chapa.

2.2. Análisis Químico

El análisis químico de la chapa se realizó mediante Espectrometría de Emisión Atómica.

2.3. Medida de dureza del material

Se realizó una cadena de durezas sobre una probeta que se desbastó hasta obtener una superficie lisa y uniforme, de caras paralelas, libre de oxidación, de lubricantes y de materias extrañas, tal y como indica la norma UNE-EN ISO 6507-1:2006.

2.4. Estudio metalográfico

Para la realización del estudio metalográfico se extrajo una probeta de la zona más afectada por la pérdida de espesor, correspondiente al recuadro señalado en la Figura 3. La probeta se embutió, se pulió y se procedió a su ataque químico con Nital para revelar su microestructura.

2.5. Microscopía electrónica de barrido

Se realizó un estudio de la muestra utilizando un microscopio electrónico de barrido que lleva asociada una microsonda de análisis por dispersión de rayos X. Se sometió a análisis la cara externa de la probeta mostrada en la Figura 3.

3. DISCUSIÓN DE RESULTADOS

3.1. Análisis Químico

La Tabla 1 muestra la composición química del material, que es correcta según las especificaciones de la norma DIN 17155 para aceros HII.

Tabla 1. Composición química del acero del panel.

C	Mn	Si	P	S	Cr
0.136	1.160	0.205	0.0181	0.0024	0.023

3.2. Dureza

La Tabla 2 recoge la cadena de durezas HV10 realizada sobre la chapa de acero HII.

Tabla 2. Cadena de durezas del material.

1	2	3	4	5	6	7	Med
128	129	130	131	130	128	129	**129**

El valor obtenido (129 HV) es el esperado para este tipo de acero.

3.3. Estudio metalográfico

La observación de la zona de máxima erosión mediante una lupa permitió comprobar la estratificación formada sobre la superficie de ésta a medida que se produce la pérdida de material, hecho recogido en la Figura 4. De igual modo se han observado abundantes marcas de erosión, en forma de cuña (Figura 5).

Figura 4. Detalle del panel en la zona perforada. 12x.

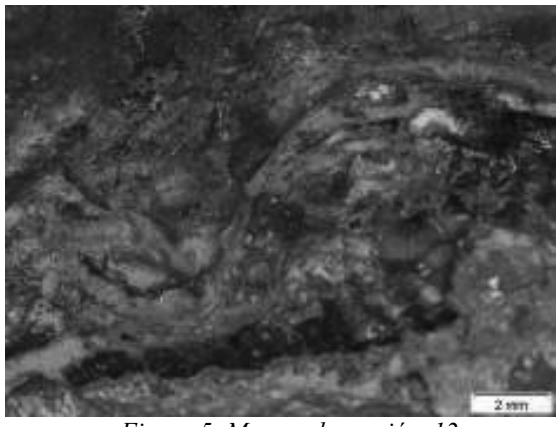


Figura 5. Marcas de erosión. 12x.

Las Figuras 6, 7 y 8 muestran la deformación sufrida por los granos más superficiales de la cara en contacto con los gases, así como las láminas de material a las que se ha hecho referencia anteriormente (pérdida de material en estratos).

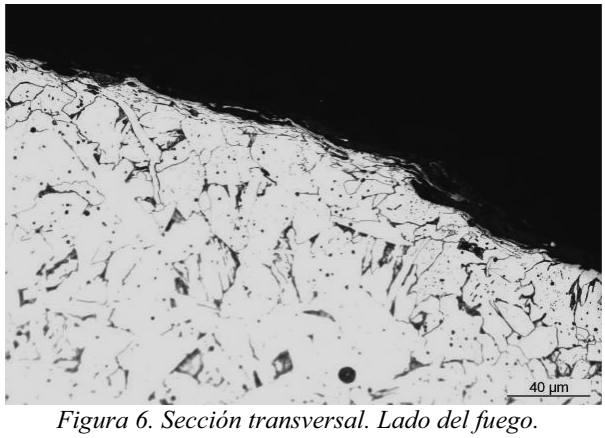


Figura 6. Sección transversal. Lado del fuego. Deformación de granos.

Figura 7. Sección transversal. Lado del fuego. Deformación de granos.

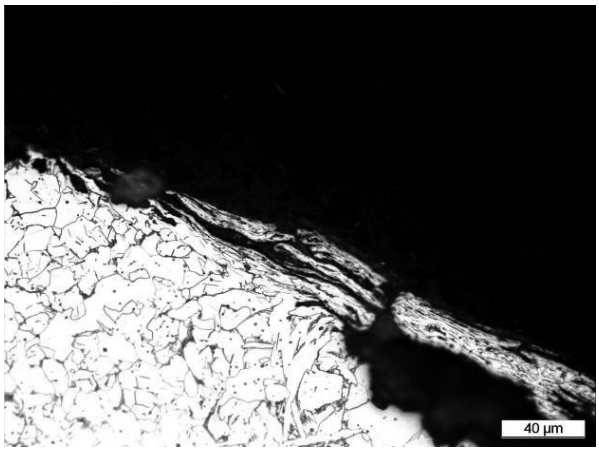


Figura 8. Sección transversal. Lado del fuego. Deformación de los granos y pérdida de material por estratos.

Tal y como se puede observar en la Figura 9, la microestructura del acero en su región interna (obviando los extremos sometidos a erosión) no presenta alteraciones provocadas por las condiciones a las que está expuesto el panel, mostrando la microestructura característica de ferrita y perlita.

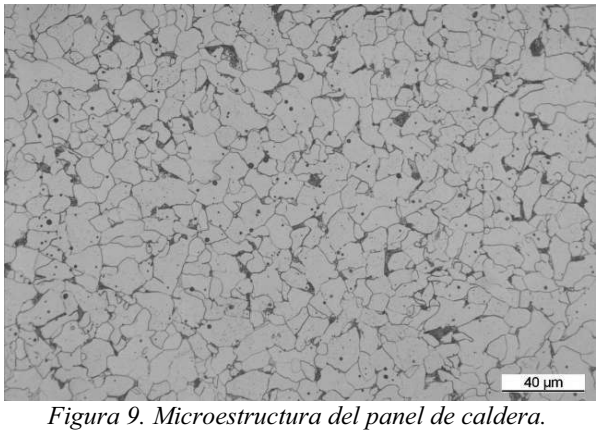


Figura 9. Microestructura del panel de caldera.

3.4. Microscopía electrónica de barrido

Las Figuras 10 y 11 recogen dos áreas de análisis de la zona de máxima erosión (perforación del material) y las Tablas 3 y 4 los análisis realizados. No se revelan signos visibles de corrosión (no se ha detectado la existencia de óxidos) y el azufre detectado se encuentra en el medio de operación del panel (este elemento figura en la composición química de los gases a los que está expuesto en forma de SO_2, tal y como se había indicado con anterioridad).

Los elementos detectados en el análisis SEM están presentes en la composición química del acero y de los gases y partículas sólidas (óxidos, arena) que circulan en el interior de la caldera, por lo que no existe ningún agente corrosivo que forme sinergia con el proceso erosivo.

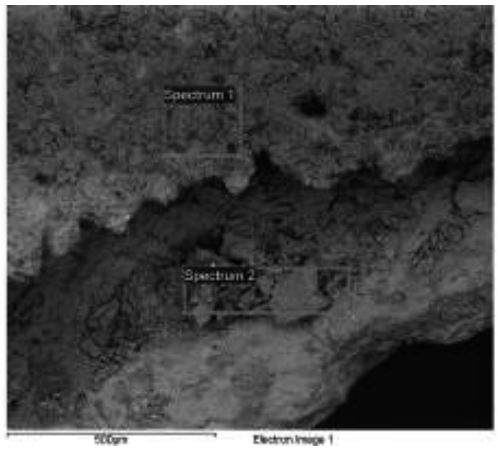


Figura 10. Vista con SEM de la zona de fallo. Estratificación.

Tabla 3. Análisis SEM en la zona señalada en la Figura 10 .

Spectrum	S	Mn	Fe	Total
Spectrum 1	5.34	3.65	91.02	100.00
Spectrum 2	4.77	-	95.23	100.00

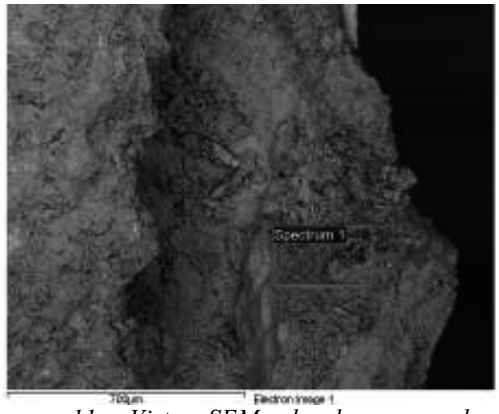


Figura 11. Vista SEM de la zona de fallo. Estratificación.

Tabla 4. Análisis SEM de la región señalada en la Figura 11.

Al	Si	S	K	Mn	Fe	Total
2.81	0.87	11.66	2.85	1.69	80.13	100.00

4. CONCLUSIONES

En virtud de los resultados obtenidos, el desgaste sufrido por el panel E-12 es producido por la erosión que generan las partículas en suspensión (arena, sílice, alúmina) que contienen los gases de la caldera.

La erosión por partículas sólidas (EPS) es la pérdida de material que resulta del impacto repetido de pequeñas partículas sólidas. Este fenómeno tiene lugar cuando partículas duras que se encuentran en un medio líquido o gaseoso impactan sobre un sólido a cualquier velocidad importante (superior a 1 m/s). Las manifestaciones de EPS en servicio generalmente incluyen la pérdida de espesor de los componentes, una apariencia macroscópica en forma de cuñas que siguen el flujo del gas con las partículas, rugosidad de la superficie (en un rango variable hasta rugosidad severa, dependiendo del tamaño y velocidad de la partícula), ausencia del ranurado direccional característico de la abrasión y en algunos casos, formación de marcas de ondulación sobre las superficies metálicas.

El panel de caldera objeto de estudio ha sufrido un proceso de erosión por partículas sólidas por tratarse de un componente en contacto directo con un flujo de gas que contiene pequeñas partículas en suspensión (arena, óxidos, sílice).
El análisis mediante microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido descarta el fenómeno de corrosión-oxidación como agente acelerador de la degradación del material.

5. REFERENCIAS

[1] ASM Metals Handbook Vol. 13, *Corrosion*, ASM International, 1997.

[2] Port R. D. y Herro H. M., The Nalco guide to Boiler Failure Analysis. McGraw Hill, Inc., 1991

[3] ASM Metals Handbook Vol. 18, *Friction, Lubrication and Wear Technology*, ASM International, 1997.

DIFUSIÓN Y FORMACIÓN EN INTEGRIDAD ESTRUCTURAL

VEINTE AÑOS DE LA TITULACIÓN DE LA TITULACIÓN DE INGENIERÍA EUROPEA DE MATERIALES (EEIGM)

A. Mateo y M. Anglada

Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica,
ETSEIB-Universitat Politècnica de Catalunya,
Avda Diagonal 647, (08028) Barcelona, España.
E-mail: antonio.manuel.mateo@upc.edu

RESUMEN

En el contexto actual de construcción de un Espacio Europeo de Educación Superior (EEES) siguiendo las bases de la Declaración de Bolonia de 1999, merece la pena destacar que existe una titulación que fue pionera en este sentido, pues llegará a su vigésimo año de funcionamiento en el próximo curso 2011/2012. El presente artículo pretende dar una visión general de esta original titulación: la EEIGM (***E**cole **E**uropéenne d'**I**ngénieurs en **G**énie des **M**atériaux*). Se trata de una escuela que forma ingenieros de materiales a partir de la colaboración entre seis universidades de cinco países europeos: Francia, Alemania, Suecia, Polonia y España. De nuestro país son dos las universidades participantes: la UPV (Universidad Politécnica de Valencia) y la Universidad Politécnica de Catalunya (UPC).
El artículo explica qué escuelas pertenecen al programa a y en qué consiste el diploma de ingeniero otorgado por la EEIGM, así como las posibilidades de dobles o triples diplomas que ofrece. El programa de estudios se muestra en detalle y, en particular, se remarca un aspecto significativo en la EEIGM, que es el nivel de idiomas que se llega adquirir durante todo el periodo docente. El artículo recoge algunas estadísticas de la EEIGM, especialmente en relación a las salidas profesionales de los diplomados.
Por último, se explica cómo se modificará el programa de estudios actual para adaptarlo a las nuevas estructuras de Grados y Másteres.

ABSTRACT

In the present context of the construction of a European Higher Education Area, following the basis given in the Bologna Declaration of 1999, it is significant to remember that there exists an European course which was a pioneer in this field because it will reach its 20th year of operation during next academic year 2011/2012.
This paper gives a general view of this original European course: the EEIGM (***E**cole **E**uropéenne d'**I**ngénieurs en **G**énie des **M**atériaux*). It is a school that educates materials engineers thanks to a partnership between six universities from five European countries: France, Germany, Sweden, Poland and Spain. In our country there are two participant universities: UPV (Universidad Politécnica de Valencia) and Universidad Politécnica de Catalunya (UPC).
The paper explains which schools are partners in this program and the possibilities of double or even triple diploma that are offered. A significant aspect of the EEIGM program is the knowledge of three foreign languages and cultures attained by the students. The paper gives statistics about the EEIGM, in particular about the professional careers of its graduates.
Finally, the adaptation of the syllabus to the new education structures of Bachelors and Masters is explained.

PALABRAS CLAVE: Educación, Ingeniería Europea de Materiales (EEIGM), Espacio Europeo de Educación Superior (EEES).

1. EL CONSORCIO DE UNIVERSIDADES

Más de 12.000 alumnos extranjeros se matricularon el curso pasado en alguna de las universidades públicas catalanas. Esto representa un 5% del total de alumnado. La cifra parece elevada y, de hecho, dobla la tasa de hace diez años. Sin embargo, está aún muy lejos del 20% de estudiantes universitarios internacionales que

marca como objetivo el Espacio Europeo de Educación Superior (EEES). Y lo más preocupante es que este porcentaje está estancado desde hace seis cursos [1], por lo que las universidades se están esforzando por romper esta barrera, intensificando los programas e iniciativas para captar alumnos de fuera.

En este contexto actual de internacionalización merece la pena destacar una titulación que cumplirá 20 años el curso que viene. Se trata de la EEIGM (***E**cole **E**uropéenne d'**I**ngénieurs en **G**énie des **M**atériaux*), cuyo logotipo se muestra en la Figura 1.

Figura 1. Logotipo de la EEIGM.

La EEIGM se fundó en 1991, fruto de la colaboración entre tres Universidades:

- Institut National Polytechnique de Lorraine-INPL (Francia)
- Universitat Politècnica de Catalunya-UPC (España)
- Universität des Saarlandes-UdS (Alemania), situada en Saarbrücken, a 120 kms de Nancy.

a las que pronto, en 1994, se unió una cuarta:

- Luleå Tekniska Universitet-LTU (Suecia), ubicada en el norte de Suecia.

La idea de este original proyecto fue del profesor Michel Gantois, entonces rector del INPL. Se trataba de crear un nuevo centro universitario en Nancy, ciudad de la Lorraine, en el nordeste de Francia, para organizar e impartir estudios de ingeniería de materiales conjuntamente con otras universidades europeas. Nancy es un gran polo universitario pues de sus 266.000 habitantes, 48.000 son universitarios, repartidos en tres universidades y catorce escuelas de estudios superiores.

El gobierno central de Francia y el de la región Lorraine demostraron su apoyo a este proyecto construyendo un edificio de 6600 m^2 que es la sede actual de la EEIGM (Figura 2) y que se encuentra cercano al centro histórico de Nancy.

Recientemente, en 2009, la EEIGM creció gracias a la incorporación de dos centros más: la AGH University of Science and Technology, situada en Cracovia (Polonia) y la Universidad Politécnica de Valencia.

Figura 2. Edificio de la EEIGM en Nancy (Francia).

La EEIGM cuenta actualmente con una apertura internacional que desborda el marco de las seis universidades europeas asociadas. Así, existen acuerdos activos de intercambios de estudiantes con universidades en Rusia, Marruecos, Túnez, China, Brasil, Japón y Rumanía.

En la UPC estos estudios se gestionan e imparten en la ETSEIB (*Escola Tècnica Superior d'Enginyeria Industrial de Barcelona*), siendo el Departamento de Ciencia de Materiales e Ingeniería Metalúrgica, con la colaboración del de Ingeniería Química en algunas asignaturas, el principal implicado en la docencia.

En la comisión docente de la EEIGM hay una fuerte representación de las diferentes universidades asociadas e incluso un Consejo de Administración donde participan dos representantes de cada una de ellas.

2. EL PROGRAMA DE ESTUDIOS

El plan de estudios vigente hasta el presente curso se muestra esquemáticamente en la Figura 3.

Los primeros dos años cada estudiante los efectúa en su universidad de origen. Los tres años siguientes, de los cuales todo estudiante pasa al menos uno fuera de su

país, proporcionan los conocimientos técnicos necesarios para su futura pr ofesión. Pero además, se realizan cursos de gestión de proyectos, gestión financiera, calidad y comunicación. Estos tres años son iguales, tanto para los estudiantes franceses como para los que provie nen de cualquiera de las universida des colaboradoras. Así, en primer lu gar todos siguen tres semestres de estudios en Nancy. Por el contrario, el segundo semestre del cua rto curso todos l os alumnos dejan Nancy y pueden escoger a cuál de las otras universidades ir. Es el llamado semestre de especialización, puesto que cada universidad ofrece asignaturas diferentes, en f unción de los temas de investigación más destacados en cada una de ellas. Por ejemplo, en la UdS (Alemania) se da gran importancia a ensayos no destr uctivos y a materiales funcionales, mientras que en la LTU (Suecia) se enfatiza el estudio de composites y materiales de aplicación aeroespacial. Por lo que se refiere a la UPC, las do s asignaturas obligatorias son "Integridad estructural" y "Corrosión y degradación".

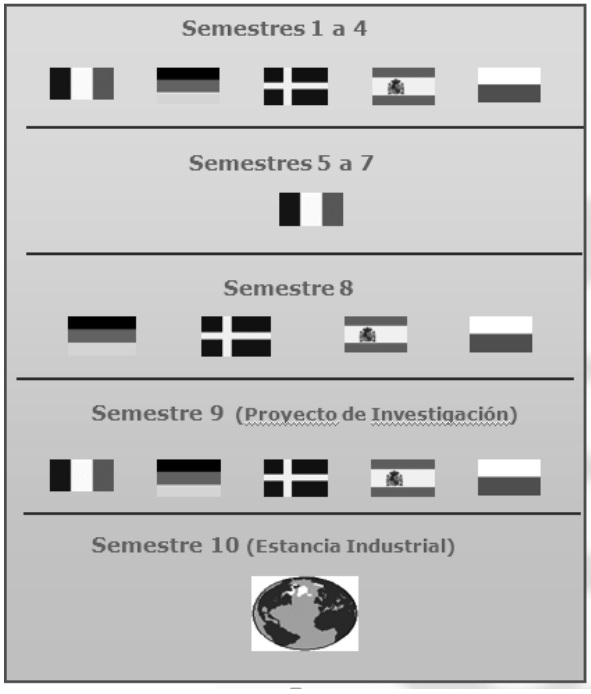


Figura 3. Esquema del plan de estudios de la EEIGM:

El quinto y último curso consi ste en u n proyecto de investigación en laboratorio y una estancia industrial. El primero es equivalente al proyecto de final de carrera de cualquier carrera técnica y s e realiza en c ualquiera de las cuatro universidades colaboradoras bajo la supervisión de un docente de dicha universidad durante un periodo de 4 a 6 meses. Existen algunos proyectos que se pue den realizar en otras universidades con las que colabora la EEIGM, c omo el MISIS en Mos cú (Rusia).

El objetivo del proyecto de quinto curso es el de hacer descubrir a los estudiantes el mundo de la investigación y de pre parar a al gunos de ellos para una carrera profesional dentro de este ámbito. El proyecto de quinto curso tiene que ser validado por un informe y una defensa oral ante jurado.

Por lo que se refiere a la estancia industrial, durante este periodo se pretende que el alumno adquiera experiencia profesional, ayudándole a descubrir todos los aspectos posibles relacionados con la empresa: científico y tecnológico, administrativo, financiero y humano. Para validar este periodo de prácticas el alumno debe realizar un informe sobre el tem a o los temas trabajados. Este informe deberá defenderlo delante de un jurado compuesto por profesores y r epresentantes de la empresa.

Este programa no es un intercambio más entre universidades, sino que va más allá de una d oble titulación. Se trata d e un pro yecto conjunto que proporciona un título firmado por los Rectores de las universidades que participan. Por tanto, el diploma EEIGM es u n diploma francés h omologado por la Comisión de Tí tulos de Ingeniero (CTI), reconocido y firmado por las otras universidades. Un estudiante puede obtener un doble diploma: franco-alemán (*Diplom Ingenieure Werkstofftechnik*), franco-español (*Ingeniero de Materiales*) o franco-sueco (*Civilingenjör*), si al menos tres se mestres de s u escolaridad se realizan bajo las norm as de la mis ma universidad. Además existen colabora ciones con universidades de otros países, de m anera que se han entregado también dobles diplomas: Franco-marroquí, Franco-ruso, Franco-polaco, Franco-brasileño, Franco-japonés y Franco-chino.

En el caso de los e studiantes alemanes, españoles o suecos, se les puede conceder el triple diploma siempre y cuando cumplan las c ondiciones nombradas a continuación:

- Semestres I, II, III y IV cursados en su universidad de origen.
- Semestres V, VI y VII cursados en Nancy
- Semestres VIII, IX (proyecto) y X (prácticas en industria) cursados en una tercera universidad colaboradora.

3. LOS IDIOMAS

La EEIGM realiza una pedagogía ada ptada a la enseñanza de las lenguas (inglés, español y alemán).

A su llegada, los estudiantes franceses se reparten en diferentes grupos según su nivel, y sea cual sea su nivel inicial. Estos estudiantes tienen que adquirir durante el

periodo de estudios el nivel B2 para obtener el diploma en al menos dos de las tres lenguas antes mencionadas.

El programa de estudios prevé dos estancias lingüísticas de entre cuatro y ocho semanas en un país anglófono y un segundo país a eleg ir entre germano e hispanohablante. Estas estancias pueden realizarse ya sea mediante prácticas en e mpresa, o simplemente viviendo en el país durante un periodo comprendido entre 4 y 8 sem anas. El objetivo es n o sólo que el estudiante mejore su dominio de la leng ua, sino que aprenda a descubrir la cultura y el estilo de vida del país de acogida.

Con el fi n de ayudar a los alum nos a cumplir los objetivos lingüísticos, la escuela p one a disposición de éstos un Centro de Recursos en Aprendizaje de Lenguas (CRAL).

Para los est udiantes no franceses que llegan en terce r curso, la escuela les ofrece el curso de *Français Langue Etrangère* (FLE), que consiste en un curso intensivo de francés de 15 días (60 horas) seguida de un c urso semanal (72 horas) durante el año lectivo.

Las clases real izadas en Suecia, Alemania y Espa ña se llevan a cabo en inglés, alemán y español respectivamente.

Por otra parte, el nivel de idiomas de los alumnos de la EEIGM está garantizado por la obtención obligatoria de dos certificados:

- FCE (*First Certificate of English*). Nivel mínimo de inglés exigido
- *Zertifikat* B2 (alem án) o DELE (español) a elección del alumno

4. LA PROFESIÓN

La primera promoción de l a EEIGM se diplomó en 1996. Desde entonces, 15 promociones con un total de más de 900 titulados en ingeniería de materiales se han formado en esta escuela europea. El 38,5% de ellos son mujeres.

Puesto que la idea surgi ó en Francia, es este país el que sigue concentrando el mayor número de estudiantes de la EEIGM. Pero aproximadamente un tercio de los que se gradúan cada año son de otras nacionalidades. Entre estos últimos los más numerosos son los españoles (35%), seguidos de alemanes (28%) y suecos (14%), aunque estos números cambian de una promoción a otra. Destaca además que cada curs o se increm enta la cantidad de alumnos procedentes de otros países que no son miembros de la EEIGM.

La colaboración entre las d iferentes instituciones universitarias ha permitido a estos nuevos titulados adquirir una sólida formación en el ámbito de la ciencia e ingeniería de los materiales. Pero además, y no menos importante, es que durante su vida como estudiantes de la EEIGM han pasado por experiencias formativas novedosas, adquiriendo una visión del espacio europeo. Como pasa general mente con toda persona que sal e de su país durante un tiempo largo y conoce otras culturas, al mismo tiempo se hace más consciente de la propia, aprendiendo a apreciar y valorar mejor otras sociedades en su justa dimensión. Los tópicos, tanto de fuera como de dentro, caen, y las complejas realidades se imponen, haciendo amigos en cada país. El aprendizaje de varios idiomas, así como el descubrimiento de l as diferentes culturas a trav és de la con vivencia diaria entre los estudiantes provenientes de varias naciones, es un bagaje que marca positivamente a lo s titulados formados en la EEIGM.

Prueba de que la completa formación recibida por los ingenieros de la EEIGM es altamente valorada por las empresas es que prácticam ente no existe el desem pleo entre los titulados de esta escu ela. Estadísticamente la duración media del tiem po necesario para encontrar un primer empleo se sitúa alrededor de los 6 m eses, mientras que el sueldo medio es de al rededor de l os 32000 € anuales. Por otra parte, una importante proporción de los titulados del EEIGM (22%) muestran interés por continuar con su formación a través de estudios de tercer ciclo.

Los sectores en los que estos ingenieros han encontrado empleo son:

21%:	Industria automovilística
19%:	Metalurgia y transformación de metales
11%:	Industria química
11%:	Industria del transporte (aeronáutico, naval y ferroviario)
10%:	Auditorías y consultorías
7%:	Energía
5%:	Informática
3%:	Medio ambiente
2%:	Educación e investigación

El 51% de los ingenieros de la EEIGM trabajan fuera de Francia, principalmente en Alemania, Suecia, España , Bélgica y Países Bajo s. Algunas de las em presas que han contratado a est os ingenieros son: PSA, Renault, Volkswagen, BMW, Daimler, Rhodia Silicone, Mécaplast, Onéra, Arcelor-Mittal, Honeywell, Snecma, EADS, Airbus, European Patent Office, Areva NP, Robert Bosch, St Gobain, Atofina Chemicals, Tetra Pak, Ferrari F1 team, Assystem.

Las funciones que efectúan los titulados en ingeniería europea de materiales se distribuyen de la siguiente forma:

Producción:	2	6 %
Investigación y Desarrollo:		23 %
Proyectos:	17	%
Calidad/Logística:	1	0 %
Consultoría/Auditoría:		10 %
Comercial:		7 %
Informática:		3 %
Marketing/Finanzas:		3 %

5. EL FUTURO

En la actualidad, la comisión docente de la EEIGM se enfrenta al reto de adaptar el programa de estudios al EEES (Espacio Europeo de Educación Superior). En el caso español con el agravante de que se ha establecido que los Grados sean de ocho semestres (240 ECTS), mientras que en la mayoría de países europeos se realizan en seis semestres [2].

La nueva estructura de los planes de estudios de la ETSEIB, en la cual se impartirán tres Grados (Tecnologías Industriales, Ingeniería Química e Ingeniería de Materiales), todos ellos de 240 ECTS, y sus correspondientes Másteres, de 120 ECTS, hace necesario definir nuevas estructuras académicas que permitan la sostenibilidad de la doble titulación, dado que en la EEIGM se mantendrá la estructura global de 5 años de estudios. En consecuencia, se ha redactado una propuesta, ya aprobada por la Dirección de la ETSEIB, la cual aborda la integración del plan de estudios de la EEIGM con los nuevos grados de Ingeniería de Materiales e Ingeniería en Tecnologías Industriales.

Lo que plantea la citada propuesta es que los estudiantes de la ETSEIB que estén cursando el Grado de Ingeniería de Materiales y que decidan participar en la EEIGM, realicen los tres primeros años en la ETSEIB. Recordemos que según el plan actual sólo tenían que cursar los dos primeros años en Barcelona. A continuación irán a Nancy para realizar allí dos semestres. Una vez superadas todas las materias recibirán el "Bachelor en Ingeniería Europea de Materiales" y también el "Grado en Ingeniería de Materiales" de la ETSEIB.

En ese momento, los estudiantes que opten por continuar con la titulación Europea, seguirán el programa de estudios actualmente establecido para los cursos 4º y 5º de la EEIGM, según el esquema de la Figura 2. Al finalizar, los alumnos que iniciaron sus estudios en la ETSEIB recibirán los títulos de Máster en Ingeniería Europea de Materiales (EEIGM) y Máster en Ingeniería de Materiales (ETSEIB).

Por otra parte, en paralelo con el programa de la EEIGM, el consorcio formado por las cuatro universidades fundadoras del mismo, desarrolla desde el curso 2005/06 el Máster AMASE (*Advanced Materials Science and Engineering*), que tiene el reconocimiento de "Erasmus Mundus" [3]. Y además, en el presente año 2011 las universidades asociadas en el Máster AMASE, junto con Linköping University (Suecia) han iniciado el nuevo *Erasmus Mundus Doctoral Programme in Materials Science and Engineering* (DocMASE). DocMASE fue seleccionaado como uno de los nueve nuevos programas de doctorado de las 148 propuestas recibidas por la Comisión Europea. Las becas Erasmus Mundus estarán disponibles durante los próximos cinco años para los candidatos a realizar este doctorado [4].

Como conclusión, remarcar que el potencial de un ingeniero salido de la EEIGM, con sólidos conocimientos en tecnología de materiales, que ha realizado estudios en tres países diferentes, que conoce francés, inglés, alemán y castellano, que ha desarrollado un proyecto en una empresa y otro en un laboratorio de investigación, es realmente oportuno en el momento histórico de la creación real del espacio europeo, y es el producto de una decisión tomada hace casi veinte años con una gran visión de futuro.

AGRADECIMIENTOS

Al Ministerio de Ciencia e Innovación por la concesión del proyecto MAT2009-14461. A la *Direcció General de Recerca del Comissionat per a Universitats i Recerca* de la *Generalitat de Catalunya* por el reconocimiento del CIEFMA como *Grup de Recerca Consolidat 2009 SGR 1285.*

REFERENCIAS

[1] Gutiérrez M., "*Se busca alumno extranjero*", La Vanguardia, 17-enero-2011, p. 28.

[2] http://www.eees.es/es (consulta 25-I-2011).

[3] http://www.amase-master.net/

[4] http://www.docmase.net.

Se puede encontrar más información en la página web:
[5] http://www.eeigm.inpl-nancy.fr

INDICE TEMÁTICO

ÍNDICE TEMÁTICO

15.5PH steel 481
4ª Generacion nuclear 779
Ab-Initio 657
Acabado superficial 779
Aceros
  de alta resistencia 657
  de herramienta 217
  eutectoide 693
  inoxidable dúplex 395
  perlítico trefilado 211 383
  perlítico y esferoidizado 377
  estructurales 761
  inoxidables 175 223
  inoxidables dúplex 169
Ácido poli-láctico (PLA) 285
Adhesivos 663
Agrietamiento por temple 799
Aleación 6082 199
Aleaciones de W 187
AlMgSi 353
Alta resistencia 175
Alta temperatura 113
Alta velocidad de deformación 731 737
Alúmina 125
Aluminio anodizado 767
Aluminium Alloys 353
Análisis
  de elementos finitos 547
  de fallo 805
  mesomecánico 559
Ancho variable 143
Anisotropía 571
Aorta humana 63
Arandelas 181
Árido reciclado 161
Arteria aorta 69
Atenuación 713
Bandas adiabáticas de cortante 517
Biaxial 505
Biomateriales 63 95 101
Bovine pericardium 51
Cálculo fraccionario 273
Capa delgadas 137
Caracterización mecánica 63
Carga multiaxial 39
Cebado del arco 799
Cerámicas 95 101
Characteristic length 89
Ciclos hielo-deshielo 675
Cilindros cruzados 365
Cintas superconductoras 119
Circona 83
CMOD 125
Cobertura 413
Component testing 419
Comportamiento 187
  mecánico 119 137 687
Composites 279
Compresión 155
  diametral 161
  no confinada 707
  uniaxial 149
Compressive behaviour 107
Contacto
  cilíndrico 323
  hertziano 83
Contenido en calcio 33
Conversiones 499
Corner points 637
Correlación de imágenes 505 261
Corrosión 223 439 823
  Corrosión acelerada 475
  Corrosión 823
Crack closure 353
Crack propagation 353
Crecimiento de poros 205
Criterio acoplado de la MF finita 529
Criterios de fallo 39
CTOD 749
Cuasi-Continuo 535
Cuerdas tendinosas válvula mitral 33
Curva de Paris 377 383
Daño por Fatiga 583
Defectos en tuberías 643
Degradación medioambiental 663
Delaminación 523

Desarrollo de Williams 631
Descascarillamiento 669
Desgaste 365
Diagrama de fallo 787
Difusión de hidrógeno 613 619
Dinámica molecular 589
Dirección de iniciación de grieta 359
Disco ATM 707
Dislocaciones 359 577 553
Distancia en el espacio de tensiones 571
DP600 229
Dúctil 743
Ductilidad 193 359
Durabilidad 439 675
EBC´s 719
Efecto
  de borde 511
  de escala 427
  del cloruro sódico 687
Elementos
  junta 559
  cohesivos 523
  de contorno 649
  finitos 77 365 445
  463 469 475
  505 541 577
  607 725
Enderezado por llama 463
Energía de fractura local 511
Ensayos
  de tracción 33 205
  miniatura de punzonado 487 493 761
  experimentales 323
  micrométricos in-situ 267
  miniatura 761
  no destructivos END 669
Entalla 237 595 787
  317 601
Epoxi 297 291
Erosión 823
E. E. de Educación Superior 831
Estado tenso-deformacional residual 613 619
Estimación de vida 347
Estricción 193
Estructuras de hormigón 439
Eurocódigo 3 407
Expansiones internas 559
Explosiones 433
Factor de intensidad de tensiones 607 317
Fallo por tracción diagonal 427
Fase sigma 169 223
Fatiga 131 297 395
  311 419 595
  767 817
  bajo carga variable 407
  biaxial 389
  de materiales 401
  multiaxial 359
  termomecánica 305
Fatiga y fractura 805
Fatigue damage 341
Fatigue life 329
FEM 395 817 481
FIB 755
Fiber-bridging 523
Fiber-reinforced concretes 311
Fibras de polipropileno 143
Fibras poliméricas 267
Fieltros 469
FIP 175
Fisura 787
  cohesiva 77 475 725
  de origen térmico 625
Fractografía 169 211 693
  767
  por fatiga 377
Fractura 45 649
  en modo I 77 297 589
  773
  en modo mixto 565 663
  estable 125
  frágil 799
Fracture process zone 89
Fracture toughness 291
Fragilización 793
  por hidrógeno 175 371 613
  619 657 693
Fretting fatiga 323 347
FSW 681
Funciones de enriquecimiento 451
Giga cycle fatigue 335
Gradiente 595

Grafeno 553
Grietas
de esquina 547
Grietas de interfase 529 565
Hardeness 681
HET 229
Hidrógeno 793
Hielo-deshielo 669
High-strength concrete 107
Hormigón 457 675
Hormigón armado 427 433
Hormigón reciclado 131 161
Hormigón reforzado 143
Humo de sílice 675
Intergranular 793
Impacto 279 517 713
Charpy 249
Indentación 273
Índice de machacabilidad 161
Ingeniería Europea 831
Integral J 445 493
Integridad Estructural 371
Intercara 589
Interfaces hueso-cemento 583
Intermetálicos 731
Inyección de fisuras 625
Juntas secas 457
Kink-band 267
Ladrillo cerámico 149
Laminación en frío 193
Light Diffraction 51
Loading frequency 311
LSP 681
Madera 39
Main stress efffects 419
Martensite 329
Materiales
compuesto con matriz metálica 401
anisótropos 451
cerámicos 725
compuestos 297 529
metálicos 419 737
poliméricos 273
MEC 565
Metastable austenitic stainless steel 329
Método
de la línea 601
del punto 601
Metodología 743
Mezclas bituminosas en caliente 687
Microestructura 217 187 681
Micromecánica Computacional 261
Miner probabilístico 407
Modelización 469
Modelos
de daño cohesivo 649
de daño de Gurson-Tvergaard 487
microestructural 359 577
QLV 707
viscoelástico cuasilineal 701
cohesivos 457
discretos 553
Modo mixto 631
Módulo de Young 113
Multiaxial fatigue 341
Multi-Escala 535
Nanoarcilla 285
Nanocompuestos 101 291
Nanocristales 413
Nanohuecos 535
Nanoindentación 719 755
Nanorayado 719
Nucleación 389
Perfiles 199
Perfiles metálicos 463
Placa cartón-yeso 77
Placa de asiento 713
Plano critico 389
Plasticidad cíclica 571
Plastificación del frente de grieta 773
PMMA 237
PM6 reforzada fibra corta de vidrio 445
Poliamida Reforzada 249
Polietileno 255
Polímeros 45 279 499
Polipropileno 243
Porcelana 83
Predicción de vida 305
Prefatiga 773
Presas de hormigón 625

Probeta CT 607
Probetas miniatura prefiguradas 493
Programa experimental 541
Prótesis 817
Radiación UV 45
RCD 131
Reciclado 249
Recocido continuo 229
Relación de aspecto 317
Repair 57
Resistencia 95
Resistencia a deslizamiento 181
S_N curve 335
Secciones en T 511
Sequential loading effect 341
Shot peening 395 413
Silicio policristalino 137
simulación numérica 433 701 517
Síndrome de Marfan 69
Size effect 89
Slow crack growth 255
Small Punch 749 779
Soldadura 805 823
Strain rate 107
strength 57
Stress corrosion 681
Superaleaciones 305
Superficie de rotura 205
Supraspinatus tendon 57
Surface region 637
Swaging process 481
Tamaño de zona plástica 383
TDC 237 787
Tejidos blandos 701
Temperatura 297 535 731
737
Temperaturas Criogénicas 119
Tenacidad 217 743 811
a fractura 487 749 755
761
aparente 237 787
de fractura umbral 243
Tensile Strenght 681 51
Tensión de fractura 155
Tensión de rotura 69
Tensor intensidad de tensión 631
Teoría de Distancia Critica 601
Titanato de circonio 113
Tochos 199
Tomografía de rayos X sincrotrón 401
Trabajo esencial de fractura (EWF) 285
Transición dúctil-frágil 243
Triaxialidad 643
tensional 211
Triaxiality parameters 637
T-stress 547
Turbina 811
Ultrasonic fatigue 335
Ultrasonidos 149
Uniones
atornilladas de alta resistencia 181
soldadas 643
Vasija de reactor nuclear 371
Vida a fatiga 811
Vidrio 155
estructural 541
Viscoelasticidad 499 583
Weibull 155
X-FEM 347 451

INDICE DE AUTORES

ÍNDICE DE AUTORES

Abete J. M.	499				
Adib A.	255				
Aguado A.	559				
Aguado L.	613	619	693		
Aguirre M. V.	187				
Al-Assadi G.	149	675			
Alcalde M.	143	457	511		
Aldazabal J.	589				
Alegre J. M.	481	487	493		
Alia C.	663				
AlonsoJ. A.	77				
Alonso C.	175				
Alvarez J. A.	463	749			
Andrade C.	439	657			
Anes V.	335	341			
Anglada M.	83	95	101	755	831
Antunes F. V.	637				
Aranguren A.	725				
Aretxabaleta L.	273				
Argüelles A.	297				
Ariza M. P.	535	553			
Aroca M.	255				
Arroyo B.	749				
Artímez J. M.	229				
Atienza J. M.	57	205			
Ayaso F. J.	211	805			
Bagheri Fard S.	413				
Barbáchano H.	481	487			
Baudín C.	113	125	155		
Beiss P.	419				
Belzunce F. J.	229	643	743	761	773
Ben-Hamadou R.	439				
Berchtold R.	419				
Berger C.	3				
Berlanga C.	169				
Betegón C.	761				
Biezma M. V.	169	663			
Blanco C.	39				
Blázquez A.	565				
Borrego L. P.	353				
Botero C. A.	719				
Bourges J-Y.	51	57			
Branco R.	637				
Braun M.	625				
Broeckmann C.	419				
Brunner I.	3				
Bueno R.	193				
Caballero L.	681				
Cabrero J. M.	39				
Camara M.	181				
Camas D.	505	607			
Cambier F.	113				
Campos A.	559				
Canal L. P.	261				
Capel F.	155				
Capela C.	291				
Cárdenas E.	761				
Carmona J. R.	427				
Carrascal I. A.	33	237	249	445	
	787	713			
Casado J. A.	33	249	445	713	
Casati M. J.	149	669			
Casellas D.	217	755			
Castedo A.	657				
Castillo G.	279				
Cendón D. A.	205	433	517	737	
Chaves V.	359	577	601		
Chiminelli A.	523				
Cicero S.	237	787			
Cifuentes H.	143	457	511		
Collado J.	793				
Commisso M. S.	701	707			
Conejero O.	223	823			
Coronado P.	297				
Cortés F.	273		499		
Costa J. D.	291	353	637		
Cruzado A.	365				
Cuadrado N.	217	755			
Cuesta I. I.	481	487	493		
de Andres P.	657				
Diego S.	33	249	713		
Domínguez C.	255				
Domínguez J.	317	323	701	707	
Edwards M.	811				
Elices M.	45	205			
Enfedaque A	675				

Erauw J. P. 113
Erice B. 433 517 731 737
Esteban H. 583
Fargas G. 329
Fernández P. 499
Fernández Canteli A. F. 297 407 499 541 547 631
Fernández Carrasquilla J. 199
Fernández Pariente I. 413
Fernández Saez J. 547 631
Fernández Zúñiga D. 631
Ferreira J. A. M. 291 353
Ferreño D. 33 445 463
Ferrer Giménez C. 595
Fonte M. 335
Forteza A. 69
Franco-Urquiza E. 21 285
Freitas M. 335 341
Frontini P. M. 243
Fuenmayor F. J. 347
Fullea J. 439 657
Funke V. C. 137
Fütterer W. 137
Gallardo J. M. 799
Gálvez J. C. 77 149 205 669 675
Gálvez F. 433 517 731 737
Gamez-Perez J. 21 285
García B. 523
García I. G. 529
García R. A. 255
García T. E. 743
García P. 773
García de la Yedra A. 305
García Marro F. 95 101
García-Barruetabeña J. 499
García-Herrer C. 63
García-Manrique J. 505
García-Manrique J. 607
Garcia-Pastor F. A. 401
García-Prieto A. 125
García-Sánchez F. 451
Garrido M. A. 255
Gebremedhin K. G. 39
Gil Sevillano J. 589
Giner E. 347 547 631
Goez A. 217
GomezX. 365
Gómez Soler L. A. 595
González C. 261 267 469
González B. 377 383 687 805
González Albuixech V. F. 547
Gonzalez-Herrera A. 505 607
Gracia J. 793
Graciani E. 565
Guagliano M. 9 413
Guerrero M. A. 817
Guinea G. V. 45 51 57 69
Gutiérrez-Solana F. 33 249 463 749
Habib K. A. 595
Hattori G. 451
Hernández G. 193
Hernández M. G. 669
Hiraldo I. 505
Huerta M. C. 541
Iglesias A. 817
Iordachescu M. 681
Iordachescu D. 681
Izquierdo M. 273
Jiménez E. 83
Jiménez J. 155
Jiménez M. A. 523
Jimenez-Piqué E. 719 755
Jorge J. 817
Karatzas C. 45
Kharin V. 613 619 805
Klopfer I. 419
Klubberg F. 419
Konstantopoulou K. 119
Kratochvil J. 149
Kulkarni T. 719
Kyrieleis A. 401
Lacalle R. 463 749
Lamela-Rey M. J. 499 541
Laporta M. 237 787
Larrea J. 169
Larrosa N. 577
Lasaosa A. 589
Lezcano R. 773
Li B. 341
Lizaranzu M. 523
Lizarralde I. 365

Llanes L. M.	217	719				Navarro A.	359	571	577	601
Llorca J.	187	261	267	469		Nurnberger U.	175			
López C. M.	559					Orellana Pérez T.	137			
López C.	793					Orozco J.	595			
López Aenlle M.	407					Ortiz J. E.	649			
Lopez Crespo P.	389	401	505			Pacios A.	541			
López-López E.	113					Palacios T.	187			
Lopez-Moreno A.	401					Palacios M.	773			
Lorenzo M.	371	613	619	693	805	Paleczny A. M.	57			
Lorenzo-Villafranca E.	267					Pareja R.	187			
Luque A.	589					París F.	565			
Madrazo V.	237	787				Pascual Guillamón M.	595			
Madrigal C.	571					Pastor J. Y.	119	187	137	
Mantič V.	529	565				Pedrejón J. L.	305			
Martín A.	187					Peñuelas I.	395	643		
Martín J. J.	371					Perea G. B.	45			
Martínez A. B.	21					Pérez M. J.	517	731	737	
Martínez A.	243					Pérez-Ilzarbe J.	199			
Martínez-Esnaola J. M.	589					Pérez-Rigueiro J.	45			
Martínez-Reina J.	701	707				Perosanz F. J.	779			
Martín-Meizoso A.	39	305				Pezzani A.	63			
Maspoch M. Ll.	21	285				Picas I.	217			
Mateo A.	329	831				Pinilla P.	663			
Mateos M.	273					Planas J.	475	725		
Mato J. C.	377	383	687	805		Plaza G. R.	45			
Medeiros A.	311					Polanco J. A.	131	161	249	713
Medina F.	143	457	511			Ponga M.	535			
Méndez D.	33					Pontón A.	33			
Méndez J. P.	553					Poro J. A.	681			
Menéndez M.	541					Porras R.	107			
Mestra A.	95	101				Portilla J.	463			
Mielg E.	223	823				Poveda E.	107			
Mier J. L.	767					Pristbilla C.	541			
Molero M.	669					Puente I.	181			
Molina-Aldareguia J. M.	267	261				Pyttel B.	3			
Monge M. A.	187					Ramiro C.	707			
Monsalve A.	811					Recio F. J.	175			
Montalvão D.	335					Reis P. N. B.	291			
Monteagudo S. M.	149					Reis L.	335	341		
Montero R.	643					Revuelta J. M.	33			
Morales-Alonso G.	433					Reyes E.	77			
Moreno R.	113					Ribeiro A.	335	353		
Moreno B.	389	401				Ridruejo A.	469			
Muñoz A.	767	187				Rivera S.	743	817		
Muñoz S.	799					Rivera R.	793			
Navarro C.	317	323				Roa J. J.	119			

Rocco C. G. 625
Rodríguez A. 155
Rodríguez R. 211
Rodríguez J. 243 255
Rodríguez C. 395 643 743 761
Rodríguez D. 779
Rodríguez Martín R. 305
Rojas-Díaz R. 451
Rojo F. J. 51 57 69
Romero I. 535
Romero H. L. 669 675
Rueda A. 83
Ruiz E. 33
Ruiz G. 89 107 181 311 427
Ruiz E. 445 463
Ruiz-Hervias J. 681
Sabsabi M. 347 595
Sáez A. 451
Salazar A. 243
Sanchez J. 439 657
Sánchez P. 523
Sánchez-Gálvez V. 433 517 731 737
Sánchez-Soto M. 21
Sancho J. M. 475 725
Sanjurjo P. 395
Santana O. O. 21 285
Sanz B. 475 725
Sanz J. A. 583
Sarin V. K. 719
Sarrionandia M. A. 273
Saucedo L. 89
Schwerdt D. 3
Segarra M. 119
Segurado J. 261
Seitl S. 631
Sendín A. 407
Serrano R. 553
Serrano M. 779
Setién J. 131
Solaberrieta L. 199
Soria L. 799
Sosa I. 161
Suárez F. 205
Suárez J. C. 663
Sukumar N. 451
Tam R. 323
Tamargo-Martínez K. 267
Távara L. 565
Tejado Garrido E. M. 137
Thomas C. 131 161
Tino R. 687
Tobaruela A. 69
Toledano M. 767
Toribio J. 211 371 377 383 613 619 687 693 805
Torres P. 767
Urchegui M. 365
Urrutibeascoa I. 279
Valiente A. 681
Vallellano C. 359 601
Vaquero Hernández A. 625
Vázquez J. 317 323
Velasco J. I. 21
Velázquez-Infante J. 285
Vergara D. 371 613 693 805
Vigil F. J. 817
Villegas D. 193
Viña J. 297
Withers P. J. 401
Yu R. C. 89 107
Zabala H. 273
Zapata A. 329
Zapatero J. 389
Zappitelli M. P. 625
Zhang X. X. 107 181 311
Zhe W 675
Wu Y 175