

Anales de Mecánica de la Fractura

TEXTO DE LAS COMUNICACIONES PRESENTADAS EN EL

**XXX ENCUENTRO DEL
GRUPO ESPAÑOL DE FRACTURA**

Volúmenes I y II

Toledo

13, 14 y 15 de marzo de 2013



Anales de Mecánica de la Fractura

Texto de las comunicaciones presentadas en el

XXX ENCUENTRO DEL GRUPO ESPAÑOL DE FRACTURA

13,14,15 de marzo de 2013
Toledo

©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 de cualquier otro, sin previa autorización escrita por parte de la Editorial”

Depósito legal: B-6731-2013

I.S.S.N: 0213-3725

Coordinación Editorial: Centro Internacional de Métodos Numéricos en Ingeniería (CIMNE) Barcelona

Impresión: Artes Gráficas Torres. Huelva, 9 - 08940 Cornellà de Llobregat (Barcelona)

Fecha de impresión: Marzo 2013

Este tomo de Anales de Mecánica de la Fractura, el número 30, recoge los artículos que corresponden a las comunicaciones al XXX Encuentro del Grupo Español de Fractura (30 GEF), celebrado en el Campus de la Fábrica de Armas de la Universidad de Castilla-La Mancha en Toledo, del 13 al 15 de marzo de 2013, promovido por la Sociedad Española de Integridad Estructural — Grupo Español de Fractura, SEIE — GEF. Dicho trigésimo Encuentro se ha celebrado en paralelo con el 8º Congreso Internacional sobre Fractura de Hormigón y de Estructuras de Hormigón (8th International Conference on Fracture Mechanics for Concrete and Concrete Structures, FraMCoS-8), promovido por la Asociación Internacional que lleva el mismo nombre, IA-FraMCoS. La coincidencia de ambos eventos ha facilitado que los investigadores españoles que se dedican a la fractura de hormigón estructural puedan asistir a ambos congresos y, también, que los miembros de las dos comunidades de investigadores hayan podido entablar un fructífero intercambio de ideas, métodos y perspectivas entre sí. Además, SEIE — GEF e IA-FraMCoS han aunado sus fuerzas en la organización de un evento común dirigido a los asistentes de los dos congresos: la Jornada sobre Nanotecnología y Sostenibilidad en la Construcción, celebrada el 15 de marzo en el mismo campus, en la que se han abordado la durabilidad y la fractura del hormigón a varias escalas como parte esencial de la sostenibilidad del hormigón estructural.

Las plenarios del 30 GEF encabezan la publicación. Han corrido a cargo de los profesores: Emmanuel E. Gdoutos, de la Democritus University of Thrace en Grecia, antiguo Presidente de la Sociedad Europea de Integridad Estructural, ESIS, y Presidente Electo de la Sociedad de Mecánica Experimental, con una plenaria sobre los mecanismos de fallo en estructuras tipo sándwich; Jesús Rodríguez, de la Universidad Rey Juan Carlos, que habló sobre problemas experimentales en la caracterización en fractura de materiales poliméricos; y Surendra P. Shah, emérito de la Universidad de Northwestern y miembro de la Academia Nacional de Ingeniería de los EE. UU., cuya plenaria versó sobre el control de las propiedades del hormigón por medio de la modificación de su nano-estructura. A los tres deseamos expresar desde aquí nuestro agradecimiento por su excelente contribución al 30 GEF. Asimismo deseamos agradecer el trabajo del resto de autores, tanto por su artículo escrito como por las cuidadas presentaciones que han hecho a lo largo del Encuentro. También es de agradecer el trabajo realizado por el Comité Científico, que ha revisado todos los resúmenes presentados y ha dado valiosas indicaciones a los autores.

En el actual momento de crisis económica y de nula inversión en acciones complementarias a la investigación por parte de las administraciones públicas, es muy de agradecer el patrocinio de varias empresas, las cuales han hecho posible que este gran evento científico se haya podido celebrar y que haya habido muchos jóvenes investigadores que hayan podido asistir. Son: Pacadar, Instron, HBM, SEM, MTS, Rumul, Zwick-Roell, Toni-Technik, Cervenka Consulting, Taylor & Francis, CRC Press. Finalmente, nuestro agradecimiento a la Universidad de Castilla-La Mancha por su hospitalidad y por haber permitido que su precioso Campus de Toledo, en armonía con la belleza de la ciudad que lo alberga, haya sido lugar de encuentro de los investigadores dedicados a la Mecánica de la Fractura.

Organizadores del 30 GEF

Gonzalo Ruiz López
Rena C. Yu
Xiaoxin Zhang
Eva Espíldora

Junta Directiva SEIE — GEF

Antonio Martín Meizoso
Jesús Manuel Alegre Calderón
Alfonso Fernández Canteli
Eugenio Giner Maravilla
M^a Lluïsa MasPOCH Ruduà
José Zapatero Arenzana
David Ángel Cendón Franco
José Fernández Sáez

Junta Directiva de la Sociedad Española de Integridad Estructural — Grupo Español de Fractura, SEIE — GEF

Presidente: Antonio Martín Meizoso
Vicepresidente 1º: Jesús Manuel Alegre Calderón
Vicepresidente 2º: Alfonso Fernández Canteli
Vicepresidente 3º: Eugenio Giner Maravilla
Vicepresidente 4º: M^a Lluisa MasPOCH Ruduà
Vicepresidente 5º: José Zapatero Arenzana
Secretario: David Ángel Cendón Franco
Tesorero: José Fernández Sáez

Organizadores del 30 Encuentro del Grupo Español de Fractura

Gonzalo Ruiz, Rena C. Yu, Xiaoxin Zhang y Eva Espíldora

Jacinto R. Carmona	Lidia Ruiz-Ripoll	Marian Sánchez
Manuel A. Tarifa	Adris M. Abdelzaim	Rocío Porras
Elisa Poveda	Walid A. Fouad	Luis Saucedo
Arthur Medeiros		

ETSI Caminos, C. y P.
Universidad de Castilla-La Mancha

Secretaría Técnica y Administrativa

CIMNE: Cristina Forace, Marcela Silhanek
UCLM: María Jesús y Begoña Pérez Moraga

Organizado por

Sociedad Española de Integridad Estructural — Grupo Español de Fractura, SEIE — GEF
ETSI Caminos, C. y P. — Universidad de Castilla-La Mancha

Patrocinadores

INSTRON
Zwick/ Roell, Toni/Technik
SEM, RUMUL, MTS
HBM
CERVENKA CONSULTING
Taylor & Francis
CRC Press

VOLUMEN I

■ CONFERENCIAS INVITADAS	13
Failure Mechanisms of Sandwich Structures	15
E.E. Gdoutos	
Problemas Experimentales en la Caracterización en Fractura de Materiales Poliméricos	23
J. Rodríguez, A. Salazar y A.B. Martínez	
Controlling Properties of Concrete Through Nanomodification	29
S. P. Shah, S. Kawashima, W. Li y G.R. Lomboy	
■ FRACTURA DE MATERIALES BIOLÓGICOS Y BIOMATERIALES	41
La Energía Disipada en Membranas de Pericardio Sometidas a Fatiga Uniaxial como Predictor de su Durabilidad	43
M.A. Tobaruela, F.J. Rojo y G.V. Guinea	
Estudio de la Influencia de Fármacos en la Resistencia de Callos Óseos en Huesos Fracturados Usando Técnicas de Flexión en Cuatro Puntos y de Ultra-micro-indentación	47
S. Diego, E. Ruiz, J.A. Casado, D. Ferreño, M. Redondo, C. Demian, M.I. Pérez, J.A. Riancho, I. Carrascal, F. Gutiérrez-Solana y C. Vilupillai	
Aplicación de Modelos de Daño y Degradación Progresiva a una Osteona Mediante Elementos Finitos	53
C. Arango, E. Giner, A. Vercher y F.J Fuenmayor	
Medida de la Tenacidad de Fractura en Esmalte Bovino Mediante Técnicas de Indentación	59
M.A. Garrido, I. Giraldez, L. Ceballos y J. Rodríguez	
Análisis Numérico de la Respuesta Mecánica de un Aneurisma de Aorta Ascendente Humana	65
C. García-Herrera, V. Yáñez y D. Celentano	
■ FRACTURA DE MATERIALES CERÁMICOS Y PÉTREOS	71
Estudio del Comportamiento Mecánico y en Fractura de un Hormigón Autocompactante con Fibras de Poliolefina ...	73
M.G. Alberti, A. Enfedaque y J.C. Gálvez	
Nuevo Procedimiento para Determinar la Curva de Ablandamiento en Hormigón a Partir del Algoritmo Iterativo AMS-UPM	79
F.J Gómez, M.A. Martín-Rengel, J. Ruiz-Hervías y A.M. Fathy	
Energía de Fractura de Morteros de Cemento Reforzados con Fibras de Vidrio (GRC)	85
A. Enfedaque y J.C. Gálvez	
Análisis del Amortiguamiento en Vidrio Estructural bajo Cargas de Impacto	91
A. Ramos, F. Pelayo, M.J. Lamela, A. Fernández Canteli, C. Huerta y A. Pacios	
Comportamiento a Fatiga de Alta Frecuencia de Hormigones Compactantes de Alta Resistencia	97
C. Thomas, I. Sosa, J. Setién y J.A. Polanco	
■ FRACTURA DE MATERIALES POLIMÉRICOS.....	101
Influencia de la Agudización de la Grieta en la Tenacidad de Fractura de Resinas EPOXI	103
A. Salazar, J. Rodríguez, Y. Patel y J.G. Williams	

Predicción de Rotura por Presión de Tuberías Poliméricas Basada en la Cinética de Fluencia del Material.....	107
W.M.H. Verbeeten y L.E. Govaert	
Análisis Numérico de la Transición Frágil-dúctil en el Modo de Fallo en Materiales Poliméricos.....	113
J. Aranda-Ruiz y J.A. Loya	
Influencia de la Agudización de la Entalla sobre los Parámetros de la Fractura de Polímeros	119
A.B. Martínez, N. León, D. Arencón, J. Rodríguez y A. Salazar	
Symmetric and Non-symmetric Debonds at Fiber-matrix Interface under Transverse Loads. An application of Energetic Approaches using Collocation BEM.....	125
C.G. Panagiotopoulos y V. Mantič	
Tenacidad de Fractura de Resinas EPOXI Nanoestructuradas.....	131
T. Gómez-del Río, A. Salazar, J. Rodríguez y R.A. Pearson	
■ FATIGA E INTERACCIÓN CON EL MEDIO AMBIENTE	137
Un Modelo para Considerar la Influencia de Geometría y Distribución de Tensión en el Análisis de Fatiga	139
C. Przybilla, R. Koller, A.T. Vielma, E. Castillo y A. Fernández-Canteli	
Fatigue Assessment of Carbon Nanotubes Enhanced Glass/Epoxy Laminates.....	145
J.A.M. Ferreira, J.D.M. Costa, H. Silva y C. Capela	
Fatigue Assessment of Aluminum Mig Butt Welds Submitted to Friction Stir Processing	151
L.P. Borrego, J.M. Costa, J.S. Jesus, A.R. Loureiro y J.M. Ferreira	
Improvement of Fatigue Resistance by Friction Stir Processing of Mig Welded Aluminium T-Joints	157
J.M. Costa, J.S. Jesus, A.R. Loureiro, J.M. Ferreira y L.P. Borrego	
Análisis de la Influencia de la Topografía Superficial Generada por el Mecanizado Sobre la Vida a Fatiga.....	163
A. Madariaga, P.J. Arrazola, J.A. Esnaola, M. Ezkurra y I. Torca	
Estudio del Crecimiento de Grietas Microestructuralmente Pequeñas en Aluminio Comercialmente Puro	169
P. Lorenzino, L. Bermejo y A. Navarro	
Análisis de Frecuencia de Resonancia de Ensayo de Fatiga como Herramienta para Determinar las Etapas de Iniciación y Propagación de Grietas	175
P. Lorenzino, L. Bermejo y A. Navarro	
Estudio de Sensibilidad a la Entalla en Componentes con Concentradores de Tensión Sometidos a Fatiga Bajo Carga en Modo I, en Función de la Relación Tamaño de Entalla/Tamaño de Grano	181
P. Lorenzino, L. Bermejo y A. Navarro	
Aplicación de Ecuaciones de Flujo Plástico Basadas en la Distancia en el Espacio de Tensiones a Ensayos Cíclicos en Acero F125	187
C. Madrigal, V. Chaves y A. Navarro	
Comportamiento Mecánico Frente a Esfuerzos Dinámicos de Manta Elastomérica para la Atenuación de Vibraciones en Ferrocarriles	193
I. Carrascal, J.A. Casado, S. Diego y J.A. Polanco	

Efecto de las Condiciones Ambientales en el Comportamiento frente a Fragilización por Hidrógeno de Acero R5. Aplicación de Diagramas de Fallo	199
B. Arroyo, J.A. Álvarez, M. Laporta, A.R. Seco y J. Portilla	
A New Stress Methodology Under Multiaxial Loading Conditions for Fatigue Life Evaluation.....	205
V. Anes, L. Reis, B. Li, M. Fonte y M. Freitas	
A New in-Plane Biaxial Fatigue Testing Machine	211
V. Anes, L. Reis, B. Li, M. Fonte y M. de Freitas	
Estudio de la optimización de procesos de Shot Peening y su efecto en el Comportamiento a Fatiga de los Aceros ..	217
A.T. Vielma, V. Llana y F.J. Belzunce	
Transient Behaviour in Plasticity Induced Crack Closure.....	223
F.V. Antunes y L.F. Borrego	
Estimación del Crecimiento de Grieta por Fatiga en una Viga Rectangular Sometida a Flexión con una Grieta en un Lateral	229
A. Martín-Meizoso y J.M. Martínez-Esnaola	
Fracture and Fatigue Behavior of a Ni-WC Hardmetal.....	235
J.M. Tarragó, C. Ferrari, B. Reig, D. Coureaux, L. Schneider y L. Llanes	
Iniciación de Fisuras por Fatiga a partir de Defectos Superficiales en Alambres de Acero de Pretensado	241
B. González, J.C. Matos y J. Toribio	
Modelización Numérica del Avance del Frente de Fisura en Placas Sometidas a Cargas Cíclicas	247
J.C. Matos, B. González, J. Escudra y J. Toribio	
Fragilización por Hidrógeno de Aceros Perlíticos Progresivamente Trefilados: Deformación Crítica en la Zona de Proceso de Fractura (ZPF)	253
D. Vergara y J. Toribio	
Multi-fisuración Asistida por Hidrógeno en Aceros Perlíticos Progresivamente Trefilados Sometidos a Estados Triaxiales de Tensión	259
D. Vergara y J. Toribio	

VOLUMEN II

■ FRACTURA DE MATERIALES METÁLICOS	265
Medida de la Tenacidad de Fractura de la Aleación Al 7017 a Diferentes Velocidades de Deformación	267
M.J. Perez-Martin, B. Erice, D.A. Cendon, F. Gálvez y V. Sánchez-Gálvez	
Análisis del Efecto Entalla en los Micromecanismos de Fractura	273
S. Cicero, V. Madrazo, T. García y E. Ruiz	
Análisis del Efecto Entalla en la Curva de Transición Dúctil-frágil del Acero S355J2	279
S. Cicero, T. García, V. Madrazo, I. Carrascal y J. Cuervo	
Simulación de la Rotura de Barras de Acero Perlítico Sometidas a Tracción Mediante un Modelo de Fisura Cohesiva. Validación Experimental	285
F. Suárez, J.C. Gálvez, J.M. Atienza, D.A. Cendón y M. Elices	
Evaluación Experimental del Efecto del Tamaño de Grano en las Propiedades Mecánicas a Tracción de Aluminio Comercialmente Puro con Pocos Granos a lo Largo del Espesor	291
P. Lorenzino, L. Bermejo y A. Navarro	
Desarrollo y Optimización de Metodologías de Diseño de Soluciones Ultrasónicas Avanzadas para la Industria Ferroviaria	297
I. Aizpurua, D. Casado y I. Castro	
Modelización de los Defectos en el estudio de Fatiga de la Aleación de Magnesio AZ91 Inyectada a Alta Presión	303
M. Preciado , P.M. Bravo y M. Lorenzo	
Análisis de la Tenacidad a la Fractura y el Efecto del Tamaño de Probeta Para un Acero Colado de Medio Carbono y Baja Aleación	309
L.A. Alcaraz-Caracheo, J. Terán-Guillén, F.J. Carrión-Viramontes, M. Martínez-Madrid, M. Laguna-Estrada y A. Sanchez-Rodríguez	
Fatigue in Dental Implants Studied with Stochastic Finite Element Formulation and Cumulative Damage Model	315
M. Prados-Privado, J.C. Prados-Frutos y J.A. Bea	
Estimación de la Tenacidad a Fractura de Aceros Estructurales Mediante el Parámetro CTOD en Probetas Small Punch con Entalla Longitudinal no Pasante	321
T.E García, C. Rodríguez, F.J. Belzunce y I. Peñuelas	
Evaluación del CTOD en Soldaduras de Aceros API X70M para Aplicaciones en la Industria del Petróleo y del Gas Natural	327
M. Palacios, R. Lezcano, P. García y F.J. Belzunce	
Estudio de la Resistencia a Fatiga y Tenacidad de Aceros Templados de Grano Fino y Ultrafino Empleados para Muelles	333
J. Aldazabal, J.L. Pedrejón, I. Ocaña, A. Martín-Meizoso y J.M. Martínez-Esnaola	
Influencia de la Velocidad de Deformación sobre la Fractura Asistida por Hidrógeno en Acero Eutectoide	339
D. Vergara y J. Toribio	
■ MÉTODOS ANALÍTICOS Y NUMÉRICOS	345
Extension of the Cohesive Crack Model to PMMA Notched Specimens Exhibiting a non Linear Behaviour under Torsion	347
D.A. Cendón, F. Berto, P. Lazzarin y M. Elices	

Modelización Numérica del Proceso de Fractura de un Copolímero Fotodegradable	353
E. Martínez-Pañeda y R. Gallego	
Desarrollo y Validación de un Modelo Numérico para la Predicción de Tensiones Residuales en Uniones Soldadas ..	359
M. Sáez de Buruaga, A. Lopez, D. Ugarte, I. Ulacia, J.A. Esnaola, I. Martinez y A. Garro	
Modelado de Grietas de Interfase en un Composite con un Grupo de Fibras Sometido a Cargas Transversales Biaxiales	365
L. Távara, V. Mantič, E. Graciani y F. París	
Implementación de un Modelo Discreto y su Aplicación a Problemas de Fractura Dinámica	371
M. Braun y J. Fernández-Sáez	
Análisis del Comportamiento Sísmico de una Presa de Gravedad de Hormigón Mediante un Modelo Discreto.....	377
M. Braun, C.G. Rocco, E.I. Villa y J. Fernández-Sáez	
Caracterización de la Influencia de los Parámetros de Soldadura a Tope Multipasada en el Patrón de Tensiones Residuales.....	383
A. Lopez, B. Elguezabal, D. Ugarte, I. Ulacia, J.A. Esnaola, I. Martinez y A. Garro	
Un Nuevo Modelo de Plasticidad con Ablandamiento y Fractura Dúctil Dependiente del Ángulo de Lode	389
B. Erice, M.J. Pérez-Martín, D.A. Cendón y F. Gálvez	
Analysis of the Poisson's Ratio and Thickness Effects in 3d Cracked Plates using the Proper Generalized Decomposition.....	395
E. Giner, B. Bognet, A. Leygue, F.J. Fuenmayor y F. Chinesta	
Un Análisis Crítico sobre Algunos Modelos Tradicionales de la Mecánica de la Fractura	401
A. Fernández Canteli, E. Giner, J. Fernández Sáez y D. Fernández Zúñiga	
Evolución del Crecimiento de Nanohuecos a Temperatura Finita y Altas Velocidades de Deformación.....	407
M.P. Ariza, M. Ponga y M. Ortiz	
Continuum Modelling of Trap-affected Hydrogen Diffusion in Hydrogen Assisted Fracture Analysis.....	413
J. Toribio y V. Kharin	
Estudio Atmosférico de los Mecanismos de Deformación en Probetas de Mg de Orientación [0001] Preagrietadas	419
A. Luque y W.A. Curtin	
■ SEGURIDAD Y DURABILIDAD DE ESTRUCTURAS.....	425
Influencia del Material Base de la Pared de la Vasija de un Reactor Nuclear de Fisión en su Degradación por Hidrógeno.....	427
J. Toribio, D. Vergara, M. Lorenzo y J.J. Martín	
Influencia de la Adición de Nano Sílice, en Algunos Aspectos de la Durabilidad, en Hormigones Autocompactantes de Alta Resistencia.....	433
N. León, A. Moragues, J. Massana y E. Sanchez	
Evaluación del Riesgo de Corrosión Bajo Tensión Inducida por la Generación de Picaduras en Acero Inoxidable de alta Resistencia	439
F.J. Recio y M.C. Alonso	

Influencia de las Condiciones de Contorno en la Respuesta Mecánica de Mezclas Bituminosas en Caliente.....	445
R. Tino, B. González, J.C. Matos y J. Toribio	
■ TÉCNICAS EXPERIMENTALES.....	449
Micro-Mechanical Testing of Advanced Ceramics: Tools, Procedures and First Results.....	451
E. Camposilvan, E. Jiménez-Piqué y M. Anglada	
Fatigue Test Performance on VHCF with an Ultrasonic Testing Facility.....	457
Y. Lage, A. Ribeiro, L. Reis y M. de Freitas	
Análisis de Fallo sobre Seguidor Solar Perteneciente a Planta Solar Fotovoltaica	463
R. Rivera, J.J. Sánchez, C. López y S. Calvo	
Evaluación del Retardo en el Crecimiento de Grieta a Fatiga a Partir del Análisis de los Factores de Intensificación de Tensiones Empleando la Técnica de Fotoelasticidad	469
J.M. Vasco-Olmo, F.A. Díaz, R. Dorado y L. Felipe-Sesé	
Validación Experimental de Diferentes Modelos a Partir de los Campos de Desplazamientos para el Cálculo de los Factores de Intensificación de Tensiones en Probetas Planas	475
J.M. Vasco-Olmo, F.A. Díaz, R. Dorado y E. López-Alba	
Influencia del Proceso de Enderezado por Llama en las Propiedades Microestructurales, Mecánicas y en Fractura de los Aceros Estructurales S235 JR, S460 MI Y S690 QL	483
R. Lacalle, J.A. Álvarez, D. Ferreño, J. Portilla, E. Ruiz, B. Arroyo y F. Guierrez-Solana	
Influencia de la Predeformación en el Comportamiento Mecánico de Chapas Metálicas	489
I.I. Cuesta, D. Gutiérrez, J.M. Alegre, M. Lorenzo, D. Casellas y J.M. Prado	
Determinación de las Curvas Tensión-deformación Verdaderas en Polímeros.....	495
M.L. Maspoch, D. Loeza, A.B. Martínez, D. Arencón, M. Antunes y J.I. Velasco	
Obtención de la Tensión de Fractura del Vidrio en Ensayos de Anillos Concéntricos Utilizando MEF	501
C. Huerta, A. Pacios, A Germán, M.J. Lamela, A. Fernandez-Canteli y F. Capel	
Caracterización In-Situ de las Propiedades Mecánicas Locales de Metal Duro Mediante el Ensayo de Microvigas	507
M. Trueba, N. Rodríguez, I. Iparraguirre, M.R. Elizalde, I. Ocaña, J.M. Sánchez Moreno y J.M. Martínez-Esnaola	
Estudio de Fatiga Biaxial a Grandes Aumentos con Correlación de Imágenes.....	513
B. Moreno, P. Lopez Crespo, J. Zapatero y F. Sabarit	
■ ÍNDICE TEMÁTICO.....	519
■ ÍNDICE DE AUTORES	525

CONFERENCIAS INVITADAS

FAILURE MECHANISMS OF SANDWICH STRUCTURES

E.E. Gdoutos

School of Engineering, Democritus University of Trace
GR-671 00 Xanthi, Greece
E-mail: egdoutos@civil.duth.gr

ABSTRACT

A thorough investigation of the failure mechanisms of composite sandwich beams under four- and three-point bending and cantilever beams was undertaken. The beams were made of unidirectional carbon/epoxy (AS4/3501-6) facings and a PVC closed-cell foam (Divinycell) core. Two types of core materials H100 and H250 with densities 100 and 250 kg/m³, respectively, were used. Sandwich beams were loaded under bending moment and shear and failure mechanisms were observed and compared with analytical predictions. The failure mechanisms investigated are, core failure, facing wrinkling, facing debonding and indentation failure. The various mechanisms have been studied separately and both initiation and ultimate failure have been determined. Initiation of a particular failure mechanism and triggering and interaction with other failure mechanisms was also investigated. The initiation of the various failure mechanisms depends on the material properties of the constituents (facings, adhesive, core), geometric dimensions and type of loading. Failure mechanisms were discussed according to the type of loading applied.

KEYWORDS: Failure, Sandwich structures, Core materials.

1. INTRODUCTION

Sandwich structures consisting of strong and stiff facings and light weight cores offer improved stiffness and strength to weight ratios compared to monolithic materials. Under flexural loading the facings carry almost all of the bending, while the core takes the shear loading and helps to stabilize the facings. Facing materials include metals and fiber reinforced composites. The latter are being used in advanced applications due to the large strength-to-weight ratio. The core materials mainly include honeycombs, foams and wood.

Possible failure modes of sandwich structures include tensile or compressive failure of the facings, debonding at the core/facing interface, indentation failure under concentrated loads, shear core failure, wrinkling of the compression face and global buckling. Recently, the authors have performed a thorough investigation of the failure behavior of sandwich beams with facings made of carbon/epoxy composite material and core made of foam materials [1-7].

In the present work, failure modes were investigated experimentally in sandwich beams under four-point and

three-point bending. Failure modes observed and studied include core failure, face sheet wrinkling, face sheet debonding and indentation failure.

2. MATERIALS AND SPECIMENS

The sandwich beams were fabricated from 8-ply unidirectional carbon/epoxy (AS4/3501-6) facings and various core materials. The facings were bonded to the core with an epoxy adhesive (Hysol EA 9430). The assembly was cured at room temperature. The facings and core had a thickness of 1 and 25.4 mm, respectively. Beam specimens 25.4 mm wide and of various lengths were cut from the sandwich plates.

3. EXPERIMENTAL PROCEDURE

Special test fixtures were fabricated to provide three- and four-point bending for beams of various lengths. Five span lengths of 10.2, 20.3, 25.4, 40.6 and 76.2 cm were tested. In studying the effects of pure bending, special reinforcement was provided for the core at the outer sections of the beam to prevent premature core failures. Also, under three-point bending, the faces directly under concentrated loads were reinforced with additional layers of carbon/epoxy to suppress and prevent indentation failure. Only in the case when the

indentation failure mode was studied, there was no face reinforcement. The concentrated load was applied to the specimens with a cylinder of diameter of 25.4 mm (1 in.).

Strains on the outer and inner (interface between facing and core) surfaces of the facings were recorded with strain gages. Most gages were oriented along the axis of the beam, but some were mounted in the transverse direction to record transverse strains. Beam deflections were measured with a displacement transducer (LVDT) and by monitoring the crosshead motion. The deflection was also monitored with a coarse moiré grating (31 lines/cm). Longitudinal and transverse strains in the core were measured with finer moiré gratings of 118 and 200 lines/cm. The deformation of the core was also monitored with birefringent coatings using reflection photoelasticity.

4. FAILURE MODES

A number of failure modes were recorded and studied in the composite sandwich beams subjected to three- and four-point bending. They include wrinkling of the compression facing, core failure, indentation and debonding of the loaded face. These failure modes are discussed in the following sections.

4.1 Compression facing wrinkling

Compression facing wrinkling failures were observed in sandwich beams under both four-point and three-point bending. Fig. 1 shows moment versus strain results for two different tests of sandwich beams with Divinycell H100 cores under four-point bending. Evidence of wrinkling is shown by the sharp change in recorded strain on the compression facing, indicating inward and outward wrinkling in the two tests. In both cases the critical wrinkling stress was $\sigma = 673$ MPa.

Wrinkling is a localized short-wave buckling of the compression facing. Wrinkling may be viewed as buckling of the compression facing supported by an elastic continuum, the core. The critical wrinkling stress according to Heath [8] is given by

$$\sigma_{cr} = \left[\frac{2}{3} \frac{h_f}{h_c} \frac{E_{c3} E_{f1}}{(1 - \nu_{12} \nu_{21})} \right]^{1/2} \quad (1)$$

where

h_f, h_c : facing and core thicknesses, respectively

E_{f1}, E_{c3} : facing and core moduli, respectively

ν_{ij} : Poisson's ratio associated with loading in the i -direction and strain in the j -direction and the indices 1 and 3 refer to the in-plane and through-the-thickness directions, respectively.

Equation (1) predicts the following value of the wrinkling stress

$$\sigma_{cr} = 687 \text{ MPa}$$

This value is close to the experimental value of 673 MPa.

In the case when shear is present in addition to bending, the influence of the transverse shear modulus of the core, G_{c13} , must be taken into account. An expression given by Hoff and Mautner [9] has the form

$$\sigma_{cr} = c (E_{f1} E_{c3} G_{c13})^{1/3} \quad (2)$$

where c is a constant usually taken as equal to 0.5, 0.6, or 0.65. Note that the critical stress in this expression depends only on the elastic moduli of the facing and core materials. In the relation above the core moduli are the initial elastic moduli if wrinkling occurs while the core is still in the linear elastic range. This requires that the shear force at the time of wrinkling be low enough or, at least,

$$V < A_c F_{cs} \quad (3)$$

where A_c is core cross sectional area and F_{cs} the shear strength of the core. This is the case for long span beams under three-point bending.

4.2 Core failure

Core failures were observed in sandwich beams under three-point bending. The core carries primarily the applied shear loading. In short beams under three-point bending the core is mainly subjected to shear and failure occurs when the maximum shear stress reaches the critical value (shear strength) of the core material. In long-span beams the normal stresses in the core become of the same order of magnitude or even higher than the shear stresses. In this case, the core is subjected to a biaxial state of stress and fails according to an appropriate failure criterion. It was shown that failure of the core materials can be described by the Tsai-Wu failure criterion [10]. For a beam loaded under combined bending and shear, the foam is subjected to longitudinal normal stress, σ_1 , and in-plane shear stress, τ_5 (τ_{13}). The Tsai-Wu criterion for this case takes the form

$$f_1 \sigma_1 + f_{11} \sigma_1^2 = 1 - k^2 \quad (4)$$

where

$$f_1 = \frac{1}{F_{1t}} - \frac{1}{F_{1c}}, \quad f_{11} = \frac{1}{F_{1t} F_{1c}}, \quad f_{55} = \frac{1}{F_5^2}$$

$$k = \tau_5 / F_5$$

F_{1t}, F_{1c} = tensile and compressive strengths in the in-plane (1, 2) direction.

F_5 = shear strength on the 1-3 plane.

In the above equations σ_1, σ_3 and τ_5 are the normal and shear stresses referred to the principal material directions (in-plane is direction 1 and through-the-thickness is direction 3), F_{1c} and F_{1t} are the compressive and tensile strengths along the in-plane direction, F_{3c} and F_{3t} are the compressive and tensile strengths along the through-the-thickness direction and $F_5 (=F_{13})$ is the shear strength on the 1-3 plane.

The state of deformation and failure mechanisms in the core were studied by means of moiré method. Fig. 1 shows moiré fringe patterns in the core of a sandwich beam with Divinycell H250 core under three-point bending. The moiré fringe patterns corresponding to the horizontal (U) and vertical (W) displacements away from the applied load consist of nearly parallel and equidistant fringes from which it follows that the normal strains are zero, while the shear strain is nearly constant across the core thickness. This is valid only in the linear range.

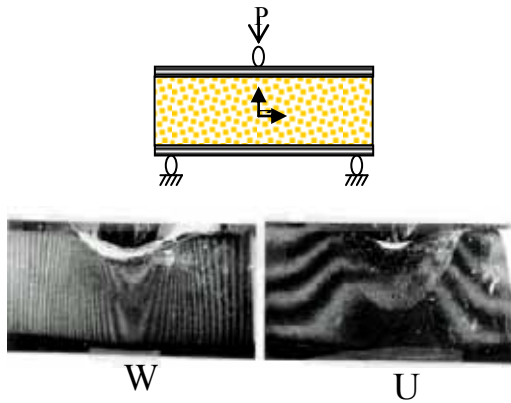


Fig. 1 Moiré fringe patterns corresponding to horizontal (U) and vertical (W) displacements in sandwich beam under three-point bending (12 lines/mm; Divinycell H250 core)

4.3 Indentation failure

Indentation failure was observed in beams under three-point bending when no special reinforcement of the facing or the core was provided in the area under the load. Fig. 2 shows the variation of the applied load with the displacement of the indenting roller for a 25.4 cm long beam under three-point bending. The displacement represents the sum of the global beam deflection and the local indentation, but it is more sensitive to the local

indentation. Therefore, the proportional limit of the load-displacement curve is a good indication of initiation of indentation.

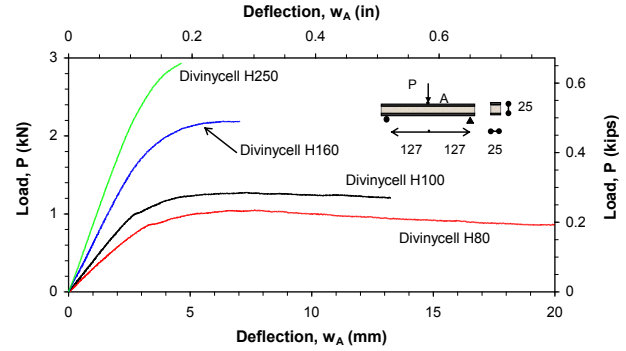


Fig. 2 Load versus deflection under load of sandwich beam under three-point bending (carbon/epoxy facings, various Divinycell cores)

The indentation failure of the sandwich beam can be predicted by treating the loaded face as a beam resting on a foundation. For linear elastic behavior, the core is modeled as continuous distributed linear tension/compression springs. The stress σ at the interface between core and facing is proportional to the local deflection, w

$$\sigma = kw \tag{5}$$

where k is the foundation modulus given by [10]

$$k = 0.64 \frac{E_{c3}}{h_f} \sqrt[3]{\frac{E_{c3}}{E_{f1}}} \tag{6}$$

For a long (assumed infinite) facing the deflection w_p under the load P is [11]

$$w_p = \frac{P\lambda}{2kb} \tag{7}$$

$$\lambda = \frac{1.18}{h_f} \sqrt[3]{\frac{E_c}{E_{f1}}} \tag{8}$$

and b is the width of the facing.

Yield of the core under the load occurs when the interfacial stress σ reaches the yield stress of the foam core. The critical load at initiation of core yield is calculated from Eqs. (5) to (8) and the yield condition as

$$P_{cy} = 1.70 \sigma_{ys} b h_f \sqrt[3]{\frac{E_{f1}}{E_c}} \tag{9}$$

where σ_{ys} is the yield stress of the core.

As the load increases beyond the yield value, plastic deformation propagates through the core from the center to the ends of the facing. For a rigid-perfectly plastic foundation the local bending stress at the upper surface of the facing is given by [12]

$$\sigma_{fl} = \frac{9P^2}{16b^2 h_f^2 \sigma_{ys}} \quad (10)$$

For a beam in three-point bending the global stress in the facing is

$$\sigma_{fb} = \frac{PL}{4bh_f(h_f + h_c)} \quad (11)$$

where h_c is the thickness of the facing.

Indentation failure occurs when the sum of the local and global bending stresses, σ_{fl} and σ_{fb} , reaches the compressive strength of the facing material.

4.4 Facesheet debonding

Facesheet debonding may develop during fabrication of sandwich panels or may be caused by external loading such as impact. Debonding reduces the stiffness of the structure and makes it susceptible to buckling under in-plane compression. Facesheet/core debonding failures and interfacial cracking have been studied by many investigators over the last two decades by means of experimental, numerical and analytical methods. Debonding failures are not typically observed in many sandwich beam specimens under usual quasi-static loading configurations. In the case of foam cores no debonding was observed under quasi-static loading due to the relatively high interface fracture toughness. Under impact, delamination failures of the compressive face sheet have been observed, but no interfacial debonding.

Beams with aluminum honeycomb cores showed some premature debonding failure in some cases due to the very small bonded area of the honeycomb cross section. The effect of debonding in double cantilever beam specimens made of aluminum facesheets and PVC foam cores (Fig. 3) was studied in [8]. The analysis used linear elastic fracture mechanics of interfacial cracks in conjunction with finite elements.

The strain energy release rate for interfacial crack growth is given by

$$G_{int} = \frac{1}{2} \left[\frac{1}{E_1} + \frac{1}{E_2} \right] (K_I^2 + K_{II}^2) \quad (12)$$

where $\bar{E}_j = E_j / (1 - \nu_j^2)$ for plane strain, and $\bar{E}_j = E_j$ for plane stress, and for crack growth in a monolithic elastic material by

$$G_{vol} = \frac{K_I^2 + K_{II}^2}{E} \quad (13)$$

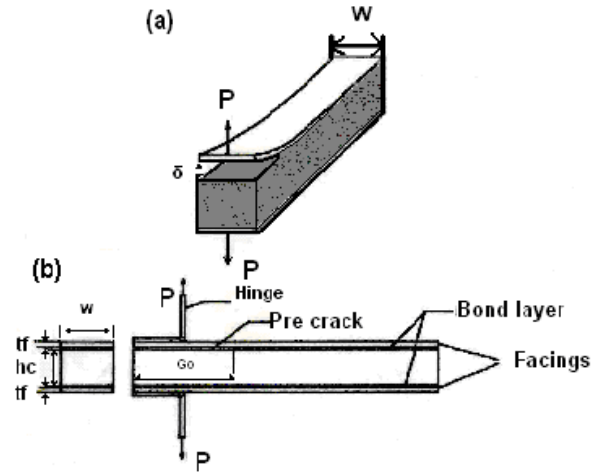


Fig. 3: Double cantilever sandwich beam specimen.

The interfacial crack may propagate along the interface or kink into one of the adjoining materials. The angle of initial crack propagation, Ω , is given, according to the maximum tangential (hoop) stress criterion, by:

$$\Omega = 2 \tan^{-1} \left(\frac{\sqrt{1 + 8(K_{II}/K_I)^2} - 1}{4K_{II}/K_I} \right) \quad (14)$$

Kinking of the interfacial crack into the core occurs when the following inequality is satisfied:

$$\left(\frac{\max G}{G_{l,cr}} \right)_{core} > \left(\frac{G}{G_{cr}(\gamma)} \right)_{int} \quad (15)$$

The critical strain energy release rate for the core material in mode I, $G_{l,cr}$, and the critical interfacial strain energy release rate, $G_{cr}(\gamma)$, as function of mode mixity, are determined experimentally. They are characteristic parameters of the core and the interface, respectively. Values of $G_{int,cr}$ and $G_{l,cr}$ are shown in Table 1. On the other hand, the values of energy release rate for crack growth in the core and along the interface depend on the applied loads and the geometry of the sandwich plate, and are determined numerically.

Table 1 Values of $G_{I,cr}$ and $G_{II,cr}$ for various core materials

Materials	$G_{I,cr}$ (Nmm/mm ²)	$G_{II,cr}$ (Nmm/mm ²)
Divinycell H60	0.28	0.10
Divinycell H80	0.45	0.22
Divinycell H100	0.78	0.30
Divinycell H250	1.55	1.00

We consider a sandwich double cantilever beam (DCB) specimen of length 152.4 mm (6 in) and width 25.4 mm (1 in) loaded by a concentrated load at a distance 25.4 mm (1 in) from its end (Fig. 4). The beam is made of aluminum 2024 T3 facings of thickness 1 mm and a PVC foam (Divinycell H) core of thickness 25.4 mm (1 in). The core is bonded to the facings by epoxy adhesive of thickness 0.3 mm. Four different PVC core materials, H60, H80, H100, and H 250, were studied. An interfacial crack of length 51.1 mm (2 in.) is introduced between the core and the adhesive at the loaded end of the specimen. Propagation of the interfacial crack is studied under condition of plane strain.

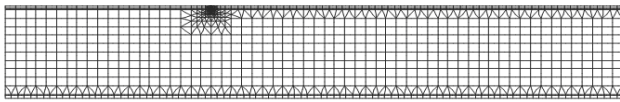


Fig. 4: Initial meshing.

The model of the sandwich DCB specimen is shown in Fig. 4. It is composed of seven topological regions. Each region is divided into regular and transition sub-regions. Sub-region boundaries are then subdivided into segments of appropriate number and proportions, and meshing is done automatically by boundary extrapolation, using Q8 and T6 elements for regular and transition sub-regions, respectively. The initial model contains 1501 elements (986 Q8 and 515 T6), of which 282 discretize the upper face, 114 the upper layer of adhesive, 97 the lower layer of adhesive, 97 the lower facing and 911 the core.

For the prediction of the crack trajectory we use the interface toughness values for normal adhesion (Table 2). It is obtained that first the interfacial crack kinks into the core and then curves back toward the interface (Fig. 5). For intermediate values of the distance x from the crack tip ($3 \text{ mm} < x < 30 \text{ mm}$), we obtain the following results:

- the crack after a small depth h_∞ becomes parallel to the interface (as shown in Fig. 15)
- $K_{I,int}$, $K_{II,int}$, and $K_{I,core}$ vary linearly with the distance x from the crack tip, and
- G_{int} and G_{core} vary linearly with x and are almost independent of the core properties.

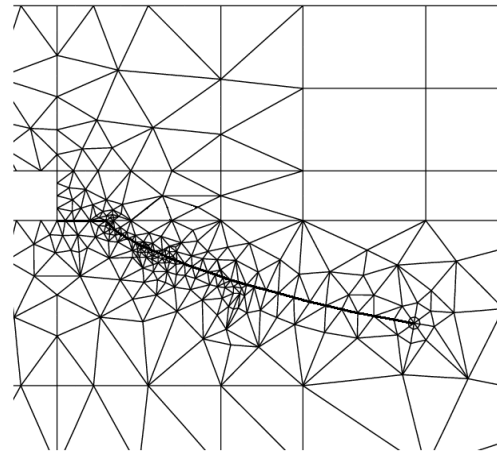


Fig. 5: Initial crack path trajectory.

Regarding the sub-interfacial crack propagation into the core we obtain that the crack becomes parallel to the interface at a constant depth h_∞ . An explanation of the constant value of h_∞ and the linear variation of stress intensity factors with the distance from the crack tip x can be obtained by noting that the debonded part of the specimen (above the crack) can be considered as a thin cantilever beam ($l/d=25$), elastically supported by the foam core, and subjected to a dominant bending moment varying linearly with x and to a relatively small (constant) shear force. Thus, the near-tip stress field is linearly proportional to x and, hence, the crack propagates in a self-similar manner parallel to the interface. The strain energy release rate can be determined by differentiating the work of the applied load with respect to the distance from the crack tip and is constant during crack propagation. Values of h_∞ for various core materials are shown in Table 2.

The core stiffness appears to be the main factor that influences the value of the asymptotic depth h_∞ . Indeed, it can be obtained from Table 2 that the product $\bar{E}h_\infty$ is almost constant and equal to 60 N/mm for the three PVC foam materials H60, H80 and H250. For H100 it takes the value 70 N/mm. Thus, the depth h_∞ is inversely proportional to the modulus of elasticity of the core material.

Table 2. Values of critical distance h_∞ .

	\bar{E} (GPa)	h_∞ (mm)	$\bar{E}h_\infty$ (N/mm)
H 60	0.059	1.01	59.6
H 80	0.087	0.70	60.9
H 100	0.107	0.65	69.6
H 250	0.308	0.20	61.6

Under such conditions and for a critical applied load, debonding propagates along the interface only when the adhesion between the interface and the core is weak. Otherwise, the crack kinks into the core and after a small initial curved path it propagates parallel to the interface at a depth h_c . The value of h_c is inversely proportional to the modulus of elasticity of the core. This behavior is independent of the core thickness, which is an order of magnitude larger than the thickness of the facing and the adhesive. Away from boundary effects (e.g., concentrated loads, beam supports, crack kinking, etc.) both stress intensity factors and strain energy release rate can be approximated as linear functions of the crack length.

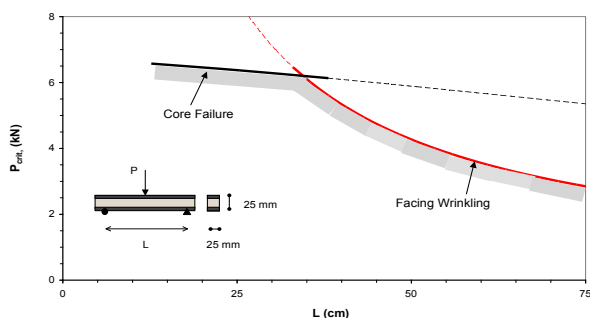


Fig. 6 Critical load versus span length for failure initiation in sandwich beams under three-point bending.

4.6. Failure mode transitions

From the above discussion it is obvious that initiation of a particular failure mode depends on the geometrical characteristics, the material properties and the loading conditions of the beam. In the case of beams under three-point bending when reinforcement of the facings or the core is provided to suppress indentation failure, the prevalent failure modes are facing wrinkling and core failure. For short spans, core failure occurs first and then it triggers facing wrinkling. For long spans, facing wrinkling can occur before any core failure. Thus, a curve for the critical load for core failure initiation versus span length is obtained. On the other hand, the critical load for facing wrinkling as a function of span length can be predicted from Eq. (2). Fig. 6 shows curves of the critical load versus span length for initiation of failure by core failure and facing wrinkling for a sandwich beam with various core materials. The intersection of the curves defines the transition from core failure initiation to facing wrinkling initiation. Note that for core materials H250, balsa wood and aluminum honeycomb with increased through-the-thickness Young's modulus the compressive facing wrinkling failure curve is displaced, according to Eq. (2) to the right, and therefore, the critical length for failure mode transition from core failure to wrinkling increases. Thus, as the through-the-thickness Young's modulus of the foam increases, the critical length of the beam for

failure mode transition from core failure to wrinkling, also increases.

6. CONCLUSIONS

Failure mechanisms of composite sandwich beams depend on the type of loading, constituent material properties and geometrical dimensions. For sandwich beams made of unidirectional carbon/epoxy facings and PVC closed-cell foam cores failure mechanisms observed and studied include core failure, compressive facing wrinkling, compressive debonding and indentation failure. Experimental results were compared with theoretical predictions whenever they were available. Following initiation, interaction of failure modes takes place leading to catastrophic fracture. Thus, failure initiation by plastic deformation of the core degrades the supporting role of the core and precipitates other failure modes, such as facing wrinkling. When core failure and stiffness degradation occur first, the critical wrinkling stress is substantially reduced. Thus, catastrophic failure of a sandwich beam appears to be the result of initiation propagation and interaction of failure modes, as influenced by type of loading, constituent material properties and geometrical dimensions.

REFERENCES

- [1] Daniel, I.M., Gdoutos, E.E. Wang, K.-A. and Abot, J.L., *Failure modes of composite sandwich beams*, *International Journal of Damage Mechanics*, pp. 309-334, 2002.
- [2] Gdoutos, E.E., Daniel, I.M. and Wang, K.-A., *Indentation failure in composite sandwich structures*, *Experimental Mechanics*, pp. 426-431, 2002.
- [3] Daniel, I.M. Gdoutos, E.E. and Wang, K.-A. *Failure of composite sandwich beams*, *Advanced Composite Letters*, pp. 49-57, 2002.
- [4] Abot, J.L., Daniel I.M. and E.E. Gdoutos, E.E., *Contact law for composite sandwich beams*, *Sandwich Structures & Materials*, pp. 157-173, 2002.
- [5] Gdoutos, E.E., Daniel, I.M. and Wang, K.-A. *Compression facing wrinkling of composite sandwich structures*, *Mechanics of Materials*, pp. 511-522, 2003.
- [6] Gdoutos, E.E., Daniel, I.M. and Wang, K.-A., *Failure of cellular foams under multi-axial loading*, *Composites Part A*, pp. 163-176, 2000.

- [7] Daniel, I.M. and Gdoutos, E.E., *Failure modes of composite sandwich beams,* in *Major Accomplishments in Composite Materials and Sandwich Structures – An Anthology of ONR Sponsored Research*, edited by Daniel, I.M., Gdoutos, E.E., and Rajapakse, Y.D.S., Springer, pp. 197-227, 2009.
- [8] Heath, W.G., *Sandwich construction, part 2: The optimum design of flat sandwich panels,* *Aircraft Engineering*, pp. 230-235, 1969.
- [9] Hoff, N.J. and Mautner, S.E., *The buckling of sandwich-type panels,* *Journal of Aerospace Science* pp. 285-297, 1945.
- [10] Tsai, S.W. and Wu, E.M. *A general theory of strength for anisotropic materials,* *Journal of Composite Materials*, pp. 58-80, 1971.
- [11] Hetenyi, M. *Beams on Elastic Foundation*, The University of Michigan Press, 1946.
- [12] Soden, P.D., *Indentation of composite sandwich beams,* *Journal of Strain Analysis* pp. 353-360, 1996.

PROBLEMAS EXPERIMENTALES EN LA CARACTERIZACIÓN EN FRACTURA DE MATERIALES POLIMÉRICOS

J. Rodríguez¹, A. Salazar¹, y A. B. Martínez²

¹ Departamento de Tecnología Mecánica, ESCET, Universidad Rey Juan Carlos.
C/ Tulipán s/n, Móstoles, 28933 Madrid, España.

* E-mail: jesus.rodriguez.perez@urjc.es

² Centro Catalán del Plástico,
Universidad Politécnica de Cataluña, C/ Colón 114, 08222 Terrasa, España.

RESUMEN

La metodología desarrollada para determinar la resistencia a la fractura de materiales poliméricos ha tenido un éxito razonable, en parte gracias a la actividad de comités como el *Technical Comitee 4 de la European Structural Integrity Society, ESIS*, donde se han desarrollado recomendaciones y protocolos de ensayo, algunos de los cuales forman parte en la actualidad de la normativa internacional disponible. No obstante, siguen quedando cuestiones abiertas, algunas de ellas de vital importancia para la correcta interpretación de los resultados experimentales. Sin que estas cuestiones se resuelvan, será difícil trasladar los valores de resistencia a la fractura medidos en el laboratorio al diseño de componentes fabricados con materiales poliméricos, simplemente por falta de fiabilidad y reproducibilidad. En esta comunicación se analizan sucesivamente el efecto del método de agudización de la entalla en los resultados obtenidos y los procedimientos disponibles para determinar un valor de iniciación de la resistencia a la fractura.

ABSTRACT

The methodology developed to determine the fracture toughness of polymeric materials has been reasonably successful, partially thanks to the activity of groups such as the Technical Committee 4 of the European Structural Integrity Society, where recommendations and testing protocols have been developed, some of which are now international standards. However, there are still open questions, some of them critical to the correct interpretation of experimental results. While these issues are not resolved, it will be difficult to use values of fracture toughness measured in the laboratory to design components made of polymeric materials, simply for lack of reliability and reproducibility. In this paper, the effect of notch sharpening on the results obtained and the procedures available to determine an initiation value of fracture toughness are successively analyzed.

PALABRAS CLAVE: Polímeros, Mecánica de la Fractura.

INTRODUCCIÓN

Los polímeros han sustituido en numerosas aplicaciones a otras familias de materiales estructurales debido a su buena combinación de propiedades. Es obvio que rigidez, resistencia y tenacidad son parámetros clave en el diseño de componentes estructurales y, en consecuencia, es necesario disponer de una metodología adecuada para determinar con precisión el valor de estas propiedades, como paso previo a su utilización [1].

Los mecanismos de fractura característicos de los polímeros han sido foco de atención constante durante las últimas décadas [2]. Los fenómenos de *crazing* siguen a día de hoy despertando el interés de numerosos grupos de investigación que, mayoritariamente, se han inspirado en la experiencia en la caracterización del comportamiento en fractura de los metales para elaborar

recomendaciones y procedimientos de ensayo aplicables a los polímeros. En esta línea es de destacar la actividad que viene desarrollando el Comité Técnico 4 de la Sociedad Europea de Integridad Estructural (TC4 de ESIS en sus siglas en inglés) bajo la dirección del profesor J. G. Williams. Fruto del trabajo de este Comité son numerosos protocolos y recomendaciones de ensayo para polímeros, compuestos y adhesivos, algunos de los cuales han sido el germen de normativa finalmente aprobada por la Organización Internacional de Normalización (ISO).

A pesar de la intensa actividad desarrollada por el TC4 de ESIS en sus casi tres décadas de funcionamiento, quedan numerosas cuestiones abiertas, algunas de ellas de vital importancia para la correcta interpretación de los resultados experimentales. Sin que estas cuestiones se resuelvan, será difícil trasladar los valores de

resistencia a la fractura medidos en el laboratorio al diseño de componentes fabricados con materiales poliméricos, simplemente por falta de fiabilidad y reproducibilidad.

En esta comunicación se analizan, a la luz de las investigaciones realizadas por los autores en los últimos años, el efecto del método de agudización de la entalla en los resultados obtenidos y los procedimientos disponibles para determinar un valor de iniciación de la resistencia a la fractura, bajo distintas aproximaciones. Ambas cuestiones son objeto de estudio continuado por los grupos y comités encargados del desarrollo de normativa. Esta tarea de normalización suele tener poco reconocimiento en la comunidad científica, pero es mucho más que una simple cuestión técnica en un procedimiento de trabajo, pues requiere un conocimiento profundo de los principios físicos y mecánicos puestos en juego durante los ensayos. Un método de ensayo poco riguroso conduce necesariamente a resultados experimentales de poca utilidad.

EL PROBLEMA DE LA GENERACIÓN DE UNA FISURA NATURAL EN LOS POLÍMEROS

El procedimiento que la Mecánica de la Fractura propone para medir experimentalmente la tenacidad de fractura consiste en generar, en primer lugar, una grieta aguda natural y, posteriormente, determinar las condiciones que dan lugar a su reiniciación. De manera que el caso ideal se produce cuando una grieta natural es reiniciada. En los materiales metálicos las grietas naturales se generan mediante la aplicación de cargas cíclicas sobre probetas entalladas por medios mecánicos.

Este procedimiento es difícil de trasladar a los polímeros debido a varias causas, como la inestabilidad del proceso de crecimiento de grietas por fatiga o los fenómenos de histéresis térmica presentes desde frecuencias muy bajas. Por ello, se han buscado alternativas menos complejas para generar grietas iniciales agudas sin acudir a la fatiga. El método más extendido es el de mecanizar una entalla aguda y posteriormente agudizarla aún más utilizando una cuchilla. Si el material es frágil la agudización se consigue mediante un golpe seco sobre la cuchilla (*tapping*), mientras que si se trata de materiales dúctiles la agudización se logra tras un deslizamiento oscilante de la cuchilla, que actúa como una sierra (*sliding*). La normativa [3-7] sugiere algunas claves para lograr el objetivo de generar una grieta natural (crecer la grieta una longitud varias veces mayor que el radio de la pre-entalla, aplicar precompresión para facilitar el proceso en materiales frágiles, evitar la presión excesiva sobre la cuchilla para no generar tensiones residuales, etc) pero no proporciona un procedimiento cerrado que evite que este método, aparentemente más sencillo que la fatiga del material, sea extremadamente sensible a la habilidad del operario que lo realiza, tanto si el procedimiento es

completamente manual como si se automatiza de algún modo. Llama la atención la ausencia de criterios para decidir si una grieta es suficientemente parecida a una grieta natural, es decir, no se dispone de criterios para evaluar la calidad de la grieta generada tras el proceso de agudización. El único documento en el que se aporta un valor numérico de referencia es el protocolo desarrollado por el Comité Técnico 4 de ESIS para la realización de ensayos de curva J-R en plásticos [4], donde se marca el límite de los radios de curvatura en 20 μm .

Los primeros resultados que mostraron la influencia del método de agudización se corresponden con la caracterización de la fractura post-cedencia de materiales poliméricos. El origen del análisis de la calidad de la entalla se remonta a 1992. Durante 7 años, 23 laboratorios participaron en un programa de intercomparación organizado por el Comité Técnico 4 de la Sociedad Europea de Integridad Estructural [5]. Entre los distintos aspectos de los ensayos analizados y discutidos en este programa de intercomparación se encontraba la calidad de la entalla. A los laboratorios se les pidió que determinaran el trabajo esencial de fractura (EWF) en PET utilizando su procedimiento habitual. Los resultados mostraron que la dispersión entre los datos obtenidos por los distintos laboratorios era tremendamente grande. En todos los casos, se emplearon procedimientos de agudización con contacto mediante cuchillas o herramientas afiladas. La tabla 1 recoge un resumen de los resultados del programa de intercomparación. El rango de valores determinados se encontraba entre los 20 y los 63 kJ/m^2 , probando la importancia de la calidad del proceso de agudización de la entalla. A pesar de lo llamativo de los resultados, no se estableció ningún criterio para evaluar la calidad de la agudización.

Tabla 1. Datos del programa de intercomparación organizado por el TC4 de ESIS en PET.

Laboratorio	Técnica de agudización	Radio de grieta afilada	w_e (kJ/m^2)
1	Bisturí	$\sim 1 \mu\text{m}$	20.1
	Punzón	Zona de daño de $50 \mu\text{m}$	58.3
5	Deslizamiento cuchilla	$< 10 \mu\text{m}$	31.2
9	Guía de corte + cuchilla	$\sim 1 \mu\text{m}$	22.2
	Corte con tijeras		63.3
16	Cuchilla		23.6
17	Cuchilla	Zona de daño de $25 \mu\text{m}$	40
18	Cuchilla	$\sim 5 \mu\text{m}$	34.3

Recientemente, han aparecido algunos trabajos en la literatura científica que han puesto de manifiesto la importancia de una caracterización adecuada de la calidad de la entalla [8-12]. A. Martínez y colaboradores [8] analizaron el efecto de la agudización sobre el comportamiento de filmes de copolímeros etileno-propileno, introduciendo un procedimiento sin contacto, basado en la ablación mediante la aplicación de un láser pulsado de muy corta duración, en el rango de los femtosegundos (femtoláser) [13-14]. Este método, que supuestamente no causa apenas daño en el material, se comparó con los métodos contemplados en la normativa

y basados en el uso de cuchillas para la agudización de las entallas.

En la figura 1 se recogen algunos resultados de EWF obtenidos en copolímeros de etileno-propileno EPBC, detectándose diferencias en el EWF superiores al 90%.

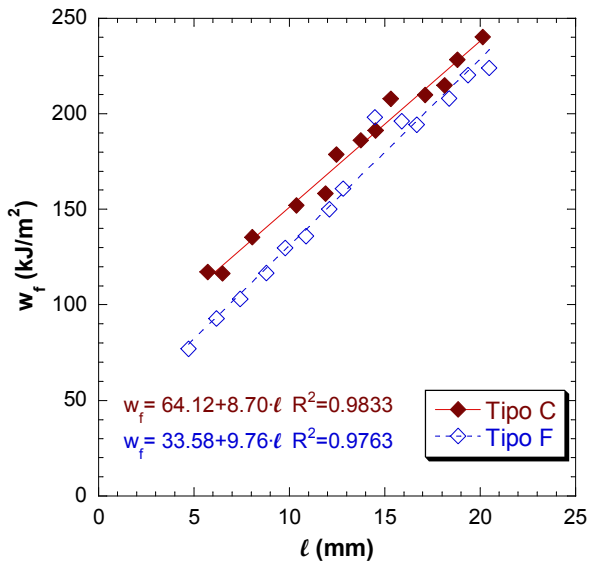


Figura 1. Resultados de EWF obtenidos usando un procedimiento de agudización con cuchilla (C) y mediante ablación con femtoláser (F) en EPBC.

Este análisis se ha extendido a los casos de la caracterización de materiales poliméricos bajo las aproximaciones de la Mecánica de la Fractura Elástico Lineal (tenacidad de fractura) y de la Mecánica de la Fractura Elastoplástica (curvas J-R). A. Salazar y colaboradores [11] han comparado en distintos materiales termoplásticos y termoestables los métodos de agudización por contacto con la ablación femtoláser en la determinación de la tenacidad de fractura. La tabla 2 recoge algunos de los resultados obtenidos.

La determinación de curvas de resistencia J-R también se ve afectada por el problema de la agudización inicial como muestra la figura 2, donde se recogen curvas J-R determinadas por el método de múltiples probetas para copolímeros etileno-propileno. Resultados similares con aún mayores diferencias se obtuvieron en PC [12].

Tabla 2. Comparación de resultados de K_{IC} obtenidos usando un procedimiento de agudización con cuchilla (C) y ablación con femtoláser (F).

Material	Técnica de agudización	K_{IC} (MPa/m ^{1/2})
PC	Cuchilla	4.1
	Femtoláser	3.0
Copolímeros etileno-propileno	Cuchilla	3.1
	Femtoláser	2.8

Las diferencias son una muestra de la relevancia del proceso de agudización que, en el caso de emplear

métodos de contacto, puede introducir algún tipo de modificación en el material original que altera la energía de fractura. Es necesario tratar de cuantificar el daño producido como paso previo al establecimiento de algún criterio de calidad de la entalla, que discrimine los valores aceptables de los parámetros de fractura.

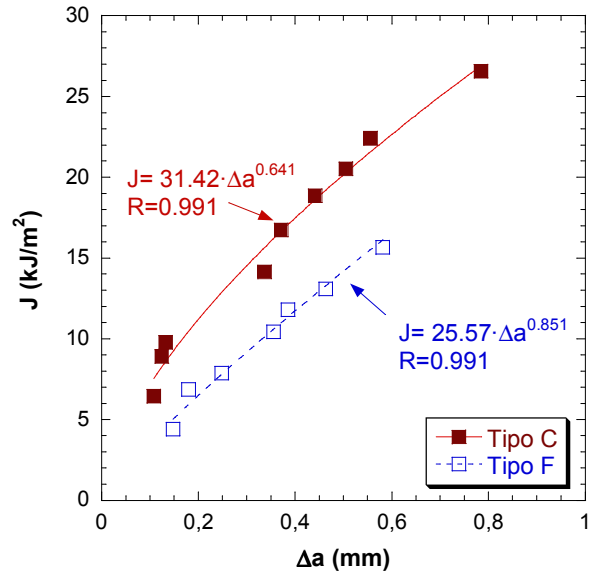


Figura 2. Resultados de curvas J-R obtenidos usando un procedimiento de agudización con cuchilla (C) y mediante ablación con femtoláser (F) en EPBC.

Los resultados de los análisis hasta ahora llevados a cabo, parecen indicar que no se trata de un problema de no tener grietas suficientemente afiladas, puesto que los métodos de contacto generan radios de curvatura en el frente de grieta similares a los del método sin contacto por ablación femtoláser. Se trata más bien del daño que por deformación plástica se produzca en el entorno del frente de grieta. La figura 3 muestra imágenes de dos grietas agudizadas mediante cuchilla y femtoláser en PC. Los radios de curvatura en el frente de grieta fueron similares, pero el daño producido es muy diferente.

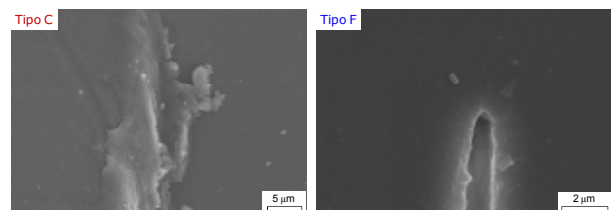


Figura 3. Comparación de imágenes SEM de la morfología del frente de grieta en la agudización con cuchilla (C) y femtoláser (F) en PC.

En el caso de los copolímeros etileno-propileno se ha cuantificado el tamaño de la zona afectada por el proceso de agudización en probetas vírgenes, es decir, listas para ensayar. La figura 4 muestra imágenes de

microscopía óptica que permiten comparar las zonas dañadas (zonas oscuras en la imagen) asociadas a cada tipo de agudización. En la figura 5 se ha cuantificado y comparado el tamaño de la zona dañada. En ambos casos, cuchilla y femtoláser, los radios de curvatura del fondo de la fisura son similares, entre las 2 y 5 μm .

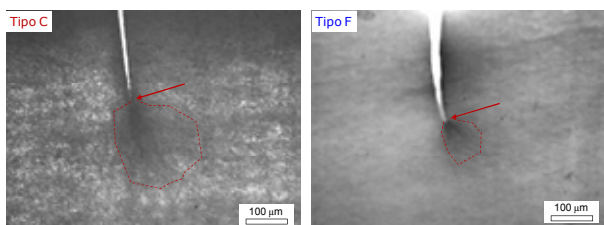


Figura 4. Imágenes de microscopía óptica de la morfología del frente de grieta en la agudización con cuchilla (C) y femtoláser (F) en EPBC.

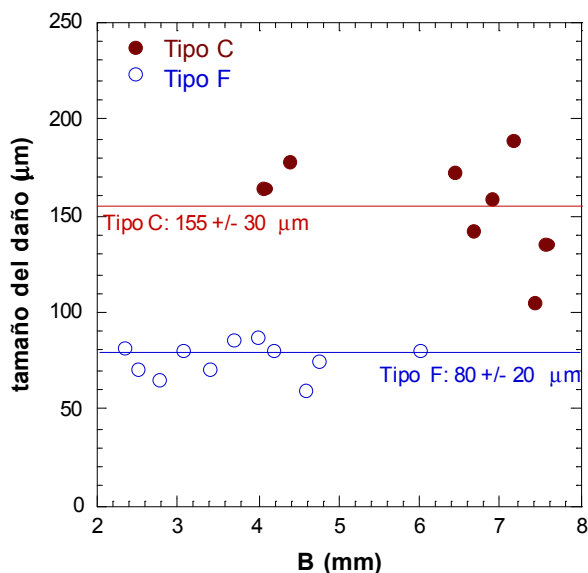


Figura 5. Cuantificación del daño causado durante el proceso de agudización en EPBC (cuchilla C, femtoláser F).

Los trabajos realizados sobre la determinación de la tenacidad de fractura, de la energía de fractura o del trabajo esencial de fractura de diferentes materiales, han permitido concluir que el proceso de agudización para conseguir grietas similares a una grieta natural afecta enormemente a los resultados obtenidos, haciendo necesario cuantificar el daño causado en el frente de grieta como paso previo a la determinación de cualquier parámetro de fractura del material.

Uno de los pilares fundamentales de la Mecánica de la Fractura es la hipótesis de similitud, que permite comparar situaciones de laboratorio con casos de comportamiento en servicio real. El proceso de generación de grietas *cuasinaturales* en las probetas de laboratorio no puede introducir daño ni alteraciones relevantes en el material para que la hipótesis de

similitud siga siendo aplicable. Éste es un punto esencial que los procedimientos normalizados de ensayo deberán resolver para que la Mecánica de la Fractura tenga utilidad en materiales poliméricos.

EL VALOR DE INICIACIÓN

La resistencia a la fractura varía a medida que la grieta se propaga, normalmente aumentando y dando lugar a lo que se conoce como curva R del material. Aunque esta curva constituye la descripción más completa del comportamiento en fractura, en muchas ocasiones se trabaja con el valor de iniciación, el más bajo y, en consecuencia, el más crítico.

La iniciación podría definirse a través de la observación directa, pero las dificultades prácticas de esa definición obligan a utilizar métodos indirectos. En el caso de materiales muy frágiles la propagación de una grieta es un proceso básicamente inestable, lo que facilita la identificación del punto de iniciación. Las normas y protocolos utilizan métodos fácilmente reproducibles, como por ejemplo la pérdida de un porcentaje de linealidad en la curva fuerza-desplazamiento.

En los polímeros más dúctiles la propagación de grieta se convierte en un proceso estable con deformación plástica considerable. En el frente de grieta se produce un fenómeno de enromamiento que da lugar a un crecimiento aparente que debe ser corregido. El crecimiento aparente de grieta debido al enromamiento se caracteriza por la recta:

$$J = 2m\sigma_y\Delta a \quad (1)$$

donde J es la energía de fractura, m una constante dependiente del material, Δa el crecimiento de grieta y σ_y la tensión de cedencia del material. El valor de iniciación se determina como la intersección entre la recta de enromamiento y la curva J- Δa de propagación estable, que suele ajustarse a una ley potencial de constantes C y N:

$$J = C(\Delta a)^N \quad (2)$$

Este procedimiento parece funcionar para polímeros moderadamente dúctiles, pero para los materiales más tenaces la curva de resistencia J- Δa y la de enromamiento se confunden sin presentar un punto de intersección bien definido. En esta situación el protocolo de ESIS [4] utiliza un valor de *pseudoiniciación* $J_{0,2}$ como la resistencia para un crecimiento de grieta de 0,2 mm. Para incluir todo tipo de situaciones, el protocolo de ESIS define la tenacidad de iniciación como el menor valor entre $J_{0,2}$ y el punto de intersección entre la curva J- Δa y la recta de enromamiento. Es un valor arbitrario, pero ciertamente útil, mientras la cuestión básica de la iniciación permanezca sin resolver.

En un intento por avanzar en la resolución de este problema, se ha empleado el método del parámetro de separación de carga, S_{pb} . El método se basa en el principio de separación de carga que asume que la carga, P , puede expresarse como el producto de una función g de la longitud de grieta, a , y una función H del desplazamiento plástico, δ_{pl} :

$$P = g\left(\frac{a}{W}\right)H\left(\frac{\delta_{pl}}{W}\right) \quad (3)$$

siendo W una longitud característica de la probeta. El desplazamiento plástico se obtiene a partir de la expresión:

$$\delta_{pl} = \delta - \delta_{el} = \delta - CP \quad (4)$$

donde δ_{el} es el desplazamiento elástico y C es la flexibilidad inicial. Sharobeam y Landes [15] introdujeron el parámetro de separación S_{pb} , como la relación entre los valores de la carga de una probeta fisurada, P_p , y los de una probeta con entalla roma, P_b , para un mismo nivel de desplazamiento plástico:

$$S_{pb} = \frac{P_p(a_p, \delta_{pl})}{P_b(a_b, \delta_{pl})} \Bigg|_{\delta_{pl}} = \frac{g_p\left(\frac{a_p}{W}\right)H\left(\frac{\delta_{pl}}{W}\right)}{g_b\left(\frac{a_b}{W}\right)H\left(\frac{\delta_{pl}}{W}\right)} \Bigg|_{\delta_{pl}} = \frac{g_p\left(\frac{a_p}{W}\right)}{g_b\left(\frac{a_b}{W}\right)} \Bigg|_{\delta_{pl}} = \frac{A\left(\frac{a_p}{W}\right)^m}{A\left(\frac{a_b}{W}\right)^m} \Bigg|_{\delta_{pl}} = \left(\frac{a_p}{a_b}\right)^m \Bigg|_{\delta_{pl}} \quad (5)$$

donde a_p es la longitud de grieta de la probeta fisurada y a_b es la longitud de grieta de la probeta con entalla roma. Según esta expresión, S_{pb} depende sólo de la función geométrica g , y es constante mientras que no haya propagación de grieta en la probeta fisurada. El inicio de la variación de S_{pb} está relacionado con el inicio de la extensión de la grieta en la probeta fisurada. La función geométrica puede expresarse como una función potencial del tipo $A(a/W)^m$, donde A tiene el mismo valor, tanto para la probeta fisurada, como para la de entalla roma, siempre y cuando tengan la misma geometría y sean del mismo material. La figura 6 esquematiza la variación del parámetro S_{pb} durante un ensayo:

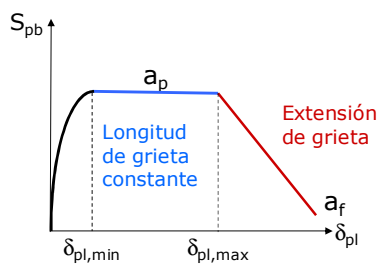


Figura 6. Variación del parámetro S_{pb} durante el ensayo

Aunque este procedimiento puede usarse para determinar la curva $J-\Delta a$ completa [9, 16], el TC4 de ESIS ha usado el método simplemente como un medio indirecto de determinar el punto de iniciación de la propagación de la grieta y ha llevado a cabo un programa de intercomparación de laboratorios en varios materiales. A continuación se presentan dos ejemplos correspondientes a ABS y HDPE.

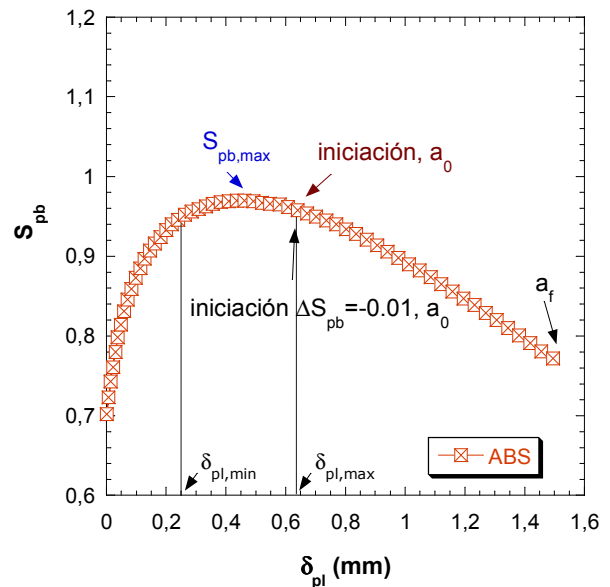


Figura 7. Método del parámetro S_{pb} aplicado a ABS.

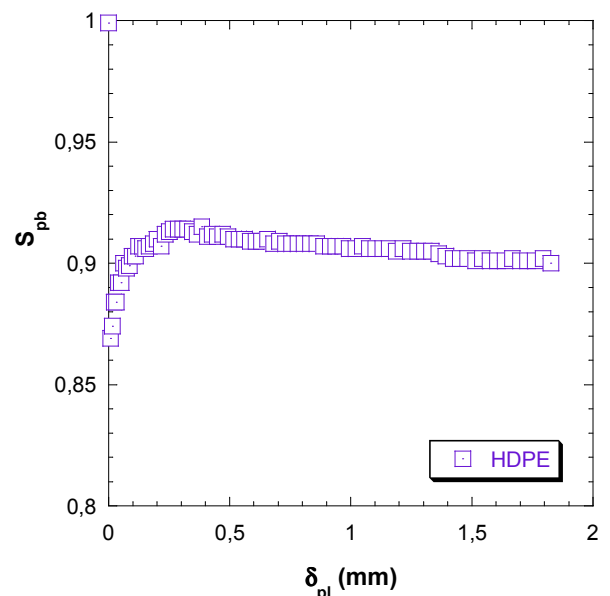


Figura 8. Método del parámetro S_{pb} aplicado a HDPE.

En la figura 7 se presentan los resultados correspondientes a la aplicación del método del parámetro S_{pb} a ABS. Se comprobó que se verificaba el principio de separación de carga y que la representación de S_{pb} frente al desplazamiento plástico δ_{pl} permitía identificar el punto de iniciación. En la figura 8 se muestran resultados similares en el caso de un polietileno de alta densidad, HDPE. En esta ocasión, el

procedimiento no tuvo éxito al mantenerse prácticamente constante el valor de S_{pb} frente al desplazamiento plástico δ_{pl} , haciendo inviable la identificación de la iniciación. El HDPE es un material en el que el fenómeno de enrocamiento alcanza grandes proporciones, cuestionando la existencia de una verdadera propagación de grieta.

El problema de determinar un valor de iniciación de la resistencia a la fractura de un material polimérico dúctil está aún por resolver. Los métodos propuestos por las recomendaciones existentes son en palabras de J. G. Williams [17] un buen ejemplo de cómo en aras de la utilidad práctica se sustituyen conceptos ideales por otros más fácilmente definibles aunque relacionados sólo indirectamente con el fenómeno real.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al *Ministerio de Economía y Competitividad* la financiación otorgada a través de los proyectos MAT2006-13354, MAT2009-14294 and MAT2012-37762.

REFERENCIAS

- [1] Williams, J.G. *Fracture mechanics of polymers*. Ellis Horwood, West Sussex, 1984.
- [2] Argon, A.S., Cohen, R.E. Toughenability of *polymers*. *Polymer* 44 pp. 6013-6032, 2003.
- [3] Williams, J.G., K_C and G_C at slow speeds for *polymes*, in: D.R. Moore, A. Pavan, J.G. Williams (Eds.), *Fracture Mechanics Testing Methods for Polymers, Adhesives and Composites*. Elsevier Science Ltd. And ESIS: The Netherlands, 2001, pp. 11-24.
- [4] 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.
- [5] Clutton, E., *Essential work of fracture*, in: D.R. Moore, A. Pavan, J.G. Williams (Eds.), *Fracture Mechanics Testing Methods for Polymers, Adhesives and Composites*. Elsevier Science Ltd and ESIS, The Netherlands, 2001, pp. 177-195.
- [6] ASTM D5045-99: *Standard Test Methods for Plane-Strain Fracture Toughness and Strain Energy Release Rate of Plastic Materials* (1999).
- [7] ASTM D6068-96: *Standard Test Method for Determining J-R Curves of Plastics* (2002).
- [8] Martínez AB, Segovia A, Gámez-Pérez J, MasPOCH ML. *Influence of femtolaser notch sharpening technique in the determination of essential work of fracture (EWF) parameters*. *Eng Fract Mech* 16 pp 2604-17. 2009.
- [9] Salazar, A., Rodríguez, J., Segovia, A., Martínez, A.B., *Influence of the notch sharpening technique on the fracture toughness of bulk ethylene-propylene block copolymers*. *Polymer Testing*, 29 pp. 49-59, 2010.
- [10] Salazar, A., Segovia, A., Martínez, A.B., Rodríguez, J., *The role of notching damage on the fracture parameters of ethylene-propylene block copolymers*. *Polymer Testing*, 29 pp. 824-831, 2010.
- [11] Salazar, A., Rodríguez, J., Segovia, A., Martínez, A.B., *Relevance of the femtolaser notch sharpening to the fracture of ethylene-propylene block copolymers*. *European Polymer Journal*, 46 pp. 1896-1907, 2010.
- [12] Salazar, A., Rodríguez, J., Martínez, A.B., *The role of notch sharpening on the J-fracture toughness of thermoplastic polymers*. *Engineering Fracture Mechanics*, <http://dx.doi.org/10.1016/j.engfracmech.2012.07.006>
- [13] Chichkov, B.N., Momma, C., Nolte, S., von Alvensleben, F., Tünnermann, A., *Femtosecond, picosecond and nanosecond laser ablation of solids*. *Applied Physics A – Materials Science and Processing*, 63 pp. 109-115, 1996.
- [14] Moreno, P., Méndez, C., García, A., Arias, I., Roso, L., *Femtosecond laser ablation of carbon reinforced polymers*, *Applied Surface Science*, 252 pp. 4110-4119, 2006.
- [15] Sharobeam, M.H., Landes, J.D., *The load separation criterion and methodology in ductile fracture mechanics*, *International Journal of Fracture*, Vol 47, pp. 81-104, 1991.
- [16] Bernal, C.R., Montemartini, P.E., Frontini, P.M., *The use of load separation criterion and normalization method in ductile fracture characterization of thermoplastic polymers*, *Journal of Polymer Science: Part B: Polymer Physics*, Vol. 34, pp.1869-1880, 1996.
- [17] Williams, J.G., *Introduction to Linear Elastic Fracture Mechanics*, in: D.R. Moore, A. Pavan, J.G. Williams (Eds.), *Fracture Mechanics Testing Methods for Polymers, Adhesives and Composites*. Elsevier Science Ltd. And ESIS: The Netherlands, 2001, pp. 11-24.

CONTROLLING PROPERTIES OF CONCRETE THROUGH NANOMODIFICATION

Surendra P. Shah¹, Shiho Kawashima², Wengui Li³, Gilson R. Lomboy¹

¹ Center for Advanced Cement Based Materials
Northwestern University, Evanston, IL 60208, USA
e-mail: s-shah@northwestern.edu, <http://www.northwestern.edu/>
e-mail: gilson.lomboy@northwestern.edu, <http://www.northwestern.edu/>

² Civil Engineering and Engineering Mechanics
Columbia University, New York, NY 20017, USA
e-mail: s-kawashima@columbia.edu, <http://www.columbia.edu/>

³ Department of Building Engineering
Tongji University, Shanghai, PR China 200092
e-mail: wengui.li1021@gmail.com, <http://www.tongji.edu.cn/>

ABSTRACT

This paper highlights recent work performed at Northwestern University on the effects of nanoparticles, carbon nanotubes and nanomechanical testing. An in-depth study on the mechanisms underlying the effect of colloidal nanosilica (CNS) on the compressive strength development of high-volume fly ash cement mortars is discussed. It is found that CNS increases compressive strength at early ages, but its effect diminishes over time, which was tied to the increased calcium hydroxide consumption by CNS at early ages. A study on calcium carbonate nanoparticles focused on dispersion to enhance the beneficial effect of the nanoparticles on the early-age properties of fly ash-cement pastes. Properly dispersed nanoparticles are found to improve the rate of hydration and early-age compressive strength of fly ash-cement pastes. A detailed study on the effects of carbon nanotube (CNT) concentration and aspect ratio on the fracture properties, nanoscale properties and microstructure of nanocomposite materials, was conducted. Significant improvements on the macro and nanomechanical properties of cement paste are observed with the incorporation of CNTs. Three methods of measuring the nanomechanical properties are also presented and compared, nanoindentation, modulus mapping and peak-force QNM. The average modulus measured with nanoindentation was found to be higher than those obtained using the other two methods.

KEYWORDS: nanoparticle, carbon nanotube, nanoindentation, modulus mapping, peak-force QNM

1. INTRODUCTION

Through nanomodification of cement based materials, it is possible to improve rheology, hydration kinetics, mechanical properties, durability, shrinkage, and even modify the structure of calcium silicate hydrate (C-S-H) itself. It can introduce new properties such as photocatalysis, conductivity, and piezo-resistivity. At the Center for Advanced Materials at Northwestern University (ACBM-NU), work has demonstrated the potential of nanoclays [1-4] and highly-dispersed carbon nanotubes [5-7] in controlling the rheological and

mechanical properties of cementitious materials, respectively. Considering the potential benefits of nanoparticles on the properties of concrete, the approach can be readily tailored to improve the sustainability of the material. The production of cement contributes to 5% of the world's manmade carbon emissions. Replacing cement with fly ash is a strategy to reduce cement consumption and subsequently the carbon footprint of concrete. However, the shortcoming of the approach is that fly ash has negative effects on the early-age properties, namely reduced rate of hydration, delayed setting, and slow early-age compressive

strength gain. Studies have demonstrated the potential of nanomodification in improving these properties in fly ash-cement systems [8-11].

This paper present work performed at ACBM-NU on the use and testing of nanoparticles, carbon nanotubes and micromechanical testing. The rheological properties of nanoclay-modified cement-based materials are investigated to further understand the influence of nanoclays on fresh-state stiffening and formwork pressure. An in-depth study on the mechanisms underlying the effect of colloidal nanosilica on the compressive strength development of high-volume fly ash cement mortars is discussed [12,13]. The results of a study on calcium carbonate nanoparticles that focused on dispersion to enhance the beneficial effect of the nanoparticle on the early-age properties of fly ash-cement pastes are presented. The effect of multiwall carbon nanotubes (MWCNTs) on the macro and nanoscale mechanical properties of cement paste was investigated. An effective method of dispersing carbon nanotubes in cement paste matrix was developed, by applying ultrasonic energy and using a surfactant. Three methods of nanomechanical properties testing of cement paste are also discussed; nanoindentation, modulus mapping and peak-force QNM.

2. NANOCLAY

Previous work at ACBM has demonstrated that a small addition of clays (< 1% by mass of binder) can significantly increase the green strength of self-consolidating (SCC) mixtures [14-17]. Such properties can effectively reduce SCC formwork pressure. Figure 1 shows the formwork pressure response of SCC mixes with and without a 0.33% nanoclay addition by mass of binder. These are the results from a previous study [18]. It is apparent that the clays significantly reduced lateral pressure. This behavior has previously been tied to flocculation behavior, where studies have shown that clays increase flocculation strength [19] and floc size [20].

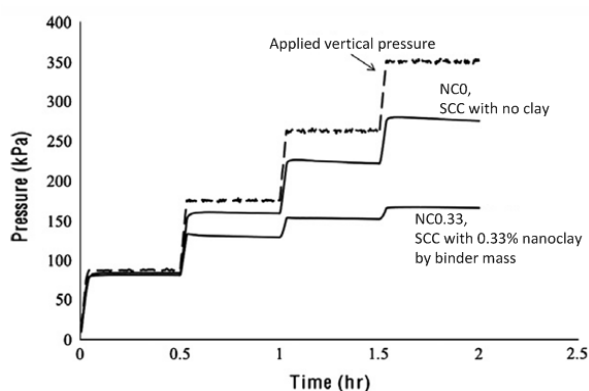


Figure 1: Formwork pressure response of SCC with and without a 0.33% nanoclay addition

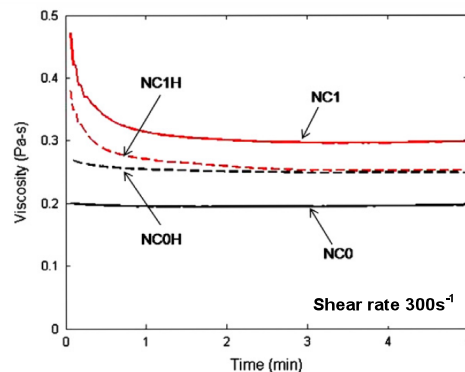


Figure 2: Viscosity evolution of pastes until equilibrium

2.1. Thixotropy

The water content of cement pastes with and without a 1% nanoclay addition by mass of cement were adjusted for clay water adsorption (assuming 200% water adsorption by mass). Figure 2 shows the viscosity during which each mix reached equilibrium (steady-state). At this point the flocs cannot be broken down any further under the given shear condition. If the loss of free water by clay water adsorption is a governing stiffening mechanism, mixes NC0 and NC1H and mixes NC1 and NCOH should exhibit similar viscosity evolutions. However, it is apparent that the viscosities of these mixes did not coincide and adjusting water content did not offset the stiffening effect of the clays. Also, both mixes with clays exhibited a significant decrease in viscosity upon the introduction of shear due to deflocculation. This shows that the clays had an immediate stiffening effect through flocculation, resulting in a highly thixotropic material.

2.2. Formwork pressure

In the formwork pressure test introduced earlier, the vertical pressure was applied as a step-wise function, Figure 1. This allows for an instantaneous response and a delayed response.

The clays have little influence over the delayed response – the rate at which the lateral pressure decreases as the applied vertical pressure is held constant is the same for both mixes. However, the clays significantly reduce the instantaneous response – the lateral pressure is significantly lower upon each incremental increase in pressure. These results are similar to those of the constant shear rate test, where the clays exhibit an immediate effect upon a change in applied stress but little influence over time under a constant condition.

3. NANOSILICA

Studies on the use of nanoparticles in cementitious

materials thus far have almost exclusively focused on nanosilica [21-24]. Its improvement is due to its seeding effect and its increased pozzolanic activity, both of which result in a higher C-S-H content and a densification of the bulk structure. Only a few studies have studied the influence of nanosilica on long-term properties [9,10]. The following evaluates the long-term compressive strength of high-volume fly ash (HVFA) concrete modified with colloidal nanosilica (CNS), and to determine the mechanisms underlying its development.

3.1. Compressive strength development

The compressive strength gains of mortars with 40% replacement of cement with fly ash are shown in Figure 3. At additions at 0, 2.5 and 5% by mass of binder, CNS with a particle size of 20 and 10 nm increased the early-age compressive strength of 40% fly ash-cement pastes at early ages, up to 28 d. However, the effect of the CNS on strength diminished over time. By 3 months, the strengths of the CNS-modified mortars were comparable to (20 nm CNS) or exceeded by that of the fly ash-cement mortar without CNS. This indicated that the CNS did not introduce any beneficial effects to the mortars at later ages. To determine why, the hydration and morphology of these systems were investigated.

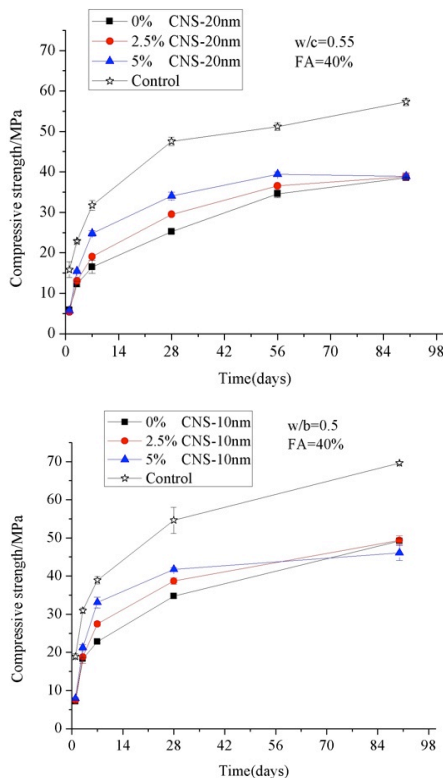


Figure 3: Compressive strength gain of 40% fly ash-cement mortars with and without CNS with a particle size of 20 nm (left) and 10 nm (right) compared to plain cement mortar [13].

3.2. Calcium hydroxide consumption

In order for fly ash to participate in pozzolanic reaction, the calcium hydroxide (CH) generated from cement hydration is critical. The evolution of CH content of 40% fly ash-cement pastes with and without a 5% CNS addition are shown in Figure 4. The CNS-modified paste exhibits low CH content from very early ages compared to the plain fly ash-cement paste. This can be attributed to the high pozzolanic reactivity of CNS, which subsequently leads to high CH consumption. In the case of the plain fly ash-cement paste, it experiences a decrease in CH between 28 and 56 d, indicating pozzolanic reaction by fly ash occurs more gradually over time. Although it has been reported that nanosilica is beneficial for the hydration of fly ash at early ages [10], the increase in CH consumption by CNS leaves less for fly ash to react with later on. This can be a contributing factor to the reduced rate of long-term compressive strength gain exhibited by the CNS-modified fly ash-cement mortars in Figure 3.

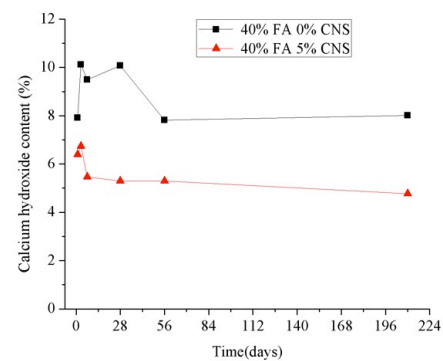


Figure 4: CH content of 40% fly ash cement paste with 0 and 5% CNS [13].

3.3. Morphology

To gain more insight into the effect of CNS at later ages, the morphology of fly ash-cement pastes with and without a 5% CNS addition were observed under scanning electron microscopy (SEM). The SEM images of pastes after 7 months of hydration are shown in Figure 5. It is apparent that the fly ash particle in the control paste is severely eroded and hydration products can be found on its surface. This indicates that a high degree of pozzolanic reaction had occurred. On the other hand, the fly ash particle in the CNS-modified paste is smoother and featureless, indicating less pozzolanic activity.

Also, in comparing the two pastes, there is a marked difference in morphology of the interface between the fly ash particle and cement matrix. For the control paste, the hydrates covering the fly ash surface are well-

compacted rods and grains typical for hydration products of mature cement pastes. However, for the CNS-modified pastes, there is a distinct double-layer shell structure coating the fly ash particle. A close examination of the double-layer shell revealed that it is composed of an outer layer of finely compacted grains and a fibrous inner layer. The EDS results at 15 different areas of the shell revealed that it had an average Ca/Si ratio of 1.38 while the adjacent C-S-H gel had an average Ca/Si ratio of 1.66. It has been reported that C-S-H gel with a low Ca/Si ratio is less permeable [18]. Thus, it is likely that the outer layer of compacted hydrates (formed by the pozzolanic reaction of CNS and CH) acts as an ion penetration barrier to hinder the hydration of fly ash particles. The inner layer of fibrous hydrates can be formed by the pozzolanic reaction of the fly ash.

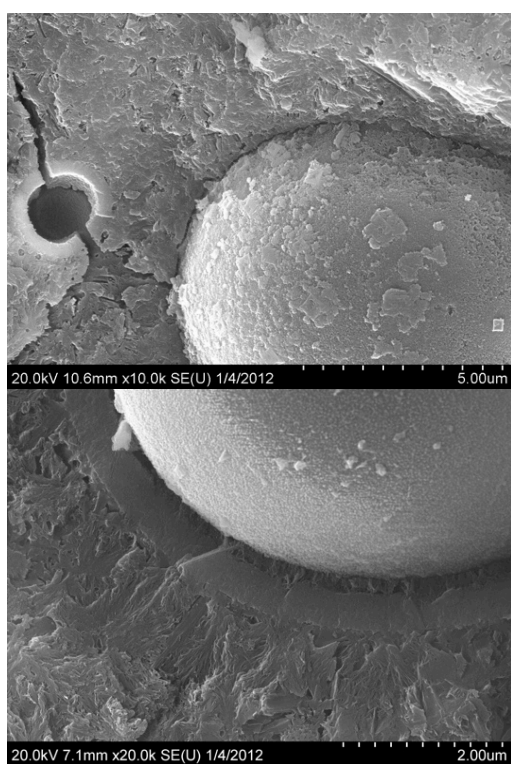


Figure 5: Interface of cement paste and fly ash particle at 7 months with a 0% CNS (left) and 5% CNS-10 nm (right) addition [13].

4. NANOLIMESTONE

Recent studies have shown that calcium carbonate (CaCO₃), or limestone, nanoparticles can have an accelerating effect on rate of hydration of fly ash-cement paste [11,19]. This subsequently can lead to faster setting and increase in early-age mechanical properties [8]. However, limited studies have been done thus far. In this work, there was a focus on processing, where nanoCaCO₃ is dispersed and stabilized through

sonication and the use of a surfactant. The motivation is that improved dispersion will enhance the effect of the nanoparticle and limit the addition level necessary.

4.1. Dispersion

CaCO₃ nanoparticles were dispersed by horn or bath sonication in aqueous solutions. The advantage of bath sonication is its increased capacity: 2 L compared to 200 mL for horn sonication. Polycarboxylate-ether (PCE) based superplasticizer at 33% by mass of CaCO₃ was used for stabilization. To quantitatively measure how well sonicated particles remain suspended in the solution over time, the absorbance spectra (380 to 800 nm) of the suspensions were recorded over 24 h. Any aggregated particles will fall out of suspension while dispersed particles will be retained.

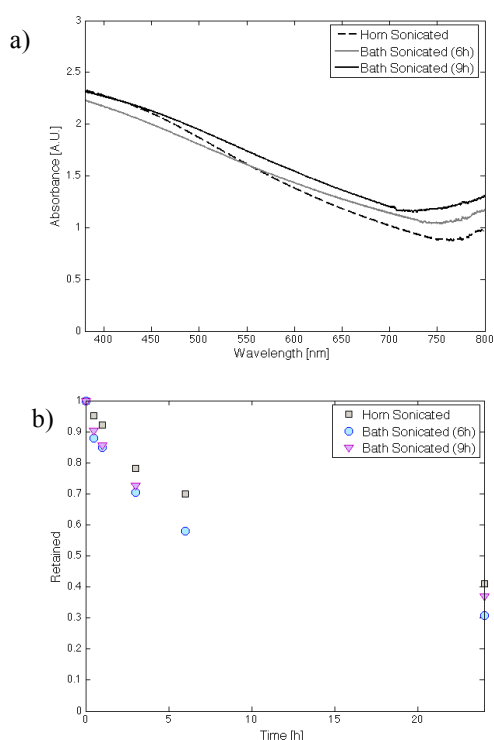


Figure 6: Absorbance spectra of CaCO₃ aqueous suspensions at the initial state immediately after sonication (a) and decrease in retention over time (b).

The initial absorbance spectra of suspensions with nanoparticles that were horn sonicated (3 h) and bath sonicated (6, 9 h) are shown in Figure 6a. They all start at approximately the same initial state. The change in the amount retained in the suspension over time is shown in Figure 6b. At each time, retention was calculated as the ratio between measured absorbance and the initial absorbance, both at 550 nm. This wavelength was chosen based on other work [20-22]. The results show that both setups are comparable.

4.2. Rate of hydration

The rate of hydration of cement pastes were compared for those with blended (B) and horn sonicated (S) nanoCaCO₃. The results are shown in Figure 7. It is apparent that the sonicated nanoparticles at additions of 1 and 5% by mass of cement lead to a greater acceleration in rate of hydration. The shortened induction period indicates that this is tied to a seeding effect, as seen in other work [11].

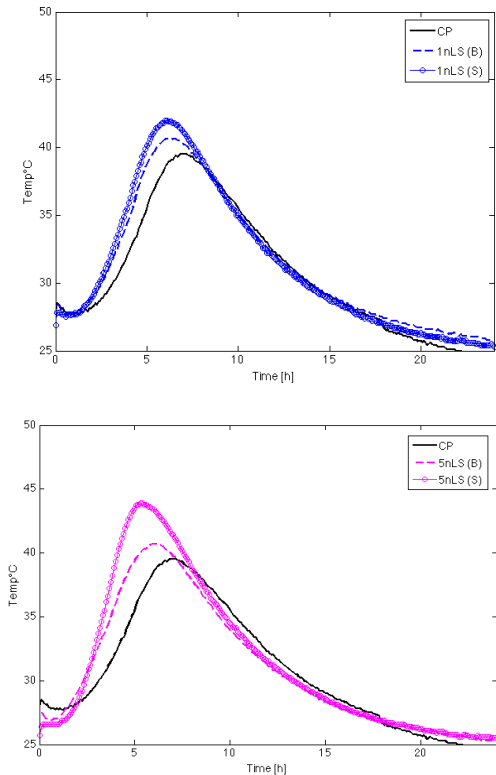


Figure 7: Rate of hydration of cement pastes with 1% (left) and 5% (right) nanoCaCO₃ addition [23].

4.3. Early-age compressive strength

The early-age compressive strengths development of 30% fly ash-cement pastes modified with nanoCaCO₃ were measured. To evaluate dispersion method, 1% nanoCaCO₃ mechanically stirred and horn sonicated were compared. The results are shown in Figure 8. By 7d, the sonicated nanoCaCO₃ exhibited a substantial improvement in compressive strength compared to the plain 30% fly ash (30FA) paste. On the other hand, the stirred nanoCaCO₃ exhibited a lower strength – this is likely due to a high degree of aggregation. Aggregated particles can introduce air into the system and act as weak points. This can result in detrimental effects on the mechanical properties.

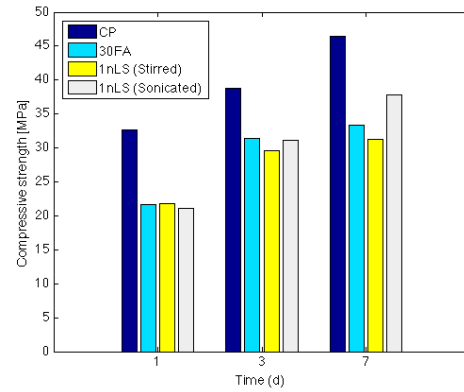


Figure 8: Compressive strength of plain cement paste (CP), plain 30% fly ash-cement paste (30FA), and 30% fly-ash cement paste with a 1% nanoCaCO₃ addition (1nLS) either dispersed by stirring or sonication.

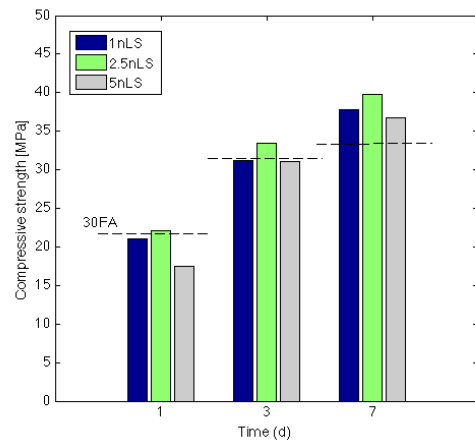


Figure 9: Compressive strength of 30% fly ash-cement pastes with 1, 2.5 and 5% nanoCaCO₃ addition.

The influence of nanoCaCO₃ addition level was determined as well, and the results are shown in Figure 9. The most enhanced effect is achieved at 2.5% addition, with a 20% increase at 7d compared to the plain 30% fly ash-cement paste. At 5%, the effect is lower or even detrimental at 1d. This can be tied to increased aggregation at the relatively high addition – due to the increase in proximity of the particles they are more likely to adhere to each other. During SEM imaging, a number of aggregates were spotted in the paste structure at 7d, as shown in Figure 10. It is evident that aggregated particles are not contributing to seeding – otherwise they would not be visible in the microstructure at this age.



Figure 10: Aggregation of nanoCaCO₃ in 30% fly ash-cement pastes with 5% nanoCaCO₃ addition.

5. CARBON NANOTUBE

The effect of multiwall carbon nanotubes (MWCNTs) on the macro and nanoscale mechanical properties of cement paste was investigated. An effective method of dispersing carbon nanotubes in cement paste matrix, by applying ultrasonic energy and using a surfactant, was developed. A detailed study on the effects of CNTs concentration and aspect ratio was conducted. The nano-mechanical properties of CNTs nanocomposites were compared to cement paste with silica fume.

For the preparation of the CNTs nanocomposites ordinary Portland cement and multiwall carbon nanotubes (MWCNTs) were used. MWCNTs were dispersed in water using a surfactant and by applying ultrasonic energy (1900-2100 J/min). Cement was added into the CNT dispersions at a water to cement ratio of 0.5. To make the samples with the silica fume, ordinary Portland cement and silica slurry (1000D from W.R. Grace) was used. 15wt% silica fume was used to replace cement.

The mechanical performance of the CNTs nanocomposites was evaluated by fracture mechanics tests. Notched specimens of 20×20×80 mm were tested by three-point bending. The feedback control signal for running the test was the crack mouth opening displacement (CMOD) at the notch, which was advanced at a rate of 0.12 mm/min. The Young's modulus was calculated from the load versus CMOD results using the two-parameter fracture model by Jenk and Shah [25].

The nanomechanical properties of the CNTs nanocomposites were investigated using a Hysitron Triboindenter following the method described in [26].

Results from SEM images of cement paste samples reinforced with CNTs that were added to cement as received (without dispersion) and CNTs that were dispersed following the method described previously are presented in Figure 11. As expected, in the samples where no dispersing technique was used (Figure 11a) CNTs appear poorly dispersed, forming large

agglomerates and bundles. On the other hand, in the samples where dispersion was achieved by applying ultrasonic energy and using a surfactant (Figure 11b) only individual CNTs were identified on the fracture surface. The results indicate that the application of ultrasonic energy and the use of surfactant can be employed to effectively disperse CNTs in cementitious matrix.

To evaluate the reinforcing effect of CNTs fracture mechanics tests were performed using MWCNTs with aspect ratios of 700 and 1600 for short and long CNTs, respectively. Additionally, to investigate the effect of CNTs concentration cement paste samples reinforced with lower and higher amounts of CNTs (0.048wt% and 0.08wt%, respectively) were tested. The fracture mechanics test results of the average Young's modulus of the nanocomposites which demonstrated the best mechanical performance are illustrated in Figure 12. In all cases, the samples reinforced with CNTs exhibit much higher Young's modulus than plain cement paste. More specifically, it is observed that the specimens reinforced with either short CNTs at an amount of 0.08wt% or long CNTs at an amount of 0.048wt% provide the same level of mechanical performance. Generally, it can be concluded that the optimum amount of CNTs depends on the aspect ratio of Without Dispersion (a) 500 nm With Dispersion (b) 500 nm 128 S.P. Shah et al. CNTs. When CNTs with low aspect ratio are used a higher amount close to 0.08wt% by weight of cement is needed to achieve effective reinforcement. However, when CNTs with high aspect ratio are used less amount of CNTs close to 0.048 wt% is needed to achieve the same level of mechanical performance.

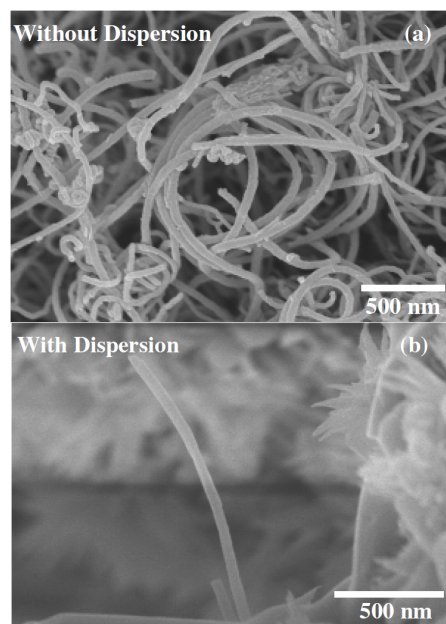


Figure 11: SEM images of cement paste reinforced with CNTs dispersed with (b) and without (a) the application of ultrasonic energy and the use of surfactant.

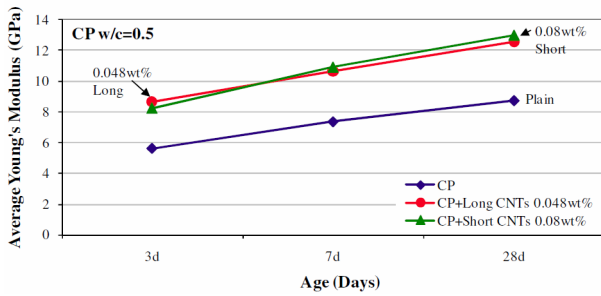


Figure 12: Fracture mechanics test results of the Young's modulus of CNTs nanocomposites which exhibit the best mechanical performance among the different mixes tested.

Comparing the 28 days Young's modulus of the nanocomposites with that of the plain cement paste, a 50% increase is observed. Based on the parallel model [27] the predicted Young's modulus of cement paste nanocomposites reinforced with either 0.048wt% or 0.08 wt% CNTs at the age of 28 days (~9.1 GPa) is much lower than the experimental values obtained (~13 GPa). To further investigate the increase of the Young's modulus, nanoindentation tests on 28 days cement paste samples reinforced with CNTs were performed. The results were compared with cement paste samples with silica fume.

Figure 13 illustrates the probability plot of the Young's modulus of plain cement paste (w/c=0.5), cement paste reinforced with 0.08wt% short CNTs, cement paste reinforced with 0.048wt% long CNTs and cement paste with silica fume. A peak analyzing protocol was used to fit four normal distributions to the probability plot of the Young's modulus corresponding to the porous phase, low stiffness C-S-H, high stiffness C-S-H and calcium hydroxide [28,29]. It is observed that the peak of the distribution of the nanoindentation modulus of the plain cement paste and cement paste with silica fume falls in the area of 15 to 20 GPa which corresponds to the low stiffness C-S-H. However, the peaks of the probability plot of the Young's modulus of the CNTs nanocomposites were found to be in the area of 20 to 25 GPa which corresponds to the high stiffness C-S-H gel. These results indicate that the incorporation of CNTs increased the amount of high stiffness C-S-H gel resulting in a stronger material. Additionally, it is observed that the probability of the Young's modulus below 10 GPa, which represents the porous phase, is reduced for the samples with silica fume and CNTs. These results suggest that CNTs similarly with silica fume reduce the nanoporosity of cement paste by filling the gaps between the C-S-H gel. Furthermore, comparing the probability plots of the Young's modulus of the CNTs nanocomposites it is observed that the probability of high-stiffness C-S-H is higher for the samples with short CNTs and lower for the samples with long CNTs. This indicates that the samples

reinforced with 0.08wt% short CNTs exhibit more improved properties at the nanoscale than the samples reinforced with 0.048wt% long CNTs. This response comes into agreement with the macromechanical properties of the samples where the samples with 0.08wt% short CNTs exhibit slightly higher Young's modulus than the samples reinforced with 0.048wt% long CNTs.

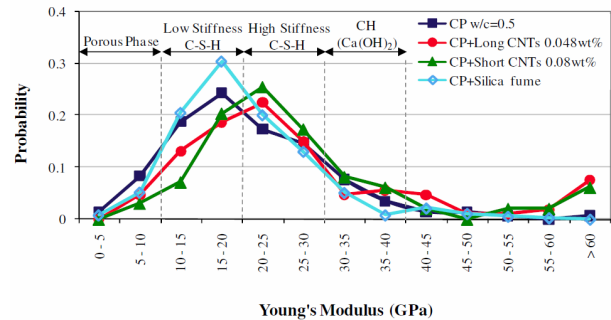


Figure 13: Probability plot of the calculated Young's modulus of 28 days cement paste (w/c=0.5), cement paste reinforced with 0.048wt% long CNTs, cement paste reinforced with 0.08wt% short CNTs and cement paste with silica fume.

6. TESTING METHODS

Three recent advanced techniques, nanoindentation, quantitative modulus mapping and peak-force Quantitative Nanomechanical Mapping (QNM) are applied to investigate the distribution of nanomechanical properties in the same hardened cement paste. It demonstrates that the three techniques provide the quantitative information on the nanomechanical properties with different spatial resolutions.

6.1. Nanoindentation

Two regions of hydrated cement paste were studied using nanoindentation. The first region was 15µm×15µm. The second region was 100µm×100µm. The distance between indents was set at 3 µm. During indentation, the indenter was driven into the sample at a rate of 240 µN/s during the first 5 sec. After reaching the maximum load of 1200 µN, the indenter was held in place for 2s in order to reduce the creep effect before unloading at a rate of 240 µN/s.

Figure 14 plots the indentation modulus probability of the two different indent areas. The peak modulus value of the probability plot in the area of 15 µm ×15 µm is higher than that in area of 100 µm ×100 µm. On the other hand, the distribution of the phases is obviously influenced by the indent area: for the larger indent area, the amount cement clinker and porosity phases increases, which results in greater variation in the indentation modulus distribution. High indentation

modulus values are from unhydrated, or partially hydrated cement particles, and the indentation modulus values around the regions filled by the hydration products are reported to have indentation modulus range from about 10 to about 50 GPa [30,31]. The lowest values of indentation modulus (less than 10 GPa) are due to the porous regions in cement paste.

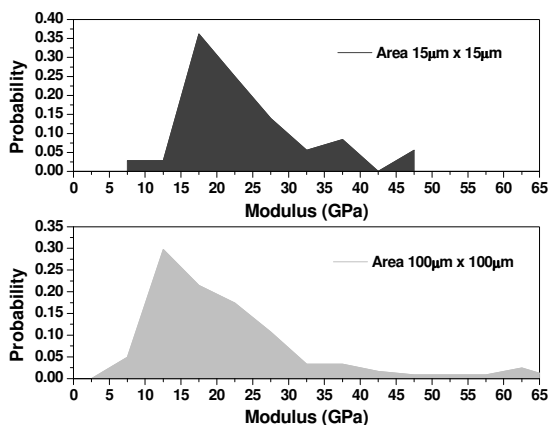


Figure 14: Modulus distribution by nanoindentation.

6.2. Modulus mapping

Modulus mapping was performed using a Hysitron triboindenter, the same instrument used for the nanoindentation. The same region was analysed in the nanoindentation and modulus mapping, but because of the much lower force used during modulus mapping, the modulus mapping was performed prior to nanoindentation to avoid the influence of indents on the sample surface.

The quantitative modulus variations in modulus mapping are larger than in nanoindentation. The results revealed that the modulus mapping technique is more sensitive than conventional nanoindentation with higher spatial resolution. Significant local elastic modulus variations were observed at the sample surface which comprises different phases and interfaces between hydration products phases.

The complex modulus probability histograms for two different areas are shown in Figure 15. It is clear to observe that the peak modulus value in 5µm x 5µm area is slightly higher than in the 15µm x 15µm. This may be due to the increasing pore areas detected in large scan area. This is also in agreement with the nanoindentation observation that the larger scan area tends to increase in susceptibility to the pore areas.

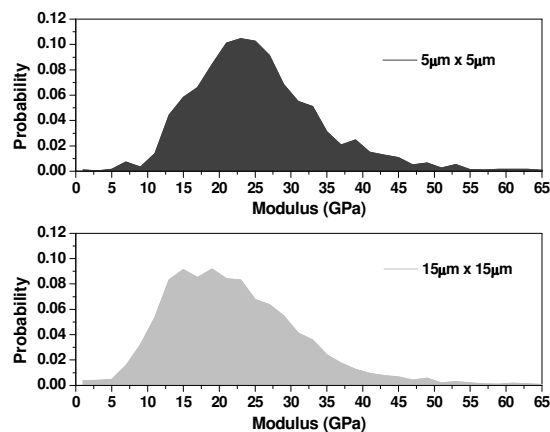


Figure 15: Modulus distribution by modulus mapping.

6.3. Peak-force QNM

For peak-force QNM technique, several calibrations must be performed in order to receive quantitatively reliable outcomes. The input parameters before measuring include deflection sensitivity, the spring constant of the cantilever and the tip radius. In this study, the calibration was performed using a polypropylene probe evaluation sample and the deflection sensitivity was calibrated on an infinitely stiff sample.

The distributions of elastic modulus of 1µm x 1µm and 5µm x 5µm areas are shown in Figure 16. The probability distribution does not seem to provide a very clear indication for the occurrence of different types of C-S-H particles, which are representative of low and high stiffness C-S-H. Based on the previous studies, the elastic modulus of the measured area identified as the pore space is typically below 10 GPa, while the elastic modulus of areas identified as hydration products were found to vary between 10- 50 GPa [32-34]. When comparing the analogous probability results of the two different scanning areas, the average elastic modulus and the peak modulus value of the probability plot of area of 5µm x 5µm appears to be close to that of 1µm x 1µm, which is found to be around 25.0 ± 2.0 GPa.

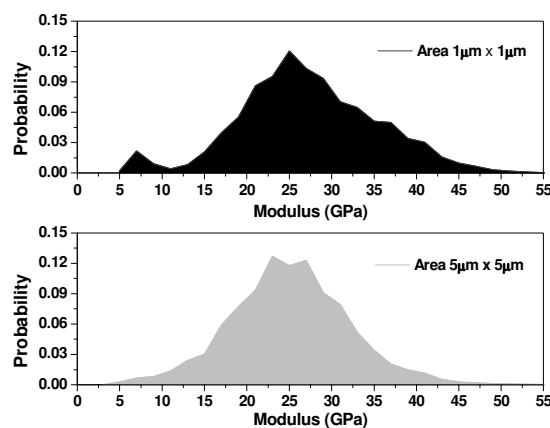


Figure 16: Modulus distribution by peak force QNM

7. CONCLUSIONS

This paper highlights recent work at Northwestern University on the use of nanoparticles, nanotubes and nanomechanical testing methods.

Colloidal nanosilica improved the early-age compressive strength of fly ash-cement mortars but reduced the rate of later-age strength gain. This was attributed to the high rate of CH consumption and the formation of a less-permeable gel coating on the fly ash particle surface, both of which can limit the hydration of fly ash. NanoCaCO₃ was found to accelerate rate of cement hydration and improve the early-age compressive strength of fly ash-cement pastes. This hinges on the effective dispersion of the nanoparticles. Increased dispersion enhanced their effect and limited the addition necessary while poor dispersion resulted in aggregation, which had a detrimental effect on the mechanical properties.

The effect of multiwall carbon nanotubes (MWCNTs) on the nanostructure as well as the macro and nanoscale mechanical properties of cement paste has been investigated. An effective method of dispersing carbon nanotubes in cement paste matrix by applying ultrasonic energy and with the use of a surfactant has been developed. The fracture mechanics test results indicate that the fracture properties of cement matrix are increased through proper dispersion of small amounts of CNTs (0.048wt% and 0.08wt%). In particular, when short CNTs are used, higher amounts of CNTs (0.08wt%) are required to achieve effective reinforcement, while when longer CNTs are incorporated, lower amounts of CNTs (0.048wt%) are needed to achieve the same level of mechanical performance. The nanoindentation results suggest that CNTs can strongly modify and reinforce the cement paste matrix at the nanoscale by increasing the amount of high stiffness C-S-H and decreasing the porosity. A comparison of the nano-mechanical properties of bulk paste, cement paste reinforced with CNTs and cement paste with silica fume has shown that CNTs substantially enhance the Young's modulus of the C-S-H phase.

The investigation on nanomechanical properties of cement paste is performed three different advanced techniques (nanoindentation, modulus mapping and peak-force QNM). The average modulus measured with conventional nanoindentation is higher than those obtained using modulus mapping technique and peak-force QNM, which may be due to the confinement effect and the plastic deformation in the nanoindentation. Compared to the conventional nanoindentation, the modulus mapping allows for

evaluation of local mechanical properties of small measuring area at nanoscale. Compared to modulus mapping technique, the probe radius of in peak-force QNM is significantly sharper, which make the spatial resolution of peak-force QNM is significantly higher.

ACKNOWLEDGEMENTS

The authors would like to acknowledge the financial support from both the Infrastructure Technology Institute at Northwestern University and Tennessee Valley Authority (TVA) and Oak Ridge Associated Universities (ORAU) (Award 105866).

REFERENCES

- [1] Tregger, NA, Pakula, ME and Shah, SP, 2010. *Influence of clays on the rheology of cement pastes. Cement and Concrete Research* 40: 384-391.
- [2] Pekmezci, BY, Voigt, T, Kejin, W and Shah, SP, 2007. *Low compaction energy concrete for improved slipform casting of concrete pavements. ACI Materials Journal* 104:251-258.
- [3] Voigt, T, Mbele, J-J, Wang, K and Shah, SP 2010. *Using Fly Ash, Clay, and Fibers for Simultaneous Improvement of Concrete Green Strength and Consolidability for Slip-Form Pavement. Journal of Materials in Civil Engineering* 22(2):196-206.
- [4] Kawashima, S, Kim, JH, Corr, D and Shah, SP, 2012. *Study of the mechanisms underlying the fresh-state response of cementitious materials modified with nanoclays. Construction and Building Materials* 36:749-757.
- [5] Konsta-Gdoutos, MS, Metaxa, ZS and Shah, SP, 2010. *Highly dispersed carbon nanotube reinforced cement based materials. Cement and Concrete Research* 40(7):1052-1059.
- [6] Konsta-Gdoutos, MS, Metaxa, ZS and Shah, SP 2010. *Multi-scale mechanical and fracture characteristics and early-age strain capacity of high performance carbon nanotube/cement nanocomposites. Cement and Concrete Composites* 32(2):110-115.
- [7] Metaxa, ZS, Seo, J-W, Konsta-Gdoutos, MS, Hersam, MC and Shah, SP, 2012. *Highly concentrated carbon nanotube admixture for nano-fiber reinforced cementitious materials.*

Cement and Concrete Composites 34(5):612-617.

Composites 32(9):665-671.

- [8] Bentz, DP, Sato, T, de la Varga, I and Weiss, WJ, 2012. *Fine limestone additions to regulate setting in high volume fly ash mixtures. Cement and Concrete Composites* 34(1):11-17.
- [9] Gundogdu, D, Pekmezci, BY and Atahan, HN. *Influence of nanosilica on the mechanical properties of mortars containing fly ash. International RILEM conference on materials science: Additions Improving Properties of Concrete (AdIPoC)*, 3:345-354.
- [10] Li, G, 2004. *Properties of high-volume fly ash concrete incorporating nano-SiO₂. Cement and Concrete Research* 34(6):1043-1049.
- [11] Sato, T and Beaudoin, J, 2011. *Effect of nano-CaCO₃ on hydration of cement containing supplementary cementitious materials. Advances in Cement Research* 23(1):33-43.
- [12] Hou, P, Kawashima, S, Kong, D, Corr, DJ, Qian, J and Shah, SP, 2013. *"Modification effects of colloidal nanoSiO₂ on cement hydration and its gel property." Composites Part B: Engineering* 45(1):440-448.
- [13] Hou, P, Wang, K, Qian, J, Kawashima, S, Kong, D and Shah, SP, 2012. *Effects of colloidal nanoSiO₂ on fly ash hydration. Cement and Concrete Composites* 34(10):1095-1103.
- [14] Pekmezci, BY, Voigt, T, Kejin, W and Shah, SP, 2007. *Low compaction energy concrete for improved slipform casting of concrete pavements. ACI Materials Journal* 104:251-258.
- [15] Tregger, N, Voigt, T and Shah, S, 2007. *Improving the slipform process via material manipulation. Advances in Construction Materials*, Grosse CU, Springer Berlin Heidelberg: 539-546.
- [16] Tregger, N, 2010. *Tailoring the fresh state of concrete*, PhD Thesis, Northwestern University, Evanston, IL.
- [17] Voigt, T, Mbele, JJ, Wang, K and Shah, SP, 2010. *Using Fly Ash, Clay, and Fibers for Simultaneous Improvement of Concrete Green Strength and Consolidatability for Slip-Form Pavement. Journal of Materials in Civil Engineering* 22(2):196-206.
- [18] Kim, JH, Beacraft, M and Shah, SP 2010. *Effect of mineral admixtures on formwork pressure of self-consolidating concrete. Cement and Concrete Composites* 32(9):665-671.
- [19] Tregger, NA, Pakula, ME and Shah, SP 2010. *Influence of clays on the rheology of cement pastes. Cement and Concrete Research* 40(3):384-391.
- [20] Ferron, R, 2008. *Formwork pressure of self-consolidating concrete: Influence of flocculation mechanisms, structural rebuilding, thixotropy and rheology*, PhD Thesis, Northwestern University, Evanston, IL.
- [21] Gundogdu, D, Pekmezci, BY and Atahan, HN. *Influence of nano SiO₂ on mechanical properties of mortars containing fly ash. International RILEM Conference on Materials Science, vol. III.*
- [22] Jo, B-W, Kim, C-H, Tae, G-H and Park, J-B, 2007. *Characteristics of cement mortar with nano-SiO₂ particles. Construction and Building Materials* 21(6):1351-1355.
- [23] Nazari, A and Riahi, S, 2011. *The effects of SiO₂ nanoparticles on physical and mechanical properties of high strength compacting concrete. Composites Part B: Engineering* 42(3):570-578.
- [24] Sobolev, K, Flores, I, Torres-Martinez, LM, Valdez, PL, Zarazua, E and Cuellar, EL, 2009. *Engineering of SiO₂ Nanoparticles for Optimal Performance in Nano Cement-Based Materials. Nanotechnology in Construction* 3. Bittnar Z, PJM Bartos, J Němeček, V Šmilauer and J Zeman, Springer Berlin Heidelberg: 139-148.
- [25] Jenq, YS and Shah, SP, 1985. *A fracture toughness criterion for concrete. Eng. Fract. Mech.* 21(5):1055-1069.
- [26] Mondal, P, Shah, SP, Marks, LD, 2008. *Nanoscale characterization of cementitious materials. ACI Mater. J.* 105:174-179.
- [27] Mindess, S, Young, JF, Darwin, D, 2003. *Concrete*. Prentice Hall, Upper Saddle River.
- [28] Mondal, P, 2008. *Nanomechanical properties of cementitious materials*, PhD thesis, Northwestern University.
- [29] Constantinides, G, Ulm, F-J, 2007. *The nanogranular nature of C-S-H. J. Mech. Phys. Solids* 55:64-90.
- [30] Davydov, D, Jirásek, M, Kopecký, L, 2011. *Critical aspects of nano-indentation technique in*

application to hardened cement paste. Cement and Concrete Research 41(1):20-29.

- [31] Xiao, JZ, Li, WG, Sun, ZH, Lange, DA, Shah, SP, 2012. *Properties of interfacial transition zones in recycled aggregate concrete tested by nanoindentation. Cement & Concrete Composite* 2012, accepted.
- [32] Sorelli, L, Constantinides, G, Ulm, F-J, Toutlemonde, F, 2008. *The nano-mechanical signature of ultra-high performance concrete by statistical nanoindentation techniques. Cement and Concrete Research* 38(12):1447-1456.
- [33] DeJong, MJ, Ulm, F-J, 2007. *The nanogranular behavior of C-S-H at elevated temperatures (up to 700 °C). Cement and Concrete Research* 37(1):1-12.
- [34] Constantinides, G, Ulm, F-J, 2007. *The nanogranular nature of C-S-H. Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 2007, 55(1):64-90.

FRACTURA DE MATERIALES BIOLÓGICOS Y BIOMATERIALES

LA ENERGÍA DISIPADA EN MEMBRANAS DE PERICARDIO SOMETIDAS A FATIGA UNIAXIAL COMO PREDICTOR DE SU DURABILIDAD

M. A. Tobaruela^{1,2}, F.J. Rojo^{1,2}, G.V. Guinea^{1,2}

¹Departamento 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

²Centro de Tecnología Biomédica. Universidad Politécnica de Madrid
Campus de Montegancedo. Autovía M40, Km 38, E-28223 - Pozuelo de Alarcón - Madrid
E-mail: atobaruela@mater.upm.es

RESUMEN

El pericardio es un material que se utiliza cuando se hace necesaria la sustitución de los velos de las válvulas cardíacas. En el presente trabajo se evalúa la durabilidad en fatiga de membranas de pericardio de ternera tratadas con glutaraldehído. Con tal propósito, se ensayaron 72 probetas de pericardio en condiciones fisiológicas de humedad y temperatura. Los ensayos se realizaron primero a fatiga hasta un número determinado de ciclos, entre un mínimo de 100 y un máximo de 4000, para luego ensayarse hasta rotura mediante un ensayo uniaxial de tracción simple. Las probetas consideradas control se sometieron a un único ensayo uniaxial de tracción. Se ha comprobado que la energía disipada en los primeros ciclos de las probetas que rompieron prematuramente (antes de finalizar el ciclado) es significativamente mayor que la energía disipada en las probetas que resistieron todos los ciclos de carga y descarga.

ABSTRACT

Calf pericardium is a material used when the replacement of a heart valve is necessary. In this paper, the durability on fatigue of calf pericardium membranes treated with glutaraldehyde is evaluated. Uniaxial tensile tests and fatigue tests have been made over 72 samples in physiological conditions of humidity and temperature. Most of them were tested on fatigue between 100 and 4000 cycles. After the fatigue test, uniaxial tests until rupture were applied to the samples. Some of them, which were control samples, were subjected only to uniaxial tensile tests. Dissipated energy on the first cycles of samples that broke prematurely (before cycling over) is significantly greater than in samples lasted load and unloading cycles. In consequence, with this method, material behavior could be predicted.

PALABRAS CLAVE: Tracción uniaxial, rotura, fatiga, pericardio, energía disipada.

1. INTRODUCCIÓN

Las prótesis valvulares de corazón pueden ser de origen biológico o mecánicas. Las primeras tienen ciertas ventajas como, por ejemplo, no requerir tratamientos anticoagulantes [1].

El pericardio es uno de los tejidos más usados en sustitución o reparación de válvulas cardíacas en especial porque es un material muy rico en colágeno [2]. Este material se usa para la fabricación de velos valvulares [3].

Debido al flujo pulsátil de sangre bombeado por el corazón, las válvulas se ven sometidas a ciclos de carga y descarga, es decir, a fatiga, de forma permanente,

habiéndose necesario estudiar su comportamiento bajo cargas dinámicas.

En el presente trabajo se ensayaron 72 probetas de pericardio de ternera para evaluar su durabilidad en fatiga. Este pericardio fue tratado con glutaraldehído para mejorar sus propiedades mecánicas [4,5]. Doce de las probetas fueron “control”, lo que significa que se sometieron a un ensayo de tracción simple hasta rotura. El resto se ensayaron primero a fatiga hasta un número determinado de ciclos, entre un mínimo de 100 y un máximo de 4000, y luego hasta rotura mediante un ensayo de tracción simple.

En un trabajo reciente [6] se estudió la energía disipada en el primer ciclo en probetas sometidas a fatiga biaxial. Se analizó el área bajo el primer ciclo de fatiga. En el

presente trabajo las probetas, que fueron rectangulares, se sometieron a esfuerzos uniaxiales para posteriormente analizar el área bajo los ciclos del 2 al 10.

El objetivo de este trabajo es mostrar una forma de relacionar la energía disipada en los primeros ciclos de fatiga uniaxial de pericardio con la durabilidad del material.

2. MATERIALES

Se ha ensayado pericardio de ternera. Las láminas de pericardio fueron transportadas sumergidas en suero fisiológico hasta el laboratorio donde se trataron con glutaraldehído.

El tratamiento se realizó mediante el procedimiento estándar utilizado para láminas de pericardio [1,8,9]. En primer lugar, se hidrató con suero salino 0,9% durante 1 hora. A continuación, se trató con glutaraldehído al 0,625% durante 24 horas. Tras unos lavados con suero salino 0,9% en abundancia, se conservó en glicerol 87-89%. Todo el proceso se llevó a cabo a temperatura ambiente. Mediante este procedimiento se aumenta el entrecruzamiento de las fibras de colágeno y se mejoran las propiedades mecánicas del material. [4,5]

3. MÉTODOS

3.1. Preparación de probetas.

Para la obtención de las probetas, inicialmente se seleccionaron dos zonas de pericardio de 40 mm x 40 mm, en dos láminas diferentes (Figura 1). Estas zonas se tomaron lo más homogéneas posibles en espesor y aspecto superficial. Se cortaron por medios mecánicos (bisturí).

En total se hicieron 72 probetas rectangulares de 18 mm x 2 mm en dirección ápico-caudal. (Figura 1) Doce de ellas se consideraron probetas control realizándose con las mismas un ensayo de tracción uniaxial. El resto, 60, se ensayaron a fatiga. El grosor de las mismas se midió por medio de un medidor Mitutoyo 7301 que tiene una precisión de 10 μ m. El espesor medio de las probetas fue de 0.32 mm.

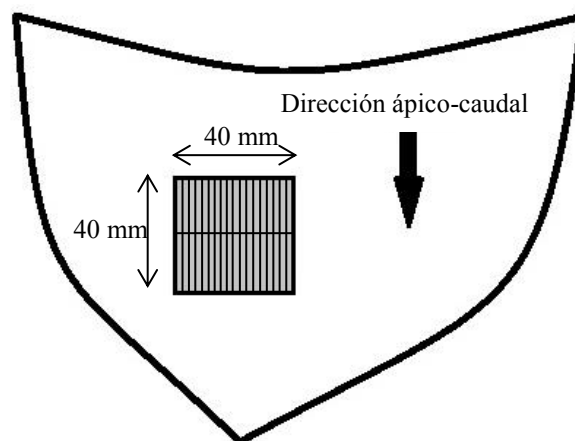


Figura 1. Esquema del saco pericárdico en el que se señala la dirección ápico-caudal. El cuadrado corresponde a la región de donde se sacaron las probetas.

Las probetas se cortaron con un láser Speedy 100R, Trotec. Se ajustaron los parámetros de potencia (3 W), velocidad de corte (2 cm/s) y número de pasadas (5 pasadas) para causar el mínimo daño en los bordes de las probetas. El daño del láser en cada uno de los lados de la probeta fue menor de 100 micrómetros.

Una vez cortadas, se hidrataron con suero fisiológico durante 45 minutos antes del ensayo, para después montarse en un marco de 20 mm x 10 mm como se indica en la figura 2. Se fijaron al mismo mediante cianocrilato. La razón de este montaje es evitar que las probetas sean dañadas durante su colocación en las mordazas.

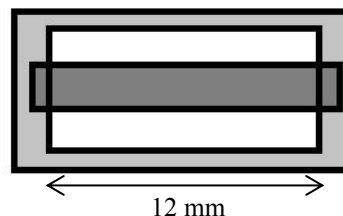


Figura 2. Esquema de colocación de la probeta en el marco.

3.2. Realización de los ensayos.

Se han realizado los ensayos en una máquina electromecánica Instron 5543A con el fin de caracterizar el comportamiento mecánico del pericardio.

El marco sobre el que estaba colocada la probeta, se fijó mecánicamente a las mordazas por ambos extremos de tal forma que sólo la zona central pudiera deformarse.

Una vez montado el marco con la probeta en las mordazas, se cortó el marco a ras de las mordazas. El espacio libre entre mordazas fue de unos 12 mm. (Figura 3).

En materiales flexibles, como es este caso, 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 a los extremos de la probeta.

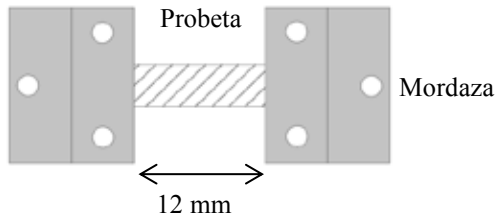


Figura 3. Esquema de la colocación de la probeta en las mordazas.

Los ensayos se llevaron a cabo con las probetas sumergidas en solución salina (9 g/l de cloruro sódico con pH 5.5) a 37° C. La fuerza se midió por medio de una célula de carga de 100 N, con una precisión mayor de 5 mN. La velocidad de deformación en los ensayos de tracción fue de 0.03 mm/s [10].

En los ensayos de tracción, el sensor interno de la máquina (LVDT con una precisión mayor de 10 µm) se utilizó para medir el desplazamiento del cabezal. En los ensayos de fatiga se utilizó un LVDT externo a la máquina con un recorrido de ±5 mm con una precisión mayor de 1 µm que se acopló mediante un brazo al cabezal de la máquina.

Los ensayos uniaxiales de fatiga consistieron en un número determinado de ciclos de carga y descarga, dependiendo de la probeta (ver tabla 1), oscilando entre 1 y 5 MPa de tensión y a una frecuencia de 1 Hz. Si después del bloque de ciclos la probeta no había roto, se realizaba un ensayo uniaxial de tracción simple hasta su rotura.

Tabla 1. Tipos de ensayos realizados en las probetas de pericardio.

Nº ciclos	Nº probetas ensayadas	Tipos de ensayos
0	12	tracción
100	12	fatiga + tracción
500	12	fatiga + tracción
1000	12	fatiga + tracción
2000	12	fatiga + tracción
4000	12	fatiga + tracción

3.3. Parámetros mecánicos.

La máquina proporciona los valores “carga” y “desplazamiento”. A partir de ellos, se han calculado la tensión verdadera y el alargamiento:

- El alargamiento se ha calculado dividiendo la longitud instantánea de la probeta entre la longitud inicial de la misma.

$$\lambda = \frac{L}{L_0}$$

- La tensión verdadera se ha obtenido considerando que el material es incompresible, y por lo tanto su volumen no cambia durante el ensayo. Para ello se ha dividido la carga aplicada entre el valor medio de la sección transversal del segmento ensayado y se ha multiplicado por el alargamiento.

$$\sigma = \frac{\lambda \times F}{a_0 \times e_0}$$

Siendo λ el alargamiento; F, la carga; a₀, la anchura de la probeta y e₀, el espesor medio de la probeta.

3.4. Cálculo de la energía disipada.

A partir de los parámetros mecánicos de tensión verdadera y alargamiento se calculó la energía disipada en los primeros ciclos de fatiga.

$$E = \int \sigma d\lambda$$

Se calculó para cada probeta entre los ciclos segundo y décimo de fatiga, para las probetas que rompieron más allá del décimo ciclo.

El primer ciclo no se tuvo en cuenta puesto que se observó que en algunas probetas se producen deslizamientos que hacen que el área de ese ciclo no sea válida.

4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

De las 72 probetas ensayadas, 12 se hicieron a tracción simple, y 60 a fatiga. De estas últimas, 21 rompieron antes de finalizar el ciclado. Dentro de las 21, 10 rompieron antes del décimo ciclo (Tabla 2).

Tabla 2. Número de probetas de cada tipo de ensayo.

Tipo de ensayo	Nº de probetas
Tracción simple	12
Fatiga	60
• Ciclado completo	39
• Rotas antes ciclo 10	10
• Rotas después ciclo 10	11

Se considera que las roturas prematuras de las probetas antes del décimo ciclo fueron debidas a causas ajenas al ensayo de fatiga como por ejemplo, a un mal montaje de la probeta en el marco y/o mordazas.

Se ha calculado la energía disipada de 50 probetas, 39 de ellas han resistido el ciclado completo y 11 han roto después del ciclo 10. Cada columna de la figura 3 representa la media de la energía disipada (J/m³) de las 39 probetas (A) y de las 11 (B).

Se han comparado ambos grupos mediante la distribución t de Student. La significación estadística de dicha distribución (p) tiene un valor de 0,0002075, es decir, $p < 0,05$. Este valor quiere decir que hay una diferencia estadísticamente significativa entre las probetas que rompen prematuramente y aquellas que resisten todo el ciclado: la energía disipada en las probetas que rompen antes de terminar el ciclado es significativamente mayor que aquellas que resisten hasta el final.

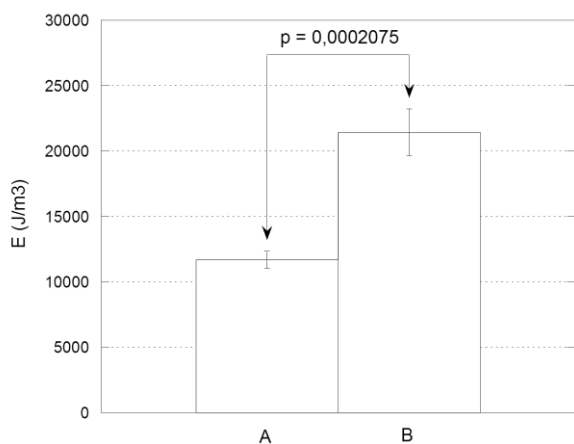


Figura 4. Energía disipada en los primeros ciclos de fatiga. A: probetas que han resistido el ciclado (39). B: probetas rotas antes de terminar el ciclado (11). Las barras representan el error estándar y “p” es la significación estadística de la distribución t de Student.

5. CONCLUSIONES

En este trabajo, después de ensayar las probetas bajo cargas cíclicas, se ha realizado el análisis del área debajo de la curva tensión verdadera – alargamiento. La diferencia entre las probetas que han roto prematuramente frente a las que resistieron todo el ciclado, es claramente significativa al analizarse con la distribución t de Student.

Por tanto, se puede afirmar que la rotura prematura de las probetas de pericardio de ternera sometidas fatiga, se relaciona directamente con una elevada disipación de energía en los primeros ciclos.

La energía disipada en los primeros ciclos de carga y descarga permite predecir la resistencia de la probeta sometida a cargas dinámicas. Mediante su uso, se podría predecir el comportamiento del material, sin necesidad de realizar un ensayo destructivo.

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”, al Ministerio de Ciencia e Innovación a través del proyecto

MAT2009-10258 y a la UPM a través del proyecto AL12-P(I+D)-06.

REFERENCIAS

- [1] Jayakrishnan, A., S.R. Jameela. *Glutaraldehyde as a fixative in bioprostheses and drug delivery matrices*. Biomaterials (17), p. 471-484, 1996.
- [2] Flanagan, TC., Pandit, A., *Living artificial heart valve alternatives: a review*. European Cells and Materials (6), p. 28-45, 2003
- [3] Tórtora G. J. y Derrickson, B., *Principios de anatomía y fisiología*, 11ª edición, 1154 pag., Panamericana – UNAM, 2006.
- [4] E. Jorge-Herrero, P. Fernández, J. Turnay, N. Olmo, P. Calero, R. García, I. Freile, J.L. Castillo-Olivares, *Influence of different chemical cross-linking treatments on the properties of bovine pericardium and collagen*, Biomaterials 20, 539 – 549, 1999.
- [5] Calero P, Jorge-Herrero E, Turnay J, et al. *Gelatinases in soft tissue biomaterials. Analysis of different crosslinking agents*. Biomaterials 23(16), pp. 3473-3478. 2002.
- [6] Rojo, FJ; Paez, JMG; Jorge-Herrero, E; Atienza, JM; Millan, I; Rocha, A; de Cordova, AHF; Guinea, GV. *Optimal selection of biological tissue using the energy dissipated in the first loading cycle*. Journal of Biomedical Materials Research Part B-Applied Biomaterials 95B (2): p. 414-420, 2010.
- [7] Bourges JY., Rojo F.J., Guinea G.V., *Relationship between fibre orientation and tensile strength of natural collagen membranes for heart valve leaflets*. Anales de Mecánica de la Fractura, 28, 51-55, 2011.
- [8] Páez, J.M.G., et al., *Chemical treatment and tissues selection: factors that influence the mechanical behavior of porcine pericardium*. Biomaterials (22): p. 2759-2767, 2001.
- [9] Braga-Vilela A, Pimentel E, Marangoni S, et al. *Extracellular Matrix of Porcine Pericardium: Biochemistry and Collagen Architecture*. Journal of Membrane Biology 221(1), p. 15-25, 2008.
- [10] Guinea, G. et al, *Increases of corporal temperature as a risk factor of atherosclerotic plaque instability*. Annals of Biomedical Engineering, 36, 66 – 76, 2008.

ESTUDIO DE LA INFLUENCIA DE FÁRMACOS EN LA RESISTENCIA DE CALLOS ÓSEOS EN HUESOS FRACTURADOS USANDO TÉCNICAS DE FLEXIÓN EN CUATRO PUNTOS Y DE ULTRA-MICRO-INDENTACIÓN

Soraya Diego¹, Estela Ruiz¹, José A. Casado^{1*}, Diego Ferreño¹, Manuel Redondo¹, Claudia Demian¹, María I. Pérez², José A. Riancho², Isidro Carrascal¹, Federico Gutiérrez-Solana¹ y Christopher Vilupillai¹

¹E.T.S.Ing. Caminos, Canales y Puertos, Universidad de Cantabria.
Avda. de los Castros s/n, 39005, Santander (Cantabria), España.

*E-mail: jose.casado@unican.es

²Hospital Universitario Marqués de Valdecilla
Avda. Valdecilla s/n, 39008 Santander (Cantabria), España.

RESUMEN

En este artículo se compara la eficacia de dos medicamentos diferentes en la curación de una pseudoartrosis inducida (corte y separación controlada de huesos para forzar una formación de callo óseo entre ambos trozos por medio de una cirugía denominada osteotomía de sustracción). Los estudios se han realizado en fémures derechos operados de ratas de laboratorio de la raza Sprague Dawley. La eficacia desde el punto de vista mecánico de los dos fármacos fue determinada evaluando propiedades intrínsecas del material a partir de la medida de los siguientes parámetros: dureza y módulo de elasticidad a través de ensayos de ultra-micro-indentación y de energía absorbida hasta carga máxima y rigidez por medio de ensayos de flexión en 4 puntos.

La eficacia de los medicamentos se ha establecido comparando sus resultados con los obtenidos de un grupo de control (osteotomía con tratamiento en suero) y los de una fractura de hueso con reparación normal (unión a tope sin hueco entre los dos trozos). Ambos tratamientos restauraron las propiedades de dureza, de forma similar al grupo control (tanto en tejido trabecular como cortical) y rigidez. Sin embargo, uno de los medicamentos administrados proporciona mejores resultados en términos de fuerza máxima y energía absorbida hasta rotura, en relación con los obtenidos de la fractura normal sin pseudoartrosis.

Los resultados de las pruebas efectuadas proporcionan información que puede ser extrapolada para comprender mejor el tratamiento de las fracturas de los huesos humanos en términos de propiedades biomecánicas. Además los datos obtenidos permiten comparar el efecto de diferentes medicamentos en la evolución de las fracturas de los huesos.

ABSTRACT

This paper aims to compare the effectiveness of two medical treatments in healing an induced pseudoarthrosis (bone fracture without direct contact thus driving a callus formation) on the right femurs of Sprague Dawley laboratory rats. To further understand and quantify the mechanical effects of each treatment, the bone mechanical properties were analysed in terms of the following parameters: hardness and elastic modulus using ultra-micro indentation tests, and maximum force, energy absorbed up to maximum force and rigidity using four point bending tests.

To assess the effectiveness of the treatments in terms of mechanical performance, the results were compared against a control group and a regular bone fracture (direct contact between broken bone parts without a gap). Both treatments were successful in restoring properties similar to the control group in terms of overall hardness (in both cortical and trabecular bone tissues) and rigidity. However, one of them appears to provide higher values of maximum force, energy absorbed and bone hardness.

The results provide information that can be extrapolated to further understand the treatment of human bone fractures in terms of mechanical properties. The data enables the comparison of the outcomes that both treatments have on the biomechanical functioning of bone fractures.

PALABRAS CLAVE: pseudoarthrosis y callo óseo, ensayo de flexión en 4 puntos, ensayo de ultra-micro-indentación

1. INTRODUCCIÓN

Desde la década de 1990, varios estudios han tratado de aplicar los métodos de ingeniería para analizar el comportamiento de los materiales biológicos [1-5], mostrando que la reacción del tejido de un organismo ante estímulos mecánicos, obedece a las mismas leyes que gobiernan el comportamiento de los materiales típicos de ingeniería, haciéndose aplicables los métodos clásicos para medir las propiedades de los tejidos biológicos, como los huesos. Con el fin de entender los tejidos óseos humanos es habitual estudiar huesos de animales, ya que proporcionan un modelo biomecánico sencillo dado su tamaño y funcionamiento rudimentario, lo que simplifica el análisis de las propiedades.

En este trabajo se compara la eficacia de dos tratamientos médicos, "A" y "B", en la curación de una osteotomía de sustracción de los fémures ratas Sprague Dawley frente a un grupo de control y una fractura normal. Esta investigación se complementa con otros estudios sobre parámetros biológicos aún en curso y, por esta razón, es preciso mantener la confidencialidad del nombre de los tratamientos. Los resultados fueron obtenidos a través de ensayos de flexión en 4 puntos (EF4P) sobre la diáfisis del hueso y ensayos de ultramicro-indentación (UMI) sobre las extremidades inferiores y superiores de las muestras de hueso. Los EF4P proporcionaron de cada muestra la fuerza máxima, la energía absorbida hasta la fuerza máxima y rigidez. Las pruebas UMI determinaron la dureza del hueso cortical y trabecular y el módulo elástico.

La evaluación de la eficacia de "A" y "B" en la curación de fracturas de huesos de rata es importante, ya que proporciona información sobre la viabilidad de su utilización para los seres humanos. Los huesos de las ratas Sprague Dawley fueron utilizados debido a su similitud con los humanos en cuanto a su reacción a las enfermedades.

2. METODOLOGÍA

2.1. Suministro de muestras

12 ratas hembra de la raza Sprague-Dawley, fueron criadas en idénticas condiciones ambientales (dieta, temperatura y humedad). Las ratas fueron divididas aleatoriamente en 4 grupos, a los que se les aplicó un tratamiento médico específico, de acuerdo con el peso del animal. El estudio se divide en tres fases, donde cada fase se compone de 4 ratas. Las fases se suceden cronológicamente en intervalos de 3 meses. Una rata proporciona dos muestras de huesos: el fémur izquierdo y derecho. Las ratas se someten a un procedimiento quirúrgico a los 6 meses de edad en la que alcanzan la madurez. La edad promedio de una rata Sprague Dawley es de 2.5-3.5 años [6]. Al final del periodo de tratamiento de 12 semanas, cada rata fue sacrificada para la extracción de hueso. Las muestras de este

estudio han sido separados en cuatro grupos diferentes: fractura normal, grupo de control, tratamiento "A" y tratamiento "B" (Tabla 1).

Tabla 1. Identificación de muestras

Descripción del Grupo	Código
Fractura simple o normal con suero	F+S
Osteotomía de sustracción con suero (Control)	OS+S
Osteotomía de sustracción con tratamiento B	OS+B
Osteotomía de sustracción con tratamiento A	OS+A

El suero fisiológico actúa como un placebo para el grupo de fractura normal y el de control, suministrando a los animales los nutrientes necesarios. La cirugía y la evolución teórica de curación del callo de fractura tras la osteotomía de sustracción se resume en el la figura 1.



Figura 1. Evolución del callo de fractura [1]

En la operación, la piel de la rata sufre una incisión y se elimina una sección de hueso de 2 mm desde el centro del fémur (sustracción osteotomía). Una vez que el hueco se ha creado se inserta un tornillo de acero inoxidable (2 mm x 24 mm) en la extremidad inferior del fémur derecho para mantener el espacio abierto. Para comprobar que el callo se estaba desarrollando correctamente, los animales fueron controlados tomando radiografías de los fémures derechos (figura 2: 7 días después de la operación, 6 semanas después de iniciar el tratamiento y 12 semanas antes del sacrificio). Las imágenes se analizaron para medir el tamaño del intersticio (en mm) y controlar su evolución durante el tratamiento. Una vez extraídos los huesos fueron conservados para evitar su desecación, en una solución salina (HBSS) a 4 ° C hasta su ensayo.

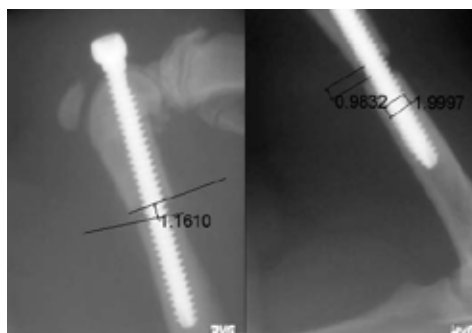


Figura 2. Medición de hueco y verificación de escala

2.2. Ensayos de flexión en 4 puntos (EF4P)

Una vez limpiados los huesos de fémur para eliminar cualquier resto de cartílago o ligamento fueron cortados con las herramientas adecuadas para obtener los fustes como muestras de ensayo (ver figura 3). Las cabezas o extremidades superior e inferior se conservaron para las pruebas de UMI.



Figura 3. Limpieza de muestras

Se estableció un protocolo de actuación para ensayar las muestras en un tiempo inferior a las 24 horas tras su extracción para obtener el resultado más preciso posible. Antes de cada ensayo los huesos se precalentaron a 37°C en una solución salina para simular la temperatura del entorno habitual del hueso. Los EF4P se llevaron a cabo en la diáfisis del hueso utilizando una máquina universal de ensayos de clase 0,5. La muestra se colocó dentro de un recipiente de metacrilato en un baño de agua a 37 ° C. Una bomba recircula el suero calentado para fluir alrededor de la muestra, recreando las condiciones in vivo. La figura 4 muestra los elementos principales de la instalación.

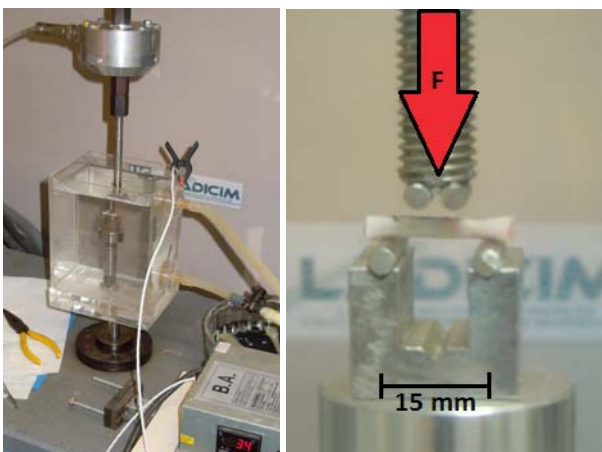


Figura 4. Dispositivo EF4P y detalle de colocación

En biomecánica, este tipo de ensayo es relevante dado que permite aplicar una carga de flexión sobre la caña de hueso, que es generalmente cómo se producen muchas fracturas de fémur [7]. En los ensayos la carga se ejerce sobre la muestra aplicando un desplazamiento del pistón hidráulico a una velocidad de 10 mm / min. Las muestras de hueso actúan como vigas, la parte superior está en compresión y la parte inferior en

tracción. De cada prueba se representaron los gráficos de fuerza-desplazamiento del actuador para determinar las siguientes propiedades mecánicas: fuerza máxima (F_{max}), energía absorbida a fuerza máxima (E_a) y la rigidez, como se muestra en la curva típica de la Fig. 5.

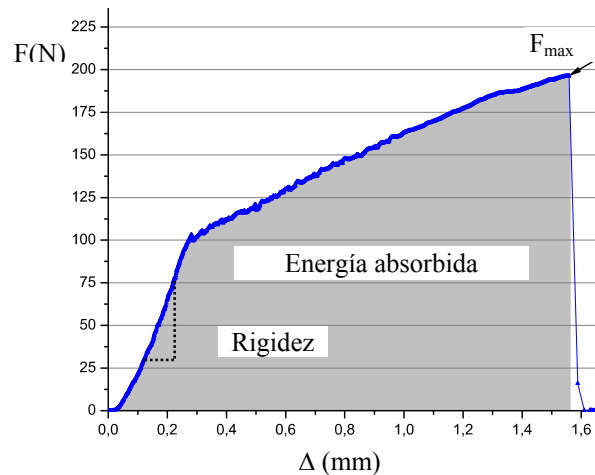


Figura 5. Curva fuerza-desplazamiento típica EF4P

2.3. Ensayos de Ultra-Micro-Indentación (UMI)

Los ensayos UMI, permitieron obtener la dureza [8, 9] y el módulo de elasticidad de indentación de las muestras. Las extremidades óseas cortadas fueron incorporadas en una resina acrílica para proporcionar a las muestras el soporte necesario para pulir la superficie usando una pulidora automática (Figura 6b) que emplea lijas de tamaño de grano 500, 1200, 2400 y 4000. Finalmente, un paño proporciona un acabado óptimo para poder someter las muestras a ensayo.

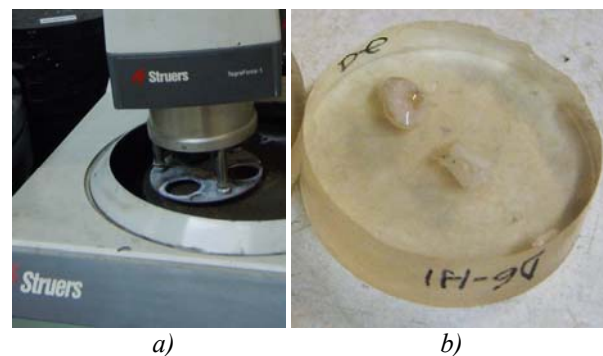


Figura 6. Preparación de muestras para UMI

Una vez pulidas las muestras fueron almacenadas en una solución salina a 5°C para evitar el deterioro de la superficie expuesta. Antes de la prueba, las muestras se precalientan a 37 ° C en un baño de solución salina para recrear las condiciones in vivo. Las pruebas UMI se realizaron con un indentador piramidal tipo Berkovich (Fig 7a y 7b). El ensayo consiste en una carga hasta 150 mN periodo de mantenimiento de 10 s y una descarga seguida de una espera de 5s. La velocidad de carga y descarga fue de 2,6648 mN/s. De cada muestra se analizaron los tejidos trabecular y cortical. En cada medida se consideraron 14 indentaciones. La dureza

calculada se define como la relación entre la fuerza aplicada por el penetrador y el área que queda después de la indentación (Figura 7b).

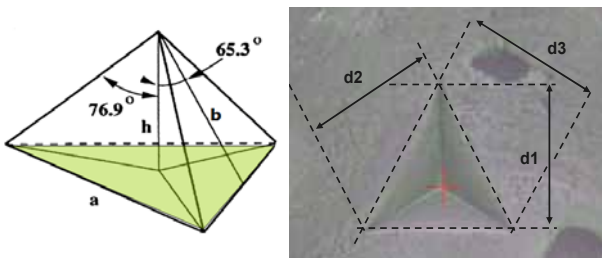


Figura 7. Geometría del indentador y área proyectada

Un gráfico típico se muestra en la Figura 8 donde se aprecia la carga y la descarga; h_f , h_r , h_s , h_c y h_m representan profundidades específicas de indentación que se producen durante la prueba. La línea de trazos, con una pendiente S , se utiliza para calcular el módulo elástico de indentación.

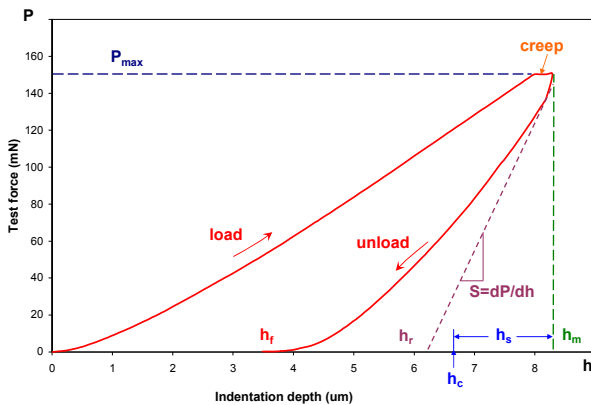


Figura 8. Ensayo UMI. Fuerza Vs. penetración

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Ensayos de Flexión en 4 Puntos, EF4P

3.1.1 Fuerza máxima, F_{max}

La figura 9 muestra los valores de fuerza obtenidos. Sobre cada grupo se muestra la media, la desviación estándar y el segmento proporcional. Para facilitar la comparación, las fuerzas máximas de fémur izquierdo y derecho se han incluido en la misma figura. Por otro lado, la relación entre el tamaño del gap y F_{max} confirma la eficacia del tratamiento "B" sobre el "A". Así, el tamaño del gap (medido en las radiografías) se puede representar frente a los valores de F_{max} , por medio de un ajuste potencial como se puede apreciar en el gráfico de la figura 10. Las figuras 9 y 10 muestran patrones de comportamiento claros. Por encima de un cierto tamaño de gap, el tratamiento "B" es más eficaz que el "A", dado que para el mismo valor de separación entre huesos aquél presenta una mayor F_{max} .

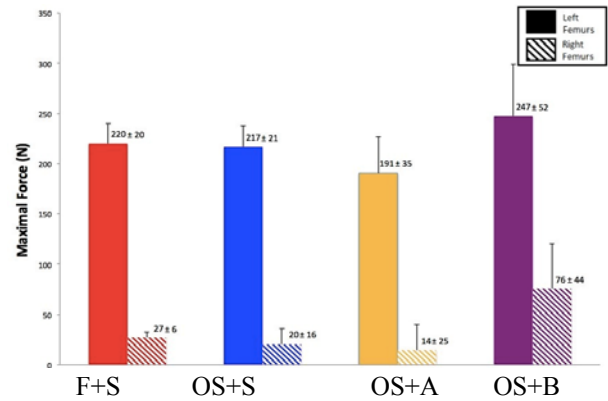


Figura 9. F_{max} para cada tratamiento

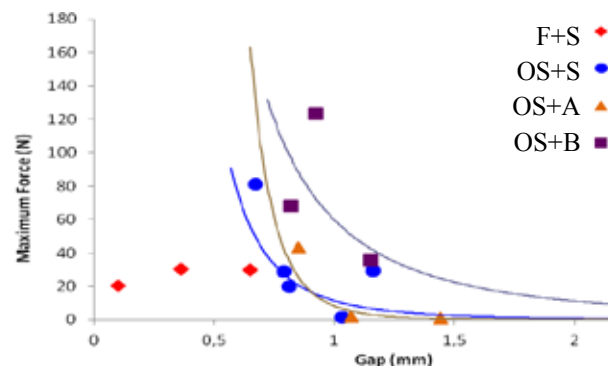


Figura 10. Relación entre F_{max} y tamaño del gap

3.1.2. Energía almacenada hasta fuerza máxima

La energía absorbida hasta máxima fuerza (E_a) se puede ver en el gráfico de barras de la Figura 11. Sobre cada condición se ha indicado la energía media absorbida y la desviación estándar representada numéricamente y por un segmento de proporción.

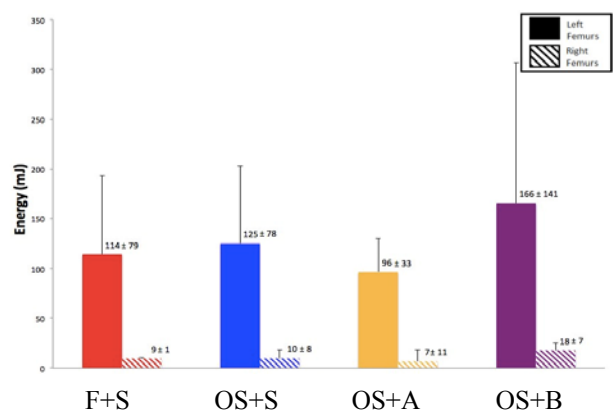


Figura 11. Energía absorbida hasta fuerza máxima

3.1.3 Rigidez

La rigidez de las muestras obtenidas a partir de las curvas de fuerza-desplazamiento se muestra en el diagrama de la figura 12. Tanto los datos de fémur izquierdo y derecho se han incorporado en el mismo

diagrama para facilitar la comparación. La rigidez promedio se indica en valor numérico al lado de los puntos de datos de cada grupo de estudio.

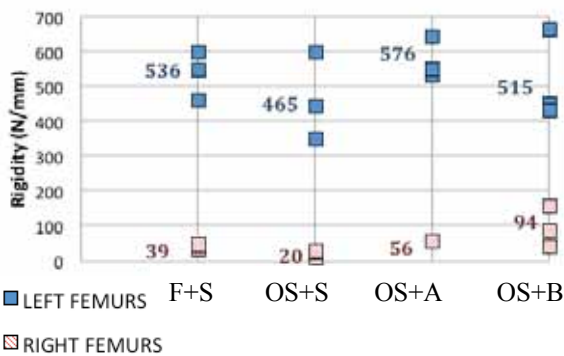


Figura 12. Valores de rigidez para cada muestra

Los valores de rigidez varían sustancialmente, aunque no parecen marcar una tendencia. El patrón es más evidente en los fémures derechos, donde el efecto es más agudo debido a la osteotomía de sustracción practicada en los mismos. La rigidez del hueso correspondiente a una fractura normal (F+S) es mayor que el de la osteotomía de sustracción (OS+S) para fémures izquierdo y derecho. Estos resultados son esperables ya que un hueso con fractura normal debe ser más rígido que un hueso que se ha sometido a un procedimiento quirúrgico (sustracción osteotomía).

3.2. Ultra-Micro-Indentación, UMI

3.2.1. Dureza cortical y trabecular

Los ensayos de UMI se llevaron a cabo para medir la dureza cortical y trabecular. Ambos tipos de tejido deben representarse por separado, ya que tienen la estructura biológica diferente. Para una comprensión más clara la figura 13 muestra las áreas analizadas en los huesos. Hay un diagrama gráfico del tipo box and whiskers para cada uno de los cuatro grupos, lo que permite una comparación de los datos obtenidos para la misma área de muestras diferentes.

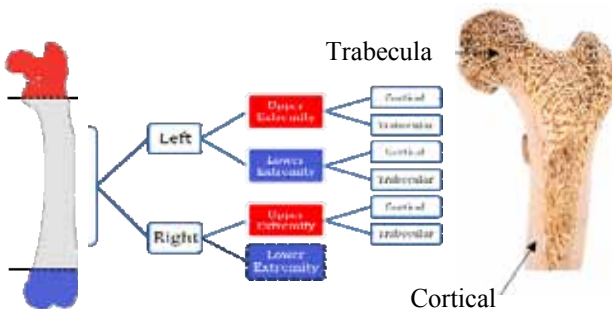
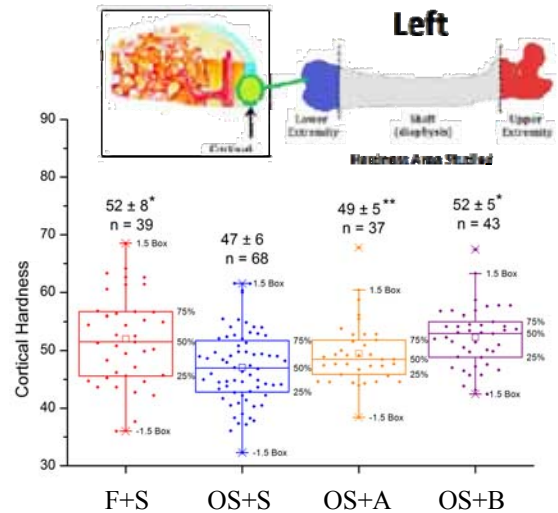


Figura 13. Esquema de las zonas de medida de dureza

Como ejemplo, la figura 14 presenta la dureza de una zona representada en la figura 13. Las cajas abarcan los

percentiles del 25 y 75%, la línea horizontal es la mediana y el cuadro hueco señala la media. Las cruces indican los puntos mínimo y máximo. Para comparar los tratamientos con respecto del grupo de control se empleó la prueba del t-Test no pareado [10, 11]. La hipótesis nula de esta prueba es que las medias de los dos grupos comparados son iguales. Usando un nivel de 0,05, si el parámetro p es menor que 0,05, los dos grupos de la muestra de comparación son significativamente diferentes.



* $P < 0,01$ para OS + S vs F + S + S y SO vs OS + B.

** $P \sim 0,05$ para OS + S vs OS + A

Figura 14 - Dureza cortical en cabezas inferiores de fémures izquierdos.

3.2.2. Módulo Elástico de Indentación

Los módulos elásticos de indentación de los fémures izquierdos son similares. Por otro lado, la figura 15 muestra los valores de los fémures derechos y existe una diferencia obvia entre los cuatro grupos. El módulo elástico cortical del grupo de control (OS + S) es menor que el de los tratamientos. En los huesos operados los tratamientos médicos aumentan el módulo elástico cortical igualándole al de una fractura normal.

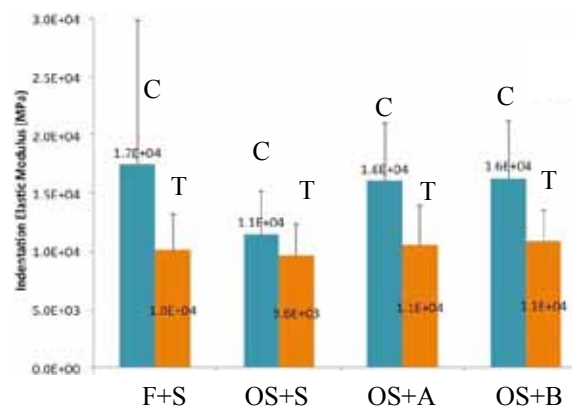


Figura 15. Módulo elástico indentación, fémur derecho

4. CONCLUSIONES

- Las técnicas tradicionales utilizadas para caracterizar el comportamiento mecánico de materiales de ingeniería clásicos se pueden aplicar con éxito sobre materiales biológicos y han permitido comparar los efectos de los tratamientos médicos en sus propiedades mecánicas.
- Los resultados de los EF4P muestran que el tratamiento "B" proporciona los resultados más altos en relación a la resistencia, dureza y rigidez del callo óseo. La relación entre la fuerza máxima y el tamaño de gap para los fémures derechos también muestra que el tratamiento "B" es superior al "A".

Tratamiento	F _{max} (N)	E _a (mJ)	Rigidez (N·mm ⁻¹)
"A"	14	7	56
"B"	76	18	94

- La técnica UMI muestra que el tejido cortical es consistentemente más duro que el hueso trabecular. En ambos casos el tratamiento "B" proporciona mayor dureza y es, por lo tanto, más eficaz.

Tratamiento	Dureza Cortical (GPa)	Dureza Trabecular (GPa)
"A"	0,61 ± 0,08	0,54 ± 0,05
"B"	0,67 ± 0,10	0,57 ± 0,06

Los tratamientos "A" y "B" proporcionan, especialmente en los fémures operados, un módulo elástico de indentación similar al de los huesos con fractura normal.

- Evaluando la curación de la fractura ósea de los fémures de ratas en un modelo de pseudoartrosis, el tratamiento "B" proporciona a huesos patológicos propiedades biomecánicas más altas que el tratamiento "A".

AGRADECIMIENTOS

Los autores de este trabajo quieren expresar su agradecimiento al IFIMAV (Instituto de Formación e Investigación Marqués de Valdecilla) por el apoyo económico para llevar a cabo el estudio.

REFERENCIAS

[1] P. Siegel. ANAT 416: Development, Disease and Regeneration, Lecture: Bone Remodelling and Fracture Repair. [Class handout]. Retrieved March 5, 2012.

[2] F. H. Netter. Musculoskeletal system: Anatomy, physiology, and metabolic disorders. Summit, New Jersey: Ciba-Geigy (1987).

[3] A. G. Robling, A. B. Castillo & C. H. Turner. Biomechanical and Molecular Regulation of Bone Remodeling. The Annual Review of Biomedical Engineering, vol. 8, (2006) 455–498.

[4] V. C. Mow & W. M. Lai. Mechanics of Animal Joints. Annual Review of Fluid Mechanics, vol. 11, p. 247. Retrieved March 28, 2012.

[5] C. H. Turner & D. B. Burr. Basic biomechanical measure of a bone: a tutorial. Bone, vol. 14, (1993) 595–608.

[6] Sprague Dawley. (2001, January 31). Retrieved March 03, 2012, from <http://www.sageresearchmodels.com/research-models/outbred-rats/sprague-dawley>.

[7] A. I. King. Fundamentals of Impact Biomechanics: Part 2. Biomechanics of the Abdomen, Pelvis, and Lower Extremities. Annual review of Biomedical Engineering, 3, (2011) 27–55.

[8] S. L., Ferreri, B. Hu & Y. Qin. Nano indentation Measurements of Viscoelastic Materials Properties are sensitive to Preparation Techniques. Bioengineering Conference, Proceedings of the 2010 IEEE 36th Annual Northeast. Stony Brook, New York: Stony Brook University.

[9] L. Sun et al. Evaluation of the mechanical properties of rat bone under simulated microgravity using nanoindentation. Acta Biomaterialia, vol. 5 (9) 2009.

[10] Weintraub JA, Douglass CW, Gillings DB: "Bioestadística en salud bucodental", OPS, 1989, Chapel Hill, NC, USA, pag:163-175.

[11] Snedecor GW, Cochran WG. Statistical methods, 7th ed., The Iowa State U press, Ames, Iowa, USA, 1980: chap 6: 83-106.

APLICACIÓN DE MODELOS DE DAÑO Y DEGRADACIÓN PROGRESIVA A UNA OSTEONA MEDIANTE ELEMENTOS FINITOS

C. Arango, E. Giner, A. Vercher, F.J. Fuenmayor

Centro de Investigación de Tecnología de Vehículos-CITV
Departamento de Ingeniería Mecánica y de Materiales, E.T.S. de Ingenieros Industriales,
Universitat Politècnica de València, Camino de Vera s/n, 46022 Valencia, España.
E-mail: eginerm@mcm.upv.es
Tfno: 96 3877007 Ext. 76218. Fax: 96 3877629

RESUMEN

En este trabajo se modela numéricamente una osteona que es la unidad básica estructural del tejido óseo cortical. El modelo de elementos finitos incluye la aplicación de criterios de fallo mediante la degradación no lineal de las propiedades del material. Este comportamiento se define mediante subrutinas de usuario del código de elementos finitos Abaqus. Se utilizan variables dependientes de la solución que son evaluadas para cada incremento de carga con un criterio de fallo que define el comportamiento del material de manera que se degradan progresivamente sus propiedades mecánicas. El modelo utilizado representa una microestructura compuesta por lamelas (capas) de colágeno reforzado con cristales de apatita, formadas por dos subcapas dispuestas concéntricamente alrededor del canal de Havers. Además, en este trabajo se incluye la presencia de lagunas de osteocitos ya que su consideración es relevante para enfoques mecanísticos del daño en hueso cortical.

ABSTRACT

In this work the model of an osteon is presented, which is the basic structural unit of cortical bone tissue. The finite element model includes the consideration of failure criteria based on the nonlinear degradation of the mechanical properties of the material. This behavior is implemented through user subroutines of the commercial finite element code Abaqus. The value of the progressive damage parameter is assigned to solution-dependent state variables for definition of the elastic properties. This model represents a microstructure composed of mineral reinforced collagen lamellas (layers), which are formed by two sublayers that are concentrically arranged around the Haversian canal. This work also includes the presence of osteocyte lacunae since its consideration is relevant to mechanistic criteria for the failure of cortical bone.

PALABRAS CLAVE: Hueso cortical; microdaño; elementos finitos.

1. INTRODUCCIÓN

Los huesos son estructuras muy complejas y sus constituyentes se pueden definir en diferentes escalas que componen múltiples niveles jerárquicos [1]. El presente artículo continúa el desarrollo de modelos numéricos [2] con análisis a nivel microestructural debido a la importancia de caracterizar el comportamiento del hueso desde su unidad básica. El modelo de una osteona consta de múltiples lamelas (capas) distribuidas concéntricamente alrededor del canal de Havers y lagunas de osteocitos que se sabe que desempeñan un papel importante en el mecanismo de reparación del hueso [1]. La osteona modelada es de tipo secundario, pues el hueso lamelar ya ha terminado su etapa de formación y se ha dispuesto en capas concéntricas con los cristales de mineral preferentemente orientados. Existen en las osteonas otros elementos que no han sido incluidos en el modelo ya que no se ha considerado su influencia como un factor relevante para este análisis, como es la línea cementante que la rodea, los canales de Volk-

man que unen transversalmente los canales de Havers y una fina red de canalillos que unen las lagunas denominada syncytium.

Las lamelas son estructuras compuestas principalmente por fibrilos de apatita embebidos en una matriz de colágeno tipo I. En estos fibrilos los cristales de mineral son considerados a manera de placas preferentemente orientadas que rotan en subcapas adyacentes de la lamela. En la literatura existen diferentes propuestas de distribución de los grupos de fibrilos de colágeno dentro de la lamela, siendo una de las más aceptadas actualmente la de 5 subcapas con espesores que varían entre 0.1 y 1.8 μm [3]. Para simplificar el modelo, se han considerado estas subcapas en dos grupos con espesores de 0.8 μm y 2.4 μm respectivamente, y sus propiedades han sido calculadas mediante la regla de las mezclas [3, 4]. De esta manera el modelo de elementos finitos anteriormente propuesto en [2], en el que se consideraban las lamelas como un material ortótropo y de espesores iguales, ha sido modificado

para acercarse más a la verdadera estructura en concordancia con los estudios más recientes. Como criterios de fallo se mantienen el que corresponde a las tensiones circunferenciales y el que corresponde a las tensiones radiales y cortantes (fallo por delaminación). Estos criterios de fallo se aplican a un modelo estático de cargas incrementales que, mediante subrutinas de usuario del código de elementos finitos, permiten evaluar los estados tensionales y asignar a variables independientes propiedades diferentes del material. De esta manera cuando el criterio de fallo se cumple, la variable independiente adquiere un valor que asigna al material propiedades degradadas. Con el procedimiento descrito se puede observar el comportamiento de la osteona para un ensayo a compresión y comparar los resultados con métodos más complicados que pueden sugerir la misma respuesta a un coste computacional más alto.

2. PROPIEDADES ELÁSTICAS DE LAS LAMELAS

Para el modelo se considerará una única osteona secundaria formada por lamelas concéntricas de $3.2 \mu\text{m}$ de espesor. Es sabido que los fibrilos de colágeno están orientados periódicamente dentro de la lamela y de su consideración dependen las propiedades mecánicas de la osteona.

Numerosas investigaciones posteriores a las de Ascenci y Bonucci fueron llevadas a cabo con diferentes técnicas de observación. Por ejemplo Weiner, Arad y Traub [4], mediante microscopía electrónica de barrido, destacan que el modelo estructural de los fibrilos en el hueso de rata es de tipo escalonado rotado, explicando las numerosas observaciones anteriores en las que, con microscopía electrónica de transmisión, se evidencia que en la misma región de la muestra seccionada se encuentran unas placas de cristal vistas sobre su eje longitudinal y otras con el eje girado. Fig. 1.

Estas nuevas evidencias demostraron que dentro de una única lamela, todos los fibrilos no tienen la misma orientación como se exponía inicialmente. En la actualidad se encuentra una extensa bibliografía con trabajos que proponen diferentes estructuras lamelares. En el trabajo de Wagner et al. [4] se concluye que la estructura de 5 diferentes subcapas que conforman una lamela está presente en diferentes mamíferos, incluido el humano. Estas subcapas son denominadas por los autores como sigue: (1) "thin lamella", (2,3) "transition zone", (4) "thick lamella" y (5) "back-flip lamella", donde la "thick lamella" representa aproximadamente el 56 por ciento del espesor de la lamela. Esta distribución coincide con los resultados experimentales obtenidos por Reisinger et al. [5]. Para el modelo de este trabajo se agruparán las sublamelas en dos partes que llamaremos lamela gruesa y lamela delgada, Fig 2. La lamela delgada estará compuesta por las subcapas (1), (2) y (3) y tendrá de espesor total $0,8 \mu\text{m}$. La lamela gruesa estará constituida por las subcapas (4) y (5) y tendrá un espesor de $2.4 \mu\text{m}$.

Se han obtenido las propiedades elásticas para una subcapa mediante un modelo de homogenización de una celdilla unitaria representativa de un fibrilo en el cual los cristales se encuentran como placas de manera escalonada en la dirección axial del fibrilo y en capas paralelas en la dirección transversal.

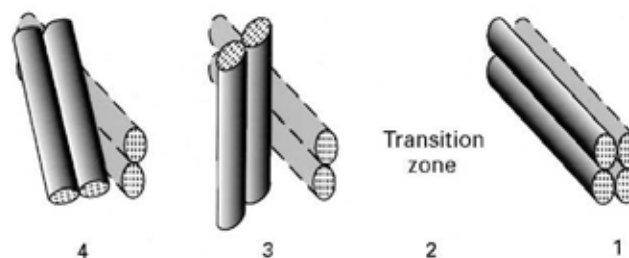
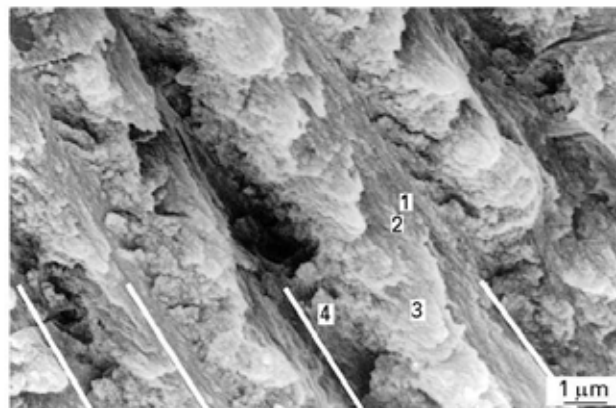


Figura 1: Imagen obtenida por SEM de hueso lamelar de rata, compuesto por (1) "thin lamella", (2,3) "transition zone", (4) "thick lamella" y (5) "back-flip lamella". [3].

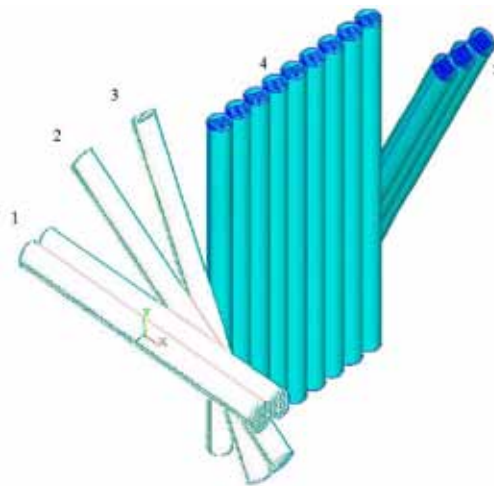


Figura 2: Ilustración esquemática de las 5 subcapas de lamela. Las de color blanco constituyen la lamela delgada y las de color oscuro la lamela gruesa.

Los materiales que componen un fibrilo son considerados elásticos e isotropos, y las propiedades utilizadas han sido extraídas del trabajo de Reisinger et al. [5]. Para calcular las propiedades de las lamelas gruesa y delgada, como capas compuestas de fibrilos en diferentes orientaciones,

se procedió de la forma siguiente. Se ha obtenido la matriz de rigidez de las dos lamelas mediante la regla de las mezclas Ec. (1) teniendo en cuenta los ángulos ψ_1 (inclinación respecto al eje de la osteona) y ψ_2 (rotación alrededor del eje del fibrilo) en los que está orientada cada subcapa y su espesor (Tablas 1 y 2).

$$D_{delgada} = \frac{1}{T_{delgada}}(T_1D_1 + T_2D_2 + T_3D_3) \quad (1)$$

donde D es la propiedad elástica y T es el espesor de la sublamela, $T_{delgada} = T_1 + T_2 + T_3$. Análogamente se procede para la lamela gruesa. Se obtiene como resultado las matrices de rigidez de materiales con comportamiento anisótropo, donde se ha comprobado que las propiedades cumplen con las restricciones termodinámicas.

Los ángulos ψ_1, ψ_2 para cada una de las subcapas (Fig. 2) se presentan en la tabla 1 y han sido tomados del trabajo de Akiva, Wagner y Weiner [3].

Tabla 1: Orientación en grados de fibrilos de colágeno para cada subcapa de la lamela delgada (arriba) y gruesa (bajo)

	ψ_1	ψ_2	t
subcapa 1	0	0	0.4
subcapa 2	30	0	0.2
subcapa 3	60	0	0.2

	ψ_1	ψ_2	t
subcapa 4	90	70	1.8
subcapa 5	120	30	0.6

Las matrices de rigidez obtenidas son las siguientes:

$$[C_{delgada}] = \begin{bmatrix} 32,03 & 8,89 & 3,91 & -0,06 & 0,15 & 1,11 \\ & 26,89 & 3,82 & -0,03 & 0,08 & 1,11 \\ & & 9,60 & -0,0009 & 0,002 & 0,04 \\ & & & 2,75 & -0,008 & -0,0002 \\ sim & & & & 2,77 & 0,03 \\ & & & & & 9,51 \end{bmatrix} \text{ GPa} \quad (2)$$

$$[C_{gruesa}] = \begin{bmatrix} 12,39 & 5,58 & 5,69 & 0,04 & -1,59 & -0,58 \\ & 34,12 & 6,82 & 0,67 & -1,22 & -1,12 \\ & & 19,05 & 0,225 & -3,79 & 0,25 \\ & & & 6,92 & -0,15 & 1,81 \\ sim & & & & 4,70 & -0,18 \\ & & & & & 4,89 \end{bmatrix} \text{ GPa} \quad (3)$$

Estas matrices se han introducido término a término en Abaqus para definir los materiales con el comando: *Elastic, type=ANISOTROPIC.

3. PROPIEDADES RESISTENTES Y CRITERIOS DE FALLO

En un trabajo previo del grupo de investigación [2] se modeló numéricamente el comportamiento mecánico de una única osteona con microgrietas simulando el ensayo a compresión realizado por los autores Ascenzi y Bonucci [6] mencionado en la sección anterior. En ese trabajo se supuso que en la osteona con lamelas alternadas, cada lamela tenía fibras unidireccionales y todas las lamelas tenían un espesor de $5 \mu\text{m}$. Las propiedades resistentes fueron también obtenidas de ensayos exhaustivos realizados por Ascenzi y Bonucci. Para el presente trabajo se utilizan las propiedades resistentes de [2] debido a la similitud de las lamelas transversales con la lamela delgada y las lamelas longitudinales con la lamela gruesa, donde en efecto la mayoría de fibras cumplen con esta característica.

Debido a que en ambos trabajos se analiza un estado tensional en el plano, el fallo puede tener lugar en zonas de alta tensión circunferencial $\sigma_{\theta\theta}$, tensión radial σ_{rr} o tensión de cortadura $\sigma_{r\theta}$. Las propiedades utilizadas [2] son las siguientes: resistencia a tracción circunferencial $S_{\theta\theta,t}^{delg} = 120 \text{ MPa}$, $S_{\theta\theta,t}^{gruesa} = 50 \text{ MPa}$; resistencia a tracción radial $S_{rr,t}^{gruesa} = S_{rr,t}^{delg} = 50 \text{ MPa}$; resistencia a cortadura $S_{r\theta,s}^{delg} = 47 \text{ MPa}$, $S_{r\theta,s}^{gruesa} = 20 \text{ MPa}$.

Conviene aclarar que los valores de propiedades supuestos aquí deben ser tomados como una primera aproximación, existiendo una dispersión importante y un grado de variabilidad dependiente de otros factores, como el grado de calcificación.

En cuanto a los criterios de fallo se continuará con los criterios considerados anteriormente en [2].

El criterio de fallo a tensiones circunferenciales está dado por las siguientes relaciones:

$$\sigma_{\theta\theta}^{delg} \geq S_{\theta\theta,t}^{delg} \quad ; \quad \sigma_{\theta\theta}^{gruesa} \geq S_{\theta\theta,t}^{gruesa} \quad (4)$$

El fallo por tensiones combinadas radiales y de cortadura será el criterio interactivo de Brewer y Lagace [7].

$$\left(\frac{\sigma_{rr}}{S_{rr,t}}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{r\theta}}{S_{r\theta,s}}\right)^2 \geq 1 \quad \text{con } \sigma_{rr} > 0 \quad (5)$$

El primer sumando solo debe ser considerado si $\sigma_{rr} > 0$, ya que tensiones radiales de compresión cierran las potenciales grietas circunferenciales y no contribuyen al fallo por tensiones combinadas radiales y de cortadura. En el contexto de laminados estructurales, este criterio de fallo se utiliza para el estudio de la delaminación.

4. MODELO NUMÉRICO

En comparación con el modelo geométrico del trabajo anterior [2], se tiene una malla más refinada que se ha adaptado para la nueva configuración de sublamelas propuestas ($1.8 \mu\text{m}$ y $2.4 \mu\text{m}$ de espesor) y se han incluido lagunas de osteocitos al modelo. La geometría de las lagunas es la de elipsoides que se distribuyen entre las lamelas de la osteona permitiendo la comunicación celular ya que están conectadas en red mediante finos canalículos. Numerosos trabajos sobre lagunas de osteocitos coinciden con el rango de las dimensiones de dichos elipsoides [8, 9, 10].

En el trabajo de Prendergast y Huiskes [10] se describe que el mayor eje de la laguna forma un ángulo con el eje longitudinal del canal de Havers, por tanto un corte transversal de una osteona cortaría oblicuamente una laguna. La sección plana aproximada propuesta por los autores [10] es una elipse de eje mayor $10 \mu\text{m}$ y eje menor de $4 \mu\text{m}$. Las lagunas modeladas en este trabajo cumplen con la geometría descrita, y además con datos adicionales relevantes, como los siguientes: Área promedio $30 - 40 \mu\text{m}^2$ [1]. Densidad promedio en una osteona secundaria $460 \text{ lagunas}/\text{mm}^2$ [1]. Eje mayor de la sección lagunar $6.07-25 \mu\text{m}$ [9]. Eje menor de la sección lagunar $1.57-5.31 \mu\text{m}$ [9]. La osteona modelada tiene un diámetro exterior de $148.8 \mu\text{m}$, y el diámetro del canal de Havers es de $40 \mu\text{m}$.

El estado del modelo es el de tensión plana con espesor unidad. La carga empleada simula el ensayo a compresión de Ascenci y Bonucci y es aplicada como una presión diametral distribuida a lo largo de un arco de 60° Fig. 3, cuya magnitud se incrementa a lo largo del análisis. Los elementos utilizados han sido elementos lineales de integración completa (CPS4).

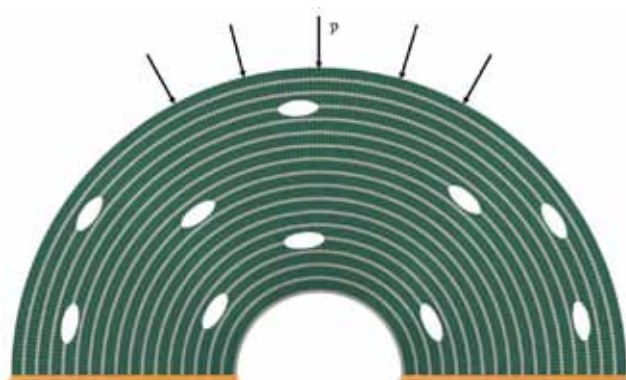


Figura 3: Modelo de EF. En blanco, lamela delgada, en verde lamela gruesa.

El presente trabajo tiene como objetivo aplicar subrutinas de usuario en Abaqus [11] que permitan evaluar la degradación de las propiedades del material para resolver el análisis con un método menos costoso computacionalmente.

Chang et al. [12] proponen un modelo de daño progresivo para un laminado que contiene un concentrador de tensiones. El análisis predice la resistencia a tracción del material con orientaciones arbitrarias de sus capas. Para la acumulación del daño se desarrollan diferentes criterios de fallo además de un modelo de degradación de las propiedades del material que es satisfactoriamente validado por los autores con ensayos experimentales. Con base en este trabajo se realizará un procedimiento numérico análogo mediante subrutinas de Abaqus [11] en las que tendrá un papel importante la utilización de variables de campo.

Las variables de campo son dependientes de la solución en cada incremento y son definidas por el usuario para asignar diferentes propiedades del material dependiendo de su valor. Los valores que toman para cada incremento definen el porcentaje de rigidez para este análisis.

Con el fin de implementar en el modelo diferentes valores para las propiedades del material dependiendo de los criterios de fallo, se ha realizado la implementación de una subrutina de usuario que permite definir las variables de campo (FV) que serán evaluadas para cada incremento de la carga. Dependiendo de su valor, serán asignadas diferentes propiedades de rigidez del material. Esta evaluación de las FV se realiza por medio de la subrutina de usuario USDFLD en Abaqus, en la cual se definen valores a las variables de campo directamente en los puntos de integración de los elementos. Las FV pueden ser funciones de la solución en los elementos tales como tensiones o deformaciones. Con esta opción es posible aplicar modelos de comportamiento no lineal del material, por ejemplo incluir efectos del daño progresivo.

Para llevar a cabo la correcta ejecución de la subrutina USDFLD, es necesario definir en el archivo de entrada (.inp) el material con un campo que defina cuántas variables independientes se quieren evaluar, que en este caso son tantas como criterios de fallo, es decir, dos.

En la definición de las propiedades del material (*Material) se ha indicado que es anisótropo, seguido de la cantidad de variables de campo como DEPENDENCIES=2. Si se quiere conocer los valores de esta variable en los resultados, esta opción necesita ir acompañada, después de introducir los términos de la matriz de rigidez, de la opción *DEPVAR, 2 que asignará dos espacios adicionales en los resultados para cada incremento.

Es necesario utilizar la subrutina de usuario mediante la opción *USER DEFINED FIELD, ya que de esta manera el programa ya tiene la indicación de ejecutar la subrutina y escribir las nuevas variables como resultado para cada incremento.

Hay que definir en el archivo de entrada los valores de la matriz de rigidez para los diferentes valores de las dos variables, que para el actual modelo serán los mostrados en la Tabla 2.

Tabla 2: Variables de campo asignadas según criterios de daño

Estado del material	Rigidez	FV1	FV2
No fallo	100 %	0	0
Fallo por σ_{rr} , $\sigma_{r\theta}$	5 %	1	0
Fallo por $\sigma_{\theta\theta}$	5 %	0	1

La Tabla 2 muestra las relaciones entre las propiedades de la rigidez y los valores de las FV. Estas relaciones serán asignadas en la subrutina de usuario, siendo la FV1 la correspondiente al criterio de fallo por tensiones combinadas radiales y de cortadura y la variable FV2 al criterio de fallo por tensiones circunferenciales (Sección 4). Esto queda definido en la subrutina USDFLD como un bucle en lenguaje de programación Fortran.

Es importante indicar que los valores de los índices de daño son calculados y almacenados como variable de estado dependiente de la solución (STATEV en Abaqus). No son asignados directamente a las FV. Al inicio del cálculo las FV están inicializadas a 0 (no daño) y solo cuando el índice supera el límite del criterio de fallo (para este caso de 1.0), se asigna a la correspondiente variable de estado FV el valor de 1 (daño).

Para efectos de este análisis, después de que el índice ha excedido el valor de 1, la FV definida por el usuario continúa teniendo el valor de 1 incluso si las tensiones se reducen significativamente, lo cual permite que el material se considere como “dañado” irreversiblemente. Pero esta condición puede ser también modificada en la subrutina si se deseara lo contrario, volviendo a evaluar el índice de daño para las nuevas tensiones y reasignando el valor de 0 o 1 a la variable de campo.

La implementación del comportamiento no lineal en este modelo mediante variables de campo es explícito, lo que significa que la no linealidad está basada en el estado de carga al inicio del incremento. Por tanto el usuario debe definir incrementos de tiempo lo suficientemente pequeños. Esto es muy importante debido a que el control automático de incrementos en Abaqus no es efectivo para no linealidades explícitas implementadas mediante la subrutina USDFLD. En este caso se ha definido el incremento como:

*STEP, INC=100
*STATIC, DIRECT 0.02,1.0

donde se especifican 100 incrementos con un incremento de tiempo inicial de 0.05 y un período de tiempo del paso de 1.0. Para este ensayo se han dado dos valores para la variable de campo, correspondientes a daño y no daño del material, pero también cabe la posibilidad de definir posiciones intermedias, dándole múltiples valores a cada FV con la condición de definir en el archivo de entradas tantas veces las propiedades del material como posibles valores que puedan tomar las variables.

5. RESULTADOS

Después de seguir el procedimiento descrito, se obtuvo la secuencia de daño mostrada en las figuras 4, 5, 6. Se puede ver la iniciación del fallo por tensiones combinadas radiales y de cortadura (Brewer y Lagace) en una lamela gruesa para un valor de carga de 15 MPa en la Fig 4, junto a la zona de concentración de tensiones de una laguna.

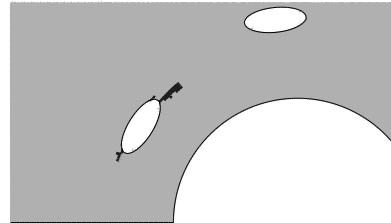


Figura 4: Iniciación del fallo por tensiones combinadas radiales y de cortadura con $p=15\text{MPa}$.

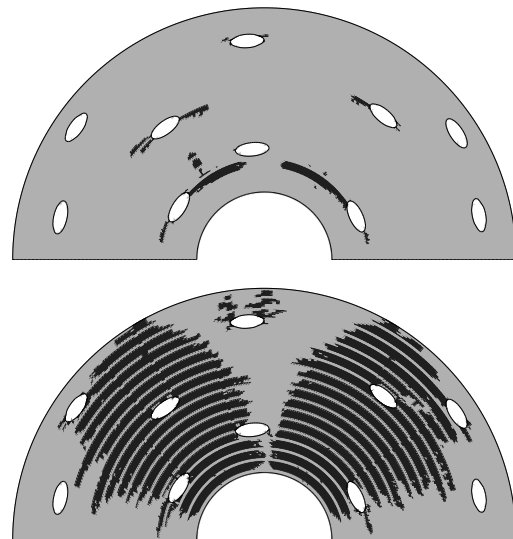


Figura 5: Propagación del fallo por tensiones combinadas radiales y de cortadura con $p=21\text{MPa}$ y $p=33\text{MPa}$.

El daño se extiende por la superficie de la lamela de la misma manera que progresaría el crecimiento de una grieta. Posteriormente, se observa que para un carga de 21 MPa (Fig. 5). Tras haber fallado la primera lamela, comienza a extenderse el daño en otras capas sucesivamente. Es importante la observación de que el daño se concentra en las zonas que están entre -45 y 45 grados del eje diametral vertical, siendo el mismo patrón de comportamiento mecánico a rotura descrito por Ascenci y Bonucci en el ensayo a compresión. Asimismo coincide que las últimas lamelas son las menos afectadas y la zona más cercana al canal de Havers es la más deteriorada al final del ensayo. Se puede ver en los resultados que en esta zona confluyen los dos tipos de fallo y el daño se concentra en esta región (Figs. 5, 6).

En la Fig. 6 se observa que el criterio de fallo por tensiones circunferenciales $\sigma_{\theta\theta}$, no se alcanza sino hasta un estado muy avanzado de la carga (24 MPa) donde se ve que solo hay fallo en las primeras lamelas. Por tanto se concluye que el fallo que domina el comportamiento a compresión de la osteona es el causado por combinación de tensiones radiales y de cortadura que correspondería con la delaminación en los materiales compuestos, donde las lamelas más afectadas son las lamelas gruesas. Es importante destacar que el esquema final de daño coincide con el obtenido en trabajos anteriores [2] con modelos de daño que implicaban liberación de nodos.

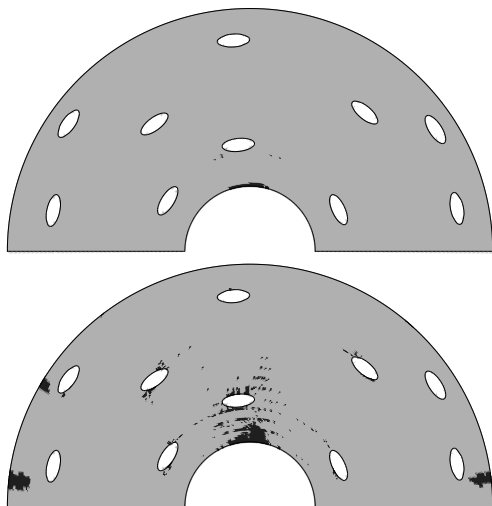


Figura 6: Inicio y propagación del fallo a tensiones circunferenciales con $p=24\text{MPa}$ y $p=50\text{MPa}$.

6. CONCLUSIONES

El análisis presentado permite concluir que las propiedades del hueso cortical se ven favorecidas por la presencia de lamelas delgadas con fibrilos de colágeno dispuestos perpendicularmente al eje de la osteona. Las lamelas gruesas favorecen la rigidez y resistencia del hueso a flexión, estado de carga que no ha sido analizado en este trabajo.

El método de degradación aplicado ha resultado ventajoso en modelos como el del presente trabajo y los ensayos comentados de Chang et al. Esa ventaja es notable en comparación con métodos más costosos que requieren procedimientos adicionales (como aplicar condiciones de contacto y liberación de nodos en superficies).

Se ha comprobado que la degradación de las propiedades del material mediante subrutinas de usuario puede ser una forma sencilla y eficaz para evaluar el comportamiento de las osteonas mediante el daño progresivo de sus propiedades, impulsando a nuevos análisis con estudios más detallados de los criterios de fallo y a posteriores trabajos con múltiples osteonas.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al Ministerio de Ciencia e Innovación por el apoyo recibido a través del proyecto DPI2010-20990 así como a la Generalitat Valenciana, Programa PROMETEO 2012/023.

REFERENCIAS

- [1] Cowin SC, ed. *Bone Mechanics Handbook*. CRC Press. Boca Ratón, Florida, 2001.
- [2] Vercher A, Giner E, Tatancon JE, Funmayor FJ. Modelado numérico del comportamiento mecánico de una osteona con microgrietas. *Anales de Mecánica de la Fractura*, **29**:92–102, 2012.
- [3] Akiva U, Wagner HD, Weiner S. Modelling the three-dimensional elastic constants of parallel-fibred and lamellar bone. *J. Mater. Sci.*, **33**:1497–1509, 1998.
- [4] Weiner S, Traub W, Wagner HD. Lamellar Bone: Structure-Function Relations. *J. Struct. Biology.*, **126**:241–255, 1999.
- [5] Reisinger AG, Pahr DH, Zysset PK. Elastic anisotropy of bone lamellae as a function of fibril orientation pattern. *Biomech. Model. Mechanobiol.*, **10**:67–77, 2011.
- [6] Ascenzi A, Bonucci E, Simkin A. An approach to the mechanical properties of single osteonic lamellae. *J. Biomech.*, **6**:227–235, 1973.
- [7] Brewer A, Lagace PA. Quadratic stress criterion for initiation of delamination. *J. Compos. Mater.*, **22**:1141–1155, 1988.
- [8] Currey JD. Strength of bone. *Nature*, **195**:513–514, 1962.
- [9] Ascenzi MG, Andreuzzi M, Kabo JM. Mathematical modeling of human secondary osteons. *Scanning*, **26**:25–35, 2004.
- [10] Prendergast PJ, Huiskes R. Microdamage and osteocyte-lacuna strain in bone: a microstructural finite element analysis. *J Biomech Eng Trans ASME*, **118**:240–246, 1996.
- [11] ABAQUS/Standard User's Manual, v. 6.10, Simulia, Providence, Rhode Island, 2010.
- [12] Chang FK, Chang KY. A progressive damage model for laminated composites containing stress concentrations. *J Composite Materials*, **21**:834–855, 1987.
- [13] Chang FK, Lessard LB. Damage tolerance of laminated composites containing an open hole and subjected to compressive loadings: Part I-Analysis. *J Composite Materials*, **25**:2–43, 1991.

MEDIDA DE LA TENACIDAD DE FRACTURA EN ESMALTE BOVINO MEDIANTE TÉCNICAS DE INDENTACIÓN

M.A. Garrido^{1*}, I. Giráldez², L. Ceballos² y J. Rodríguez¹

¹ Departamento de Tecnología Mecánica, Escuela Superior de Ciencias Experimentales y Tecnología, Universidad Rey Juan Carlos, C/Tulipán s/n, Móstoles, Madrid, España.

*E-mail: miguelangel.garrido@urjc.es

² Departamento de Estomatología. Facultad de Ciencias de la Salud, Universidad Rey Juan Carlos, Avda. Atenas s/n, Alcorcón, Madrid, España.

RESUMEN

En la literatura científica pueden encontrarse numerosas publicaciones que han tratado de estimar la tenacidad de fractura del esmalte mediante técnicas de indentación. Todos estos trabajos tienen en común el uso de ecuaciones semi-empíricas, cuya validez, depende de la generación de una particular estructura tridimensional de grietas. Para observar el patrón de grietas generado mediante indentación, se utilizan, por lo general, técnicas microscópicas. Sin embargo, una imagen superficial no proporciona información sobre la configuración tridimensional de las grietas, ni de cómo éstas propagan a través del esmalte. Recientemente, se ha desarrollado una metodología alternativa para estimar la resistencia a la fractura por indentación, basada en un enfoque energético cuya principal ventaja es que es menos dependiente del patrón de grietas generado. En este trabajo, se desarrolla la aproximación energética para estimar la tenacidad de fractura del esmalte bovino. Los resultados se compararon con los valores publicados por otros autores, que utilizaron las expresiones semi-empíricas de indentación más comunes. El análisis de los resultados reveló que es necesario realizar algunas modificaciones en la metodología energética para poder aplicarla con éxito en la determinación de la tenacidad de fractura del esmalte.

ABSTRACT

There are many works in the scientific literature that have attempted to estimate the fracture toughness of enamel by indentation techniques. All these works have in common the use of semi-empirical equations, but the success in determining the actual value of fracture toughness depends on the particular three-dimensional pattern of cracks obtained. Microscopic techniques are usually used to observe the cracks pattern. However, only a superficial image is provided, and no information about the propagation of the cracks within the enamel is given. Therefore, there is some uncertainty about the applicability of this type of semi-empirical equations. Recently, an alternative methodology based on an energetic approach has been developed to estimate the fracture toughness by depth sensing indentation that is less affected by the cracks pattern generated. In this work, the energetic approach to indentation fracture toughness of bovine enamel is presented and compared with those toughness values obtained using the most common semi-empirical expressions reported in the literature. The results showed that some modifications in the energetic methodology should be performed in order to apply it successfully.

PALABRAS CLAVE: Esmalte; Tenacidad de fractura; Aproximación energética.

1. INTRODUCCIÓN

El esmalte es el tejido más duro y más rígido de los mamíferos. Forma la capa más externa del diente y se caracteriza por una microestructura jerárquica característica. El esmalte se compone de rodillos de elevado contenido mineral, encapsulados por delgadas envolturas ricas en proteínas, dispuestos paralelamente según la dirección perpendicular a la unión dentina-esmalte (DEJ), y que discurren desde la dentina a la superficie exterior del esmalte [1]. La microestructura del esmalte de todos los mamíferos parece ser muy similar desde un punto de vista histoquímico y anatómico [2].

Numerosos métodos han sido empleados para medir experimentalmente la tenacidad de fractura (K_C) del esmalte. La determinación de K_C por la técnica de indentación, se basa en medir el tamaño de las grietas inducidas en un material durante el proceso de indentación. Varias expresiones están disponibles para determinar K_C por indentación, dependiendo de la geometría del indentador y la morfología de las grietas [3]. Una de las expresiones más ampliamente utilizada para grietas radiales generadas mediante indentadores simétricos tipo Vickers, es la relación propuesta por Lawn, Evans y Marshall [3]:

$$K_C = k \left(\frac{E}{H} \right)^n \frac{P}{c^{3/2}} \tag{1}$$

donde P es la carga máxima de indentación, c es la longitud de la grieta, E es el módulo de elasticidad y H es la dureza. Los parámetros k y n son constantes empíricas de valor $0,016 \pm 0,004$ y 0,5, respectivamente. Otros estudios [4] emplearon valores ligeramente diferentes ($k = 0,0098$ y $n = 3/2$).

Se han hecho esfuerzos para obtener ecuaciones similares a las descritas anteriormente, pero modificadas para su aplicación en indentaciones Berkovich. Combinando el modelo propuesto por Laugier [5] y el de Ouchterlony para grietas radiales [6], la tenacidad de fractura puede ser determinada de acuerdo con la ecuación. (2).

$$K_C = 1.073 \cdot x_v \left(\frac{a}{l} \right)^{1/2} \left(\frac{E}{H} \right)^{2/3} \frac{P}{c^{3/2}} \tag{2}$$

donde x_v es una constante y a es el tamaño de huella residual.

Otro método alternativo para determinar la tenacidad de fractura consiste en el cálculo de la energía liberada durante la formación de grietas [7,8]. Este método se basa en la formación de un escalón (*pop-in*) a fuerza constante durante la aplicación de la carga de indentación. Este escalón está asociado con la

formación repentina y posterior propagación de grietas. Este método energético calcula la tenacidad de fractura comparando el área limitada por la curva de carga-desplazamiento cuando tiene lugar la generación de grietas con el área limitada por la curva hipotética que se obtendría del proceso de indentación si no se produjese agrietamiento [7] (figura 1). Si se asume que la fractura se desarrolla fundamentalmente en Modo I, la intensidad de tensiones umbral requerida para la fractura se puede escribir como:

$$K_{IC} = \left[\left(\frac{E}{(1-\nu^2) \cdot 2 \cdot \pi \cdot c} \right) \cdot \left(\frac{\Delta U}{t} \right) \right]^{1/2} \tag{3}$$

donde K_{IC} es la tenacidad de fractura de indentación del material, ΔU es la energía de deformación obtenida a partir del área comprendida entre la curva carga-desplazamiento extrapolada y el escalón a fuerza constante de la curva experimental (figura 1), c es la longitud de grieta medida a partir de micrografías obtenidas del análisis de microscopía electrónica de barrido, t es la anchura estimada de la grieta a lo largo del eje de carga, E es el módulo elástico y ν es coeficiente de Poisson.

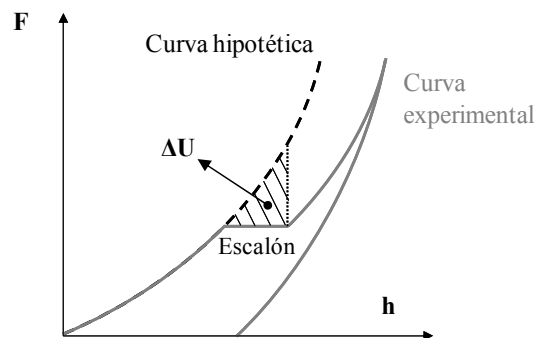


Figura 1. Energía de deformación obtenida del área entre la curva fuerza-desplazamiento extrapolada y el escalón de carga perteneciente a la curva fuerza-desplazamiento experimental.

Este método puede ser utilizado incluso cuando no se obtiene un patrón particular de grietas. Sin embargo, es necesario que se produzca un escalón de fuerza constante durante la rama de carga. Además, resulta crítico realizar una buena estimación de la longitud de la grieta en la dirección de aplicación de la carga para obtener resultados fiables.

Por lo tanto, el objetivo de este estudio fue evaluar la fiabilidad de la metodología energética para estimar la tenacidad de fractura de indentación del esmalte dental bovino. Estos valores se compararon con los obtenidos mediante la aplicación de las ecuaciones semi-empíricas, ecuaciones (1) y (2), basadas en un patrón específico de grietas.

2. MATERIALES Y METODOLOGÍA

2.1. Preparación de las muestras

Se extrajeron ocho incisivos de bovinos de dos años de edad. Los dientes se limpiaron y se almacenaron en saliva artificial antes de realizar los ensayos. Las superficies de las muestras fueron pulidas mediante una pulidora automática (LaboPol-5, Struers, Copenhague, Dinamarca) utilizando paños de pulido con suspensión de alúmina de 3 micras y OP-A (Struers, Copenhague, Dinamarca). Posteriormente, las muestras se mantuvieron completamente hidratadas en saliva artificial a temperatura ambiente hasta la realización de los ensayos de indentación.

2.2. Ensayos de indentación

Se estudió la dureza y el módulo elástico de las superficies de esmalte bovino mediante nanoindentación (Nanoindenter XP-Sistema MTS Corporation) utilizando un indentador Berkovich de diamante con un radio de la punta de 100 nm. Antes de cada batería de ensayos, la función de área del indentador Berkovich fue calibrada en un patrón de sílice.

Para la determinación de la dureza y módulo elástico, se realizaron ensayos de medida continua de la rigidez (CSM) [9], consistentes en la aplicación de múltiples ciclos de carga y descarga con una frecuencia de 45 Hz y con desplazamientos de 2 nm durante el proceso de carga. La metodología de Oliver y Pharr [9] se aplicó sobre cada uno de estos ciclos de descarga parcial, proporcionando valores de módulo de elasticidad, E , y de dureza, H , como una función continua de la profundidad de penetración o de la carga. Para los ensayos de nanoindentación, se fijó una profundidad de penetración máxima de 300 nm. Sobre cada muestra se realizaron un total de tres filas constituidas por 20 indentaciones cada una, separadas entre sí 100 nm. Adicionalmente, se realizaron 5 indentaciones en cada muestra utilizando el módulo CSM hasta una profundidad de penetración máxima de 2000 nm. Esta profundidad de penetración fue suficiente como para generar un patrón característico de grietas. Una vez finalizados los ensayos de indentación, las huellas residuales fueron observadas por microscopía electrónica de barrido (SEM) en condiciones de bajo vacío con el fin de evitar una deshidratación excesiva y, en consecuencia, una propagación de grietas debido a tensiones residuales.

3. RESULTADOS

La figura 2 muestra dos imágenes de SEM correspondientes a huellas residuales obtenidas para distintas profundidades máximas de indentación: 300 nm (figura 2a) y 2000 nm (figura 2b), así como su rigidez de contacto frente a la raíz cuadrada del área de

contacto. Las indentaciones obtenidas para una profundidad de penetración máxima de 300 nm se caracterizan por la ausencia de grietas en los vértices de la huella residual (figura 2a). Además, la rigidez de contacto, S , mostró una tendencia lineal con la raíz cuadrada del área de contacto, A , entre el indentador y la superficie del material (figura 2a), tal y como predice la relación teórica que existe entre ellas [9].

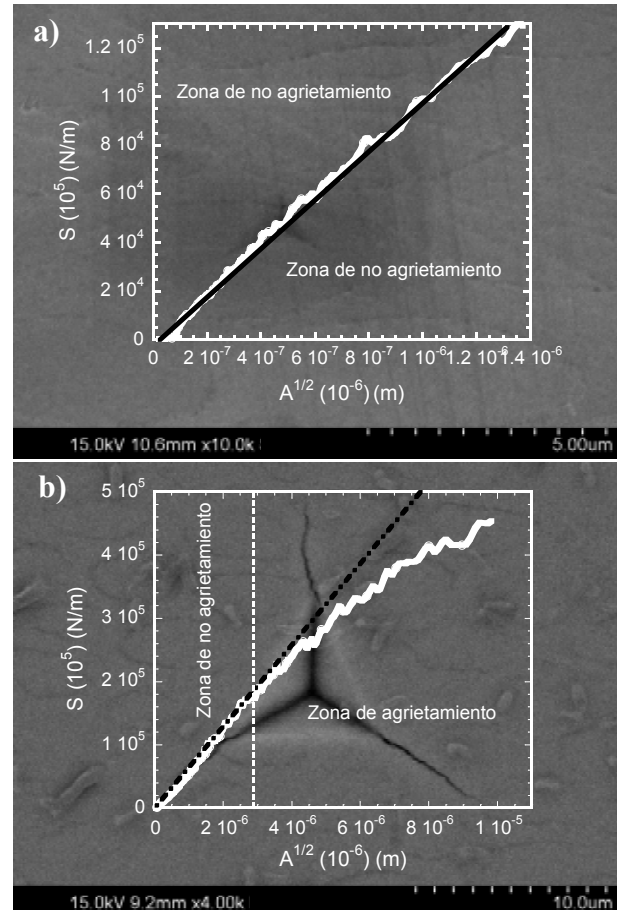


Figura 2. Huellas residuales obtenidas de ensayos de indentación instrumentada realizados a distintas profundidades máximas de penetración: a) 300 nm; b) 2000 nm. Las curvas de rigidez de contacto frente a la raíz cuadrada del área de contacto también se han incluido sobre su correspondiente imagen.

Por el contrario, las indentaciones obtenidas para una profundidad de penetración máxima de 2000 nm se caracterizan por la presencia de grietas radiales desde los vértices de las huellas residuales (figura 2b). Además, se pudo observar que las grietas generadas sobre la superficie del esmalte zigzagueaban durante su propagación a través de la microestructura del esmalte. También se observó que, a partir de un determinado valor, la rigidez de contacto perdió su dependencia lineal con la raíz cuadrada del área de contacto (figura 2b), coincidiendo con la formación y propagación de grietas durante el proceso de indentación.

3.1. *Propiedades mecánicas: módulo de elasticidad y dureza*

La tabla 1 resume la dureza y el módulo elástico de esmalte bovino obtenidos de los ensayos de indentación realizados hasta una profundidad máxima de penetración de 300 nm, donde la carga asociada no causó la iniciación de grietas. Los valores obtenidos en este estudio fueron muy similares a los descritos en publicaciones anteriores [10,11].

3.2. *Propiedades mecánicas: tenacidad de fractura*

Los datos incluidos en la tabla 1 permiten calcular la tenacidad de fractura del esmalte de acuerdo con las ecuaciones semi-empíricas descritos anteriormente, ecuaciones (1) y (2).

Las curvas fuerza-desplazamiento obtenidas de indentaciones realizadas a una profundidad máxima de 2000 nm, se caracterizaron por no presentar ningún escalón de carga constante. Por lo tanto, no fue posible aplicar directamente la metodología energética, tal y como se describe en la sección de introducción.

Tabla 1. Resultados experimentales del módulo elástico, E , dureza, H , y tenacidad de fractura por indentación, K_C . En la tabla se muestran los valores medios y sus correspondientes desviaciones estándar.

Módulo elástico, E (GPa)	92 ±6	Oliver-Pharr [15]
Dureza, H (GPa)	4.7 ±0.3	Oliver-Pharr [15]
Longitud de grieta, c (µm)	12 ±3	
Tamaño de huella, a (µm)	7 ±2	
Tenacidad de fractura, K_C (MPa√m)	0.39 ±0.14	Ecuación (1)
	0.7 ±0.2	Ecuación (2)
	2.5 ±0.7	Ecuación (3)

4. DISCUSIÓN

En la literatura actual se puede observar que hay una cierta dispersión en los valores de la tenacidad de fractura real de esmalte [12]. La tabla 1 muestra los valores de tenacidad de fractura obtenidos después de aplicar las ecuaciones semi-empíricas (1) y (2). Estos datos están dentro del rango de valores publicados por otros autores. Hassan y colaboradores. [13] obtuvieron valores de tenacidad para esmalte dental humano, utilizando un indentador Vickers y aplicando la ecuación (1), en el intervalo de 0,7 a 1,37 MPa√m. Xu y colaboradores [11] consiguieron valores de tenacidad de fractura de 0,84 MPa√m para el esmalte humano labial, también utilizando un indentador Vickers y

aplicando la ecuación semi-empírica (1). Bajaj y Arola [14] obtuvieron valores de tenacidad de fractura del esmalte humano que oscilaba entre 1,79 MPa√m a 2,37 MPa√m, calculados a partir del análisis de la curva R.

Analizando estos resultados y los mostrados en la tabla 1, los valores de tenacidad de fractura del esmalte muestran desviaciones considerables. Hay varias razones que pueden explicar la gran variación obtenida. La naturaleza biológica del esmalte sugiere que las variaciones de composición entre los especímenes podrían afectar a los valores de tenacidad [15]. Además, la orientación de la microestructura del esmalte también podría contribuir a la variabilidad [16]. Las ecuaciones semi-empíricas utilizadas para calcular esta propiedad, se han desarrollado para indentaciones Vickers sobre materiales cerámicos y para un patrón de grietas específico. Sin embargo, esta configuración de grietas puede verse alterada por la influencia de la matriz orgánica interprismática. Las intercaras proteínicas definen planos tridimensionales, haciendo que las grietas se desvíen preferentemente a lo largo de ellos [13], lo que podría prevenir las fracturas catastróficas del esmalte. Finalmente, los valores de las constantes características de las ecuaciones semi-empíricas podrían ser diferentes para el esmalte.

Por lo tanto, para obtener una medida más fiable de la tenacidad de fractura del esmalte, sería necesario el uso de una metodología que fuera menos dependiente de la geometría de las grietas. La metodología energética puede ofrecer una alternativa viable. Para aplicar este método es necesario, por un lado, conocer la extensión de la grieta en el interior del material, t (ecuación 3), y por otro, obtener un escalón de carga constante en la curva fuerza-desplazamiento del ensayo de indentación.

La longitud de la grieta a lo largo de la dirección de carga, t , se puede estimar aplicando la relación c/a , a la profundidad máxima, h , de cada indentación:

$$t = \frac{c}{a} \cdot h \tag{4}$$

En el presente estudio, las curvas carga-desplazamiento experimentales no mostraron ningún escalón de carga constante durante el proceso de indentación. Por ello, con el fin de aplicar un enfoque energético, fue necesario desarrollar una metodología alternativa.

El área bajo la curva de carga-desplazamiento es el trabajo realizado por el indentador durante la deformación elástico-plástica del material indentado. Sin embargo, si se produce agrietamiento, parte de la energía elástica almacenada se libera para crear nuevas superficies. Esto se refleja como un cambio en la rigidez de contacto y , por consiguiente, la relación entre la rigidez de contacto, S , y la raíz cuadrada del área de

contacto, A , no será lineal, como predice la teoría del contacto [9].

La figura. 3 muestra una curva típica de la rigidez de contacto frente a la raíz cuadrada del área de contacto. La tendencia debería ser lineal, sin embargo, la linealidad sólo se mantuvo durante la etapa inicial, antes de que se produjese agrietamiento. Es posible identificar en la curva $S-A^{1/2}$ un punto crítico asociado con la aparición de grietas (S^* , $A^{1/2*}$). Para ello, se realizaron sucesivos ajustes lineales hasta alcanzar un coeficiente de regresión mínimo de 0,99.

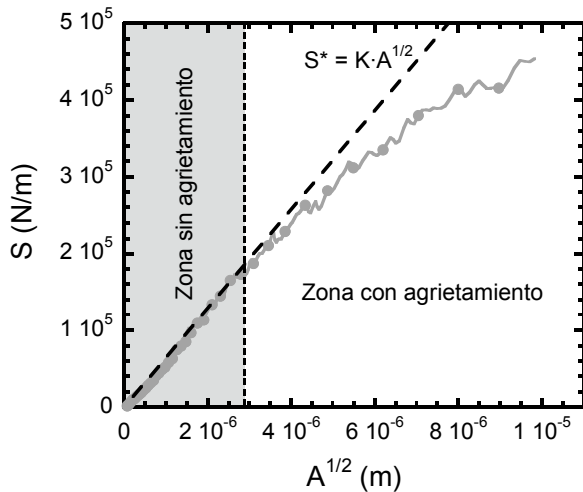


Figura 3. Curva de rigidez de contacto frente a la raíz cuadrada del área de contacto.

De acuerdo con la metodología de Oliver y Pharr [9], es posible calcular la carga y la profundidad de indentación correspondientes al punto crítico asociado con la iniciación de grietas, P^* y h^* .

Para los valores de (P, h) menores que el punto crítico, el proceso de indentación se llevó a cabo sin generación de grietas. Para valores superiores, el proceso de indentación se caracterizó por la nucleación y propagación de grietas. La curva carga-profundidad de penetración obtenida hasta valores inferiores al punto crítico, fue extrapolada según la ley de Kick [17], a la profundidad de penetración máxima de 2000 nm, constituyendo una curva hipotética característica del proceso de indentación sin agrietamiento.

La figura. 4 muestra un ejemplo comparativo entre la curva de indentación experimental, con agrietamiento, y la curva de indentación hipotética, sin agrietamiento.

Ahora es posible aplicar la metodología energética a través de la ecuación. (3) con las siguientes consideraciones:

- La extensión estimada de la grieta a lo largo del eje de carga, t , puede ser calculada utilizando la ecuación. (4);
- La energía de deformación asociada con el proceso de agrietamiento, ΔU , puede obtenerse a partir de la

diferencia entre las curvas de indentación experimental e hipotética, extendida hasta la máxima profundidad de penetración, para la cual se alcanzó la máxima longitud de grieta.

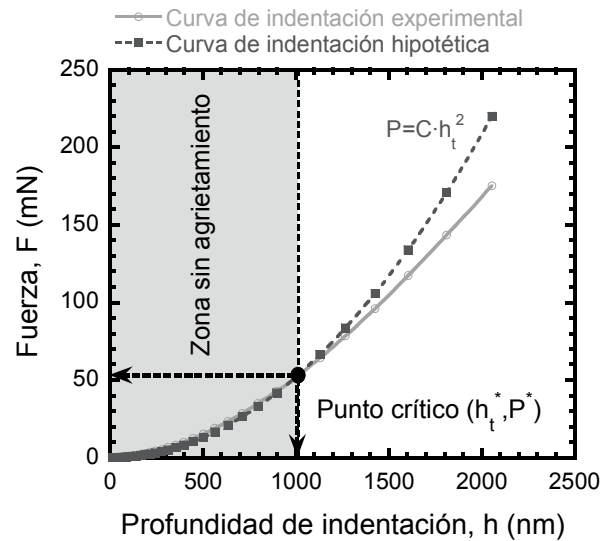


Figura 4. Comparativa entre las curvas fuerza-profundidad de indentación tanto experimental como hipotética.

La tabla 1 resume los valores obtenidos de tenacidad de fractura utilizando la metodología energética alternativa.

Las grietas generadas como consecuencia del proceso de indentación en el esmalte se caracterizaron por presentar una trayectoria en zigzag, en un intento de rodear los prismas del esmalte a lo largo de la intercara proteínica que los envuelve, lo que ayudó a disipar más energía. Esta circunstancia sugiere que para las grietas, es más difícil atravesar los prismas de esmalte que rodearlos a través de su envoltura proteínica. Este mismo fenómeno fue también observado por otros investigadores [13]. Por lo tanto, la mayoría de las grietas originadas en el esmalte, como consecuencia del proceso de indentación, se caracterizaron por no estar contenidas en un plano definido por la dirección de la carga de indentación, tal y como se requiere para poder aplicar las ecuaciones semi-empíricas (1) y (2).

La tenacidad de fractura obtenida en este trabajo aplicando la metodología energética, de acuerdo con la ecuación (3), son similares a los valores publicados por Rasmussen y Patchin [16] y a los obtenidos por otros autores que han utilizado métodos tradicionales para evaluar la tenacidad de fractura del esmalte. Bechtle y colaboradores [18] utilizaron un ensayo de flexión de tres puntos para estimar la tenacidad de fractura del esmalte, obteniendo valores que van desde 0,8 hasta 1,5 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ al comienzo de la propagación de grietas de hasta 4,4 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ para una extensión de fisura de 500 micras. En el trabajo publicado recientemente por Bajaj

y Arola [14], los valores de tenacidad de fractura obtenidos a partir de probetas CT, consistentes en cubos de esmalte humano montadas en resina epoxi, varió desde 0,5 hasta 0,8 MPa \sqrt{m} al comienzo de la propagación de grietas de hasta 2,4 MPa \sqrt{m} para una extensión de grieta de 1,5 mm.

5. CONCLUSIONES

En este trabajo, se ha desarrollado una metodología energética alternativa, adaptada a los resultados obtenidos de la indentación instrumentada. El método se basa en la variación de la rigidez de contacto debido al proceso de agrietamiento. Los valores obtenidos con esta metodología, son similares a los obtenidos por otros autores que utilizan ensayos tradicionales para evaluar la tenacidad de fractura del esmalte.

REFERENCIAS

[1] Von Koenigswald, W., Sander, P.M., Tooth Enamel Microstructure. Von Koenigswald, W., Sander, P.M., editors. Taylor & Francis publisher. 37-41 Mortimer Street, London, W1T 3JH, 1997.

[2] Eisenmann, D.R., Enamel structure. In: Oral Histology. Development, Structure and Function. AR Ten Cate editor. St. Louis, pp. 218-235, 1998.

[3] Lawn, B.R., Evans, A.G., Marshall, D.B., Elastic/plastic indentation damage in ceramics: The median/radial crack system. *Journal of the American Ceramic Society* 63, pp. 574-581, 1980.

[4] Anstis, G.R., Chantikul, P., Lawn, B.R., Marshall, D.B., *A Critical Evaluation of Indentation Techniques for measuring Fracture Toughness: I, Direct Crack Measurements.* *Journal of the American Ceramic Society* 64, pp. 533-538, 1981.

[5] Laugier, M.T., *New formula for indentation toughness in ceramics.* *Journal of Materials Science Letters* 6, 355-356, 1987.

[6] Ouchterlony, F., *Stress intensity factors for the expansion loaded star crack.* *Engineering Fracture Mechanics* 8, pp. 447-448, 1976.

[7] Li, X., Diao, D., Bhushan, B., *Fracture mechanisms of thin amorphous carbon films in nanoindentation.* *Acta Materialia.* 45, pp. 4453-4461, 1997.

[8] Chen, J., Bull, S.J., *Modelling the limits of coating toughness in brittle coated systems.* *Thin Solid Films.* 517, pp. 2945-2952, 2009.

[9] Oliver, W.C., Pharr, G.M., *An improved technique for determining hardness and elastic modulus using*

load and displacement sensing indentation experiments. *Journal of Material Research* 7, pp. 1564-1583, 1992.

[10] Garrido, M.A., Giráldez, I., Ceballos, L., Gómez del Río, M.T., Rodríguez, J., *Nanotribological behaviour of tooth enamel rod affected by bleaching treatment.* *Wear* 271, pp. 2334-2339, 2011.

[11] Xu, H.H.K., Smith, D.T., Jahanmir, S., Romberg, E., Kelly, J.R., Thompson, V.P., Rekow, E.D., *Indentation damage and mechanical properties of human enamel and dentin.* *Journal of Dental Research* 77, pp. 472-480, 1998.

[12] Soderholm, K.J., *Review of the fracture toughness approach.* *Dental Materials* 26, pp. 63-77, 2010.

[13] Hassan, R., Caputo, A.A., Bunshash, R.F., *Fracture toughness of human enamel.* *J. Dental Research.* 60, pp. 820-827, 1981.

[14] Bajaj, D., Arola, D.D., *On the R-curve behavior of human tooth enamel.* *Biomaterials* 30, pp. 4037-4046, 2009.

[15] Van der Linden, A.H.I.M., Booij, M., ten Bosch, J.J., Arends, T., *Protein loss of bovine dental enamel during in-vitro subsurface demineralization.* *Archives of Oral Biology* 30, pp. 645-650, 1985.

[16] Rasmussen, S.T., Patchin, R.E., *Fracture Properties of Human Enamel and Dentin in an Aqueous Environment.* *Journal of Dental Research* 63, pp.1362-1368, 1984.

[17] Kick, F., *Das Gesetz der proportionalen Widerstande und seine Anwendung,* Art, Felix, Leipzig, 1885.

[18] Bechtle, S., Habelitz, S., Klocke, A., Fett, T., Schneider, G.A., *The fracture behaviour of dental enamel.* *Biomaterials.* 31, pp. 375-384, 2010.

ANÁLISIS NUMÉRICO DE LA RESPUESTA MECÁNICA DE UN ANEURISMA DE AORTA ASCENDENTE HUMANA

C. García-Herrera¹ *, V. Yáñez¹ y D. Celentano²

¹ Departamento de Ingeniería Mecánica, Universidad de Santiago de Chile. Avenida Bernardo O'Higgins 3363, Santiago de Chile, Chile.

* E-mail: claudio.garcia@usach.cl

² Departamento de Ingeniería Mecánica y Metalúrgica, Pontificia Universidad Católica de Chile, PUC.

Avenida vicuña Mackenna, Santiago de Chile, Chile

E-mail: dcelentano@puc.ing.cl

RESUMEN

Este trabajo presenta la simulación del comportamiento mecánico *in-vivo* de un aneurisma de aorta ascendente bajo condiciones fisiológicas de presión normal e hipertensión. Los casos estudiados corresponden a las arterias adultas con patología cardiovascular, específicamente afectada por el síndrome de Marfan. En primer lugar, el tejido de este grupo se caracteriza a través de mediciones *in-vitro* de ensayos de tracción que permiten derivar los parámetros del material para un modelo constitutivo hiperelástico isotropo. Luego, estos parámetros del material se utilizan en la simulación del aneurisma de aorta ascendente sometido a presión normal e hipertensión bajo diferentes condiciones respecto al movimiento de la raíz aórtica. En general, los resultados numéricos obtenidos no sólo proporcionan una descripción realista del comportamiento mecánico del vaso sino que también aportan un conjunto de datos relevantes que permiten la definición adecuada de los criterios de esfuerzo capaz de predecir su rotura.

ABSTRACT

This paper presents the simulation of the *in-vivo* mechanical behavior of an aneurysm of the ascending aorta under physiological conditions of normal pressure and hypertension. The case studies are for adult arteries with cardiovascular disease, specifically affected by the Marfan syndrome. First, the tissue of this group is characterized by *in-vitro* measurements of tensile tests that allow the material parameters derived for an isotropic hyperelastic constitutive model. Then, these material parameters used in the simulation of ascending aortic aneurysm under normal pressure and hypertension under different conditions related to the motion of the aortic root. In general, the numerical results do not only show a realistic description of the mechanical behavior of the vessel but also provide a set of relevant data that allow the proper definition of criteria to predict its stress rupture.

PALABRAS CLAVE: Aneurisma de Aorta, Comportamiento mecánico, Elementos finitos

1. INTRODUCCIÓN

Las enfermedades cardiovasculares constituyen en Chile la primera causa de muerte generando 24.000 muertes anuales [1]. Algunas de ellas están relacionadas con roturas o deterioros del comportamiento mecánico de la pared arterial. Un claro ejemplo es el síndrome de Marfan (SMF), el cual es un trastorno genético autosómico dominante que afecta las fibras elásticas del tejido conectivo. Esta afección, comúnmente sobre la aorta, genera disecciones y aneurismas de la aorta torácica, presentando dilataciones en la porción ascendente, frecuentemente en las cercanías de la raíz aórtica. Producto de lo anterior, la respuesta mecánica del vaso se ve comprometida, reduciendo la capacidad

elástica y la resistencia mecánica de la pared aórtica. Además, el rápido crecimiento aórtico conlleva a un alto riesgo de rotura y/o disección a edades tempranas de los pacientes diagnosticados, cuya esperanza de vida disminuye y podría conducir a la muerte. La problemática descrita ha motivado el interés en desarrollar modelos numéricos que predigan el comportamiento de los grandes vasos que, en conjunto con los ensayos experimentales, aporten información relevante para la práctica médica. Específicamente, para el SMF y su correlación con los aneurismas de aorta torácica ascendente (AATA), existe escasa información. Principalmente se han llevado a cabo seguimientos clínicos y observación mediante ecocardiografía (procedimiento no invasivo), de los cambios

dimensionales del diámetro y la tasa de crecimiento aórtico, de manera de estratificar el riesgo de ruptura bajo la dilatación de la aorta ascendente asociado especialmente al predictor de diámetro aórtico máximo y factores no patológicos [2, 3]. Se ha analizado el material que constituye la pared del aneurisma a través de ensayos de tracción uniaxial [4, 5, 6,7], el que proporciona información relevante para la respuesta mecánica del material y las condiciones de rotura del mismo. Además, se han incorporado indicadores para estimar localmente la elasticidad y la rigidez aórtica [7, 8, 9] en su porción ascendente y, junto con la medición de esfuerzos de rotura, se ha logrado cuantificar la resistencia de la pared, encontrando diferencias direccionales y regionales importantes en las propiedades mecánicas [5].

Los modelos constitutivos en el marco de la mecánica de medios continuos permiten modelar adecuadamente la respuesta de este tipo de materiales. Se han publicado simulaciones numéricas mediante la formulación de elementos finitos y modelos constitutivos isótropos y anisótropos. Beller et al. [10, 11], presentaron un modelo geométrico simplificado del arco y la parte ascendente de la aorta para pacientes sanos y aneurismáticos (dilatación en la porción ascendente y la raíz aórtica asociado al SMF), para evaluar la influencia del desplazamiento de la raíz aórtica y la presión sobre el estado de esfuerzos de la pared de la aorta considerando, para ambos casos, un material incompresible, homogéneo, elástico lineal e isótropo. No se incluye en el análisis el efecto del ligamento arterioso y las consideraciones intrínsecas del material, como lo son las tensiones residuales. En ambos análisis se encontró que, tanto el desplazamiento de la raíz aórtica como la hipertensión, aumentan significativamente la tensión longitudinal en la aorta ascendente. Además, la insuficiencia aórtica sin duda conduce a un incremento del volumen sistólico como un mecanismo de compensación y sugiere, también, un aumento del desplazamiento de la raíz aórtica en su dirección axial [11]. Recientemente, Nathan et al. [12], analizaron, mediante un modelo geométrico real de aorta torácica, la patogénesis de la disección aórtica, asociando factores de riesgo identificados que indican incrementos de esfuerzos en la aorta, tales como: diámetro aórtico e hipertensión, o bien por la disminución de la resistencia en las capas internas de la pared como la producida por el SMF.

El objetivo de este trabajo es simular numéricamente el comportamiento mecánico de un aneurisma de aorta ascendente afectada por el SMF bajo condiciones fisiológicas. El material y los métodos se exponen en la Sección 2. Particularmente, el interés se centra en la porción ascendente de la aorta aneurismática afectada por el SMF. La respuesta mecánica de la pared es analizada usando un modelo constitutivo hiperelástico e isótropo ajustado y analizado en la literatura [7]. Usando este modelo, se presentan en la Sección 3 los resultados numéricos del campo de tensiones bajo las condiciones fisiológicas normotensa (120 mmHg) e

hipertensa (160 mmHg). En la Sección 4, se discuten los resultados numéricos obtenidos, proporcionando una descripción del comportamiento mecánico de la aorta aneurismática, con el fin de predecir estados de peligrosidad mecánica, asociando criterios respecto a los niveles de esfuerzos alcanzados en la pared del aneurisma.

2. MATERIALES Y MÉTODOS

El material utilizado en los ensayos realizados en este trabajo se obtuvo con la colaboración del Hospital Puerta de Hierro de Madrid. En todos los casos las muestras se extrajeron de acuerdo con los protocolos establecidos por el Comité de Ética de dicho Hospital [13] de operaciones de aneurismas en pacientes con el SMF (adultos entre 38 y 62 años [7]).

El comportamiento del material se considera incompresible debido al gran porcentaje de agua contenido en el [7]. Para predecir su respuesta mecánica, normalmente se utilizan modelos constitutivos hiperelásticos cuyas formulaciones detalladas puede consultarse en [7]. En este trabajo se considera el modelo de Demiray cuya expresión de energía elástica se escribe como:

$$W=(a/b) [\exp [(b/2) (I_1-3)]-1] \quad (1)$$

Donde a y b son los parámetros del modelo, I_1 es el primer invariante del tensor derecho de Cauchy Green C ($I_1=trC$), donde tr indica la traza del tensor.

Los segmentos de aorta analizados provienen de pacientes sometidos a operaciones de implantación de prótesis vascular, de los que fue analizada su respuesta mecánica mediante el ensayo de tracción en trabajos anteriores [7]. A partir de las curvas experimentales tensión real – alargamiento, se ajustó el modelo constitutivo de Demiray, obteniendo los parámetros $a=79,613$ kPa y $b=3,152$.

3. RESULTADOS

3.1 Geometría y condiciones de contorno

La geometría simplificada del modelo 3D usado en la simulación numérica se obtuvo a partir de las muestras [10] de pacientes e imágenes conseguidas a través de técnicas clínicas de otros autores [14], además de un estudio anatómico de las dimensiones de la aorta. De los datos experimentales registrados por Beller et al. [10, 11], se extrajo el movimiento asociado a la interacción de la raíz aórtica y el ventrículo izquierdo del corazón. El desplazamiento axial de la raíz aórtica obtenido para pacientes sanos fue de 8,9 mm y el giro fue de 6° (véase Figura 1). Por otro lado, como lo especifica García-Herrera [7], algunos movimientos no están completamente impedidos, debido principalmente al aumento o disminución del diámetro en los extremos del arco aórtico y sus arterias de salida durante el trabajo fisiológico. Adicionalmente, la porción dañada producto del SMF afecta sólo a la zona aneurismática

(aorta ascendente). Por lo tanto, las propiedades de la zona enferma difieren de las del resto de la aorta, en donde se consideró una transición lineal entre las propiedades sanas y patológicas del modelo.

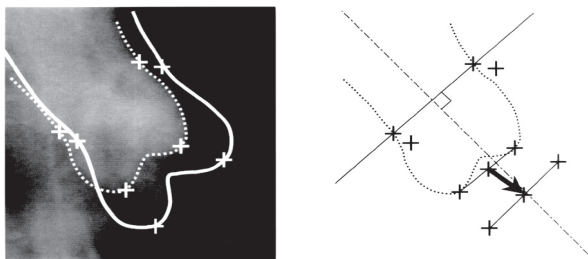


Figura 1. Movimiento de la raíz aórtica. La flecha representa el desplazamiento axial de la raíz [10].

Es por ello que, finalmente, se incluyen tres tipos de restricciones cinemáticas. En primer lugar, el movimiento de la raíz aórtica, que consiste en un desplazamiento axial de $u = 8,9$ mm y una rotación de $\beta = 6^\circ$. En segundo lugar, los otros cuatro bordes del arco aórtico se fijan axialmente y sin restricciones a lo largo de la dirección radial. En último lugar, el efecto del ligamento arterioso es tenido en cuenta por medio de un elemento de muelle con una rigidez de diez veces mayor que la del tejido del arco aórtico. Todas estas condiciones de contorno se muestran en la Figura 2.

3.2 Estimación esfuerzos iniciales

Las tensiones iniciales *in-vivo* presentes en las distintas arterias del arco aórtico se estiman en este trabajo para una presión diastólica 80 mmHg. Las tensiones iniciales se cuantifican considerando un modelo numérico elástico lineal, tal que el campo de tensiones iniciales se equilibre con la carga de presión interior con la condición de que los desplazamientos y deformaciones sean muy pequeños. De esta manera, se logra que la geometría deformada esté muy cerca a la geometría inicial, obteniendo que la variación máxima del diámetro fue inferior al 2%. El esfuerzo principal del campo de tensiones iniciales se muestra en la Figura 3.

3.3 Contornos de esfuerzos

La respuesta mecánica de la aorta humana es simulada bajo condiciones fisiológicas *in-vivo*, normales e hipertensas. Se presentan tres casos (véase Tabla 1) para contrastar los efectos de las condiciones impuestas sobre la respuesta mecánica de la aorta. Esta clasificación se aplica principalmente sobre el desplazamiento axial de la raíz aórtica, y no en el giro debido a la baja influencia de éste sobre el comportamiento del vaso [10]. Asimismo, se aplicaron dos condiciones de carga: normotensa e hipertensa.

La malla de elementos finitos utilizada en las simulaciones se compone de 55.535 nodos y 43.976 elementos hexaédricos isoparamétricos. En el espesor de la pared fueron considerados cuatro elementos, con

el fin de capturar correctamente los gradientes radiales de tensión.

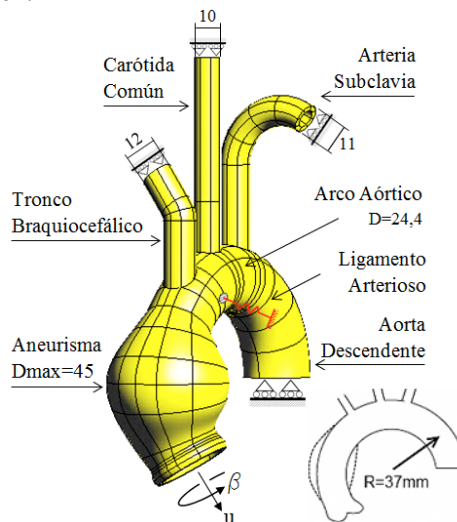


Figura 2. Geometría y condiciones de borde para un aneurisma de aorta ascendente (configuración diastólica a 80 mmHg). Dimensiones en mm.

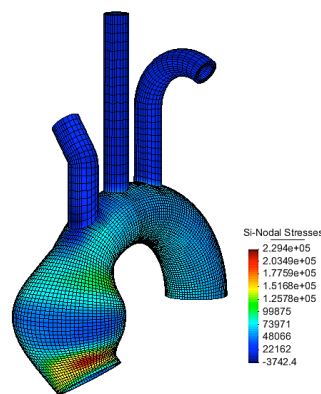


Figura 3. Tensión principal en Pa a 80 mmHg.

Tabla 1. Clasificación de los casos estudiados.

Caso	P [mmHg]	Condición borde raíz aórtica	
		u [mm]	b [°]
AATA 1	120	4,3	6
	160		
AATA 2	120 (control)	8,9	6
	160		
AATA 3	120	15,0	6
	160		

AATA = Aneurisma de aorta torácica ascendente.

En el análisis de los esfuerzos, se estableció cada sección y región de interés, como se muestra en la Figura 4. La tensión máxima principal (σ_1) de la configuración deformada del aneurisma se expone gráficamente en la Figura 5, para los distintos casos y cargas fisiológicas, mostrando los resultados de la

tensión sobre la aorta ascendente para el caso AATA 2, señalando las zonas de mayor criticidad respecto a la tensión principal máxima. Finalmente en la Tabla 2, se expone un cuadro comparativo de los resultados de σ_1 obtenidos en este estudio y los calculados en publicaciones previas [7, 10, 11].

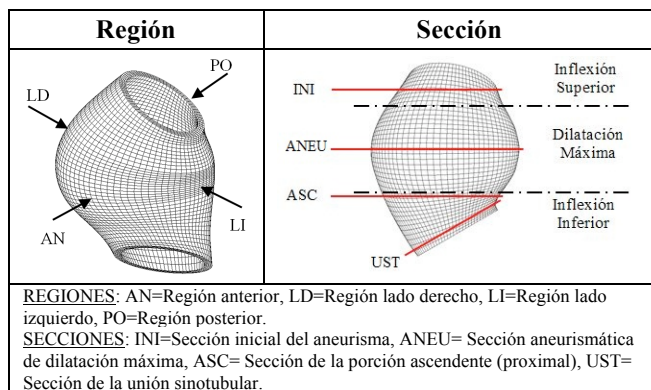


Figura 4. Representación esquemática de las secciones y regiones consideradas para el análisis.

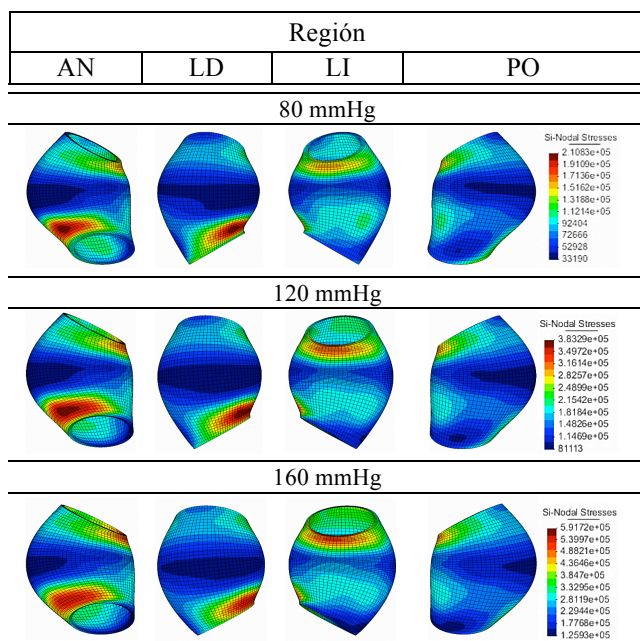


Figura 5. Distribución de esfuerzo principal sobre zona aneurismática bajo solicitaciones fisiológicas (en Pa) - caso AATA 2.

4. DISCUSIÓN

El uso de la tensión principal máxima y los valores de estiramiento que se desarrollan en aortas cargadas se han propuesto en la literatura para predecir el fallo del vaso. En particular, este problema ha sido estudiado por [15, 16, 17] definiendo como criterio el esfuerzo principal σ_1 para aortas descendentes con aneurismas. En este trabajo, el esfuerzo principal máximo es utilizado para cuantificar y comparar respecto a las mediciones realizadas mediante el ensayo de tracción,

para, finalmente, evaluar el grado de insuficiencia de la aorta aneurismática en condiciones normales de carga e hipertensión. Por otro lado, la presión y el diámetro interior de la aorta ascendente aneurismática en condiciones diastólica y sistólica (P_d , D_d y P_s , D_s , respectivamente) permiten la estimación de la capacidad de estiramiento y rigidez del vaso. Estas características se cuantifican normalmente por medio de índices relevantes en el análisis clínico [8], como lo son la distensibilidad $DC=\Delta A/(A*\Delta P)$ kPa^{-1} y el módulo incremental $E_{inc}=[3(1+A/WCSA)]/DC$ kPa , donde $\Delta A=\pi(D_s^2-D_d^2)/4$ mm^2 , con D =diámetro interno, $\Delta P=P_s-P_d$ y $WCSA=\pi(De^2-Di^2)/4$ mm^2 , con De =diámetro externo y Di =diámetro interno, ambos medidos en diástole.

El espesor promedio de la aorta ascendente en sístole alcanzó un valor medio de 1,76 mm y un diámetro máximo de 50,5 para el estado fisiológico normotenso. Con dichos valores se obtuvieron los parámetros de la Tabla 3.

Tabla 2. Cuadro comparativo de tensiones principales sobre la aorta sana y aneurismática al nivel de la sección ascendente (ASC), respecto a trabajos ya publicados. Tensiones en kPa.

Caso	Región	Cond. borde		p° mmHg	σ_{circ}	σ_{1on}	σ_1
		u [mm]	β [°]				
Beller et al. [10,11]							
Sano	--	4,3	0	120	300	220	--
Sano	--	8,9	0	120	340	320	--
Sano	--	8,9	6	120	350	320	--
Sano	--	8,9	0	180	470	410	--
Sano	--	15	0	180	470	560	--
Aneu raíz	--	4,3	0	120	330	180	--
García-Herrera [7]							
Sano	--	8,9	6	120	--	--	143
Sano	--	8,9	6	160	--	--	290
PRESENTE ESTUDIO							
AATA 1-a	AN	4,3	0	120	--	--	329
AATA 1	AN	4,3	6	120	--	--	333
AATA 2-a	AN	8,9	0	120	--	--	333
AATA 2	AN	8,9	6	120	--	--	337
AATA 3	AN	15	6	120	--	--	341
AATA 1	AN	4,3	6	160	--	--	510
AATA 2	AN	8,9	6	160	--	--	512
AATA 3	AN	15	6	160	--	--	512

La región ascendente (ASC) es más distensible, respecto a la región de dilatación máxima del aneurisma (ANEU), probablemente debido al mayor daño producto de la dilatación excesiva en aquella zona. De igual forma, la región ASC es levemente más distensible que la región de transición entre la raíz aórtica y la ascendente (UST), diferencia asociada principalmente a

la mayor rigidez presente en aquella zona. Se observa que la zona aneurismática presenta una alta distensibilidad (DC) y una rigidez levemente disminuida, reflejada en los valores de E_{inc} de las regiones ANEU, ASC y UST, en comparación con aortas sanas [7].

Para vasos de pacientes con patología arterial, parte de este tejido se encuentra dañado, disminuyendo sus propiedades elásticas, y por ende, su capacidad se verá directamente perturbada, arrojando valores de E_{inc} altos y DC reducidas, respecto a los vasos sanos. Sin embargo, el SMF produce un efecto opuesto, proporcionando aortas mucho más flexibles y distensibles en términos de E_{inc} y DC [7, 18].

Comparativamente, desde el punto de vista cualitativo y cuantitativo, el comportamiento esperado para la respuesta de la pared aórtica en su porción ascendente bajo aneurisma es consistente respecto a estudios publicados previamente [7, 9, 19, 20].

No obstante, existen leves diferencias entre los resultados obtenidos para la distensibilidad (DC) y para el módulo incremental (E_{inc}) encontrándose cercanos a los rangos experimentales. Esto se puede explicar debido a la variabilidad de las condiciones y propiedades específicas de cada muestra tomada en las mediciones experimentales.

En la Figura 5 el campo de tensiones aumenta progresivamente a medida que se incrementa la presión interna y el desplazamiento axial aplicado sobre la raíz aórtica. Respecto a esta última variable, al aumentar gradualmente su magnitud, se incrementa discretamente la tensión principal σ_1 (véase Tabla 2).

Se observa que la distribución de σ_1 sobre la pared aórtica no cambia significativamente con el aumento de la carga fisiológica (presión interna), no así su magnitud, la cual aumenta considerablemente al incrementar la carga. Además, la distribución en las zonas donde existen máximos locales de tensión, también se observó su independencia respecto a la presión aplicada. Los puntos críticos (máximos locales de tensión) de los modelos, muestran que éstos se ubican en las zonas distales o de inflexión (ver Figura 4) y no en las regiones de diámetro máximo del aneurisma propiamente tal.

Para ambas condiciones de carga (normotenso e hipertenso) se distinguieron dos zonas de mayor criticidad. La zona de inflexión superior, cuya zona crítica está en la región LI, en las cercanías de las secciones INI y ANEU, siendo claramente mayor al nivel de la sección INI. Para la zona de inflexión inferior, que abarca las secciones ASC y UST, se aprecia que las altas tensiones se alojan en torno a la región AN, presentando las mayores magnitudes en la sección ASC. Ahora bien, se destaca que en la parte de la región anterior AN, correspondiente a la porción ascendente (ASC) y cercanías de la unión sinotubular (UST), se genera la tensión principal máxima (σ_1) más elevada (orientada circunferencialmente), cuyos valores tanto para la zona interior y exterior de la pared aórtica difieren levemente. Por ejemplo, para la carga de 120

mmHg, $\sigma_1=367$ kPa (interior) y $\sigma_1=383$ kPa (exterior). En esta misma zona, para la carga de 160 mmHg, la diferencia entre la tensión principal en la pared interior y exterior se reduce alcanzando los valores de 551 kPa y 553 kPa, respectivamente.

De manera concluyente, dentro del rango de funcionamiento fisiológico (80-120 mmHg) se origina un incremento brusco para la tensión principal máxima, por sobre el 100% en la cara interior de la pared aórtica, y levemente menor para la cara exterior. El giro (β) y el desplazamiento axial (u) de la raíz aórtica, inciden levemente sobre la distribución del esfuerzo principal σ_1 , siendo el desplazamiento (u) el más influyente de ambas variables. Sin embargo, la presión interna afecta considerablemente la magnitud de σ_1 provocando incrementos cercanos al 50 %. Además en el aneurisma, si bien se presentan tensiones menores que en las zonas de inflexión, se generan esfuerzos σ_1 de magnitud considerable (aproximadamente entre 100 y 200 kPa) en la cara interior de la pared.

Notar que la importancia de la distribución del campo de tensiones en la zona de mayor criticidad (región AN, sección ASC) radica, en que según publicaciones previas [12], es ahí donde se producen las primeras roturas del tejido interno (disecciones) y probablemente su posterior fallo.

Según la Tabla 3, se puede comparar de manera directa los resultados obtenidos para el caso AATA 2 con los publicados por García-Herrera [7], en torno a la porción ascendente, donde los valores para la tensión principal para la aorta sana en condición normotensa fue de $\sigma_1=146$ kPa y para el aneurisma 337 kPa; mientras que para una condición sana hipertensa $\sigma_1=290$ kPa, y para el aneurisma 512 kPa. Quedan en evidencia los efectos de la patología y la dilatación sobre la respuesta mecánica del vaso en estudio, generando que el esfuerzo principal máximo aumente por sobre un 100% sobre la región para un estado similar de cargas.

Tabla 3. Parámetros mecánicos de las secciones analizadas.

Sección	$DC \times 10^{-3}$ [mmHg ⁻¹]	E_{inc} [kPa]
ANEU	7,92	291
ASC	10,72	163
UST	8,26	186

Por otro lado, comparativamente en relación a los valores obtenidos por Nathan et al. [12] para una arteria sana y en condición normotensa, cuyas zonas de análisis fueron la unión sinotubular (UST), la porción ascendente (ASC) en sus regiones anterior (AN) y posterior (PO); se publicaron valores para la tensión de von Mises de 430, 400 y 380 kPa, respectivamente. Para las mismas tres zonas (UST, ASC anterior y ASC posterior), con el modelo de control propuesto (AATA 2) se obtuvieron en la cara interna de la pared aórtica valores para la tensión de von Mises de 270, 350 y 170 kPa; respectivamente. Se observa que, Considerando las

suposiciones utilizadas por este autor [12], existe una sobreestimación de los esfuerzos, teniendo en cuenta que los valores encontrados en su estudio estaban referidos a pacientes sanos y el modelo constitutivo era elástico lineal.

5. CONCLUSIONES

Mediante la simulación numérica se analizó la respuesta mecánica de un aneurisma de aorta ascendente afectada por el SMF, bajo condiciones fisiológicas *in-vivo*. La metodología propuesta para estimar el campo de tensiones iniciales, proporcionó una descripción más realista del comportamiento mecánico del aneurisma sometido a cargas fisiológicas normales e hipertensión.

La tensión máxima principal, adoptada como criterio para evaluar el riesgo, permitió la determinación de las zonas críticas de la zona aneurismática. Los resultados de la simulación, muestran que a nivel del arco aórtico, la distribución de tensiones fue bastante uniforme, cuya zona de mayor tensión se halló en la zona interior de la curvatura. Ahora bien, en la zona aneurismática, se hallaron 2 zonas de alta criticidad: la región anterior (AN) de la porción ascendente (ASC) y sobre la región lateral izquierda (LI) al nivel de la sección inicial del aneurisma (INI). La mayor tensión principal σ_1 sobre la superficie interna de la pared aórtica, se encontró en la región AN en las cercanías de la sección ASC. Es importante mencionar que tanto el giro (β), como el desplazamiento axial (u) de la raíz afectan en menor grado el campo de tensiones (σ_1) del aneurisma. Además, la presión interna del vaso, afecta de manera importante la magnitud de la distribución de esfuerzos generados sobre la pared del aneurisma, siendo éste un factor de control importante sobre pacientes con esta patología.

Respecto a los índices utilizados en el análisis clínico (DC y E_{inc}), se encontraron algunas diferencias en relación a publicaciones previas, probablemente debido a las condiciones y propiedades específicas de cada muestra ensayada. A pesar de ello, éstos fueron cercanos a los rangos experimentales.

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 N° 11090266 por el soporte brindado para el desarrollo del presente trabajo.

REFERENCIAS

- 1 Medina E., Kaempffer A. *Enfermedades Cardiovasculares en Chile: Aspectos Epidemiológicos*. Revista Chilena de Cardiología, 26: 219-226, 2007.
- 2 Legget M. et al. *Aortic root complications in Marfan's syndrome: identification of a lower risk group*. Heart, 75:389-395, 1996.

- 3 Meijboom L. et al. *Pregnancy and aortic root growth in the Marfan syndrome: a prospective study*. European Heart Journal, 26: 914-920, 2005.
- 4 García-Herrera C. et al. *Análisis del comportamiento mecánico y la rotura de la pared de la aorta humana*. Anales de la Mecánica de Fractura, 1: 333-338.
- 5 Iliopoulos D. et al. *Regional and directional variations in the mechanical properties of ascending thoracic aortic aneurysms*. Medical Engineering & Physics, 31: 1-9, 2009.
- 6 Atienza J.M. et al. *Influencia de la edad y los aneurismas en la rotura de la pared aorta ascendente*. XXVII Encuentro del Grupo Español de Fractura, 2010.
- 7 García-Herrera C. *Comportamiento Mecánico de la Aorta Ascendente: Caracterización Experimental y Simulación Numérica*. Tesis doctoral: Universidad Politécnica de Madrid, 2008.
- 8 Laurent S. et al. *Expert consensus document on arterial stiffness: methodological issues and clinical applications*. European Heart Journal, 27: 2588-2605, 2006.
- 9 Nollen G. J. *Aortic stiffness and diameter predict progressive aortic dilatation in patients with Marfan syndrome*. European Heart Journal, 25: 1146-1152, 2004.
- 10 Beller C. et al. *Role of aortic root motion in the pathogenesis of aortic dissection*. Circulation, 109: 763-769, 2006.
- 11 Beller C. et al. *Increased aortic wall stress in aortic insufficiency: Clinical data and computer model*. European Journal of Cardio-thoracic Surgery, 27: 270-275, 2005.
- 12 Nathan D. P. *Pathogenesis of Acute Aortic Dissection: A finite element stress analysis*. The Annals of Thoracic Surgery, 91: 458-463, 2011.
- 13 Goicolea J. et al. *Biomecánica aórtica y su correlación in vivo, estudio del comportamiento mecánico y de la rotura de aorta y su correlación ecocardiográfica, histológica y molecular. Protocolo de extracción de muestras*. Hospital Universitario Puerta de Hierro. 2006.
- 14 Soler R. et al. *Resonancia magnética de los aneurismas torácicos*. Congreso de la SERAM 2010.
- 15 Di Martino E.S., Vorp, D.A. *Effect of variation in intraluminal thrombus constitutive properties on abdominal aortic aneurysm wall stress*. Annals of Biomedical Engineering, 31: 804-809, 2006.
- 16 Li Z., Kleinstreuer C. *A new wall stress equation for aneurysm-rupture prediction*. Annals of Biomedical Engineering, 33: 209-213, 2005.
- 17 Vorp D.A. *Biomechanics of abdominal aortic aneurysm*. Journal of Biomechanics, 40:1887-1902, 2007.
- 18 Tobaruela A. et al. *Propiedades mecánicas y resistencia de aortas ascendentes patológicas*. Anales de mecánica de la fractura 28, vol. 1, 2011
- 19 Rose J. L. et al. *Influence of age and sex on aortic distensibility assessed by MRI in healthy subjects*. Magnetic Resonance Imaging, 28: 255-263, 2010.
- 20 Koullias G. et al. *Mechanical deterioration underlies malignant behavior of aneurysmal human ascending aorta*. The Journal of Thoracic and Cardiovascular Surgery, 130: 667-683, 2005.

FRACTURA DE MATERIALES CERÁMICOS Y PÉTREOS

ESTUDIO DEL COMPORTAMIENTO MECÁNICO Y EN FRACTURA DE UN HORMIGÓN AUTOCOMPACTANTE CON FIBRAS DE POLIOLEFINA

M. G. Alberti¹, A. Enfedaque¹, J.C. Gálvez¹

¹Departamento 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: mgalberti@caminos.upm.es

RESUMEN

El uso de hormigón autocompactante se ha convertido en algo habitual desde su aparición a finales de la década de los 80 gracias a la reducción de costes de mano de obra, la buena calidad del acabado superficial y su uso en piezas fuertemente armadas. Por otro lado, los hormigones reforzados con fibras aportan una mejora en las propiedades mecánicas que puede permitir la reducción de armados y, en general, mejorar la respuesta del material ante todo tipo de solicitaciones, especialmente de tracción.

En este trabajo se ha estudiado el comportamiento mecánico de un hormigón autocompactante con fibras de poliolefina. Se han obtenido resultados de caracterización mecánica y de fractura de un hormigón autocompactante de referencia sin fibras y de tres dosificaciones con fibras desde 3 kg/m³ hasta 6 kg/m³. Estos resultados han proporcionado un notable incremento en los valores de resistencia post-fisuración y de energía de fractura sin perjuicio de sus propiedades autocompactantes en estado fresco.

ABSTRACT

Since the development of the first Self-Compacting Concrete in the late 80's, its use has become widespread due to the reduction of the labor costs, the good finishing quality and the achieving of the necessary fluidity for congested reinforced pieces. Furthermore, Fiber Reinforced Concrete provides improvements of the mechanical properties which may even permit the reduction of the reinforcement.

The mechanical behavior of a Self-Compacting Concrete with polyolefin fibers has been explored in this research. Results for mechanical properties and for fracture and post-cracking toughness have been obtained. The experimental campaign has been performed for a plain Self-Compacting Concrete and for three different fiber dosages from 3 kg/m³ to 6 kg/m³. These results show a significant enhancement of the post-cracking strength and the fracture energy without harming in the concrete self-compacting properties in fresh state.

PALABRAS CLAVE: Hormigón Autocompactante, Hormigón Reforzado con Fibras, Fractura, Fibras de poliolefina

1. INTRODUCCIÓN

Las ventajas tecnológicas del hormigón autocompactante (HAC) han extendido el uso de este tipo de hormigón debido a su facilidad de ejecución, su calidad y las prestaciones mecánicas que se obtienen [1,2]. Se define como hormigón autocompactante (EHE-08) [3] aquél que, como consecuencia de una dosificación estudiada y del efecto de aditivos súper-plastificantes específicos, se compacta por la acción de su propio peso, sin necesidad de energía de vibración ni de cualquier otro medio de compactación, no presentando segregación, bloqueo de árido grueso, sangrado ni exudación de la lechada.

En contraposición, el HAC, debido a su mayor contenido de cemento, puede presentar problemas de retracción endógena que puede dar lugar a la formación de fisuras [4]. Para conseguir la autocompactabilidad en estado fresco y evitar tan elevadas cantidades de cemento se incorpora el filler, que permite reducir el calor de hidratación, la retracción y aporta cohesión a la mezcla. Además de los aditivos súper-plastificantes, en muchas ocasiones son necesarios aditivos modificadores

de viscosidad. Todo esto supone un encarecimiento del producto.

Los hormigones reforzados con fibras (HRF) se definen como aquellos hormigones que incluyen en su composición fibras cortas, discretas y aleatoriamente distribuidas en su masa [3]. La aportación de fibras permite controlar los problemas de la fisuración por retracción [5]. Sin embargo, la principal prestación que aportan las fibras es la mejora frente a los esfuerzos de flexión y tracción, principal debilidad de los materiales cementicios y que podría, incluso, permitir la reducción del armado de acero convencional.

La adición de fibras al hormigón, retarda la propagación de fisuras aportando tenacidad e incrementando la resistencia a tracción y flexotracción [6]. Se consigue, además, una mejora del confinamiento y el anclaje de armaduras [3] y, por lo tanto, una mejora en las propiedades mecánicas del hormigón armado. Existen en el mercado fibras de diversos materiales (acero, vidrio, poliméricas, de carbono, naturales, etc.) y formas (superficies lisas o rugosas, con anclajes y patillas, etc.) por lo que la elección del tipo de fibra y la proporción

del aporte al hormigón son esenciales para la obtención de las prestaciones deseadas en el HRF [7].

Desde el punto de vista estructural, el uso de hormigón reforzado con fibras de acero es el que está más extendido y estudiado tanto en esfuerzos de flexión como de cortante, o en fatiga o fractura [8,9]. El punto débil de estas fibras es la durabilidad porque el espesor de recubrimiento no protege las fibras de acero de la corrosión debido a que la distribución de fibras es igual en todos los puntos y por tanto puede haber muchas fibras sin recubrimiento adecuado. La aparición de las fibras poliméricas, más estables químicamente, supuso una solución a los problemas de durabilidad observados en las fibras de acero. Las fibras sintéticas de polipropileno, debido a su bajo módulo de elasticidad, han sido utilizadas generalmente para reducir la fisuración por retracción y no como refuerzo estructural. Aunque proporcionan alguna mejora en el comportamiento mecánico en estado endurecido, es cuando el hormigón es aun plástico cuando proporcionan beneficios [5] para controlar la microfisuración.

Las fibras de poliolefina son fibras poliméricas con propiedades mecánicas mejoradas. Estas fibras han permitido aproximar el comportamiento post-fisuración de hormigones reforzados con fibras de poliolefina al de los hormigones reforzados con fibras de acero con contenidos en peso mucho menores [10].

En el presente trabajo, se estudia la unión de las propiedades autocompactantes del HAC con el efecto de la aportación de fibras de poliolefina (HACRF). Para ello, se ha dosificado un HAC con un contenido moderado de cemento y con resistencias características a compresión en el rango de los usos más habituales de la construcción. Con esta dosificación se pretende caracterizar un hormigón competitivo y evaluar las prestaciones del HACRF en estado endurecido. Se ha realizado un estudio comparativo de las propiedades mecánicas de tres hormigones con fibras de poliolefina, variando sus contenidos de fibras entre 3 kg/m³ y 6 kg/m³ y con el objetivo de caracterizar su comportamiento mecánico.

2. CAMPAÑA EXPERIMENTAL

Tras la realización de los ensayos de ajuste necesarios, se definieron cuatro mezclas, todas ellas sobre la base de una dosificación de HAC patrón. Así, además del hormigón sin fibras (HAC) se fabricaron hormigones con contenidos de fibras de 3 kg/m³ (HAC3), 4,5 kg/m³ (HAC4,5) y 6 kg/m³ (HAC6).

De cada una de las mezclas se obtuvieron resultados de autocompactabilidad en estado fresco, de caracterización mecánica y de comportamiento post-fisuración mediante ensayos de flexión en tres puntos con entalla.

2.1 Dosificación y caracterización en estado fresco

Para la fabricación de HAC se pueden emplear los mismos áridos que para el hormigón convencional sin especificaciones físico-químicas particulares [11]. No obstante, para poder asegurar el comportamiento en estado fresco que define al hormigón autocompactante, es necesario conocer y controlar la calidad y la regularidad de los áridos. La distribución de tamaños de las partículas es la que confiere al hormigón su comportamiento en estado fresco. Para este trabajo se utilizan áridos silíceos machacados. El tamaño máximo de la grava es de 12,7 mm y su módulo granulométrico es de 6,94. En el caso de la gravilla y la arena, los módulos granulométricos son 5,83 y 2,66 respectivamente.

Se añadió también un filler calizo con las siguientes características aportadas por el fabricante:

- Blaine: 4000-4500 gr/cm²
- % CaCO₃ > 98% en peso
- Retenido en tamiz de 0,045 mm < 0,05 %

En cuanto al cemento, para la confección de los hormigones se utilizó un cemento CEM I 52,5 R/SR.

Los aditivos químicos son un componente fundamental para los HAC [3,11] y en este caso se utilizó súperplastificante SikaViscoCrete-5720. Para no encarecer la mezcla se prescindió de aditivos modificadores de viscosidad.

Las propiedades medias de las fibras de poliolefina aportadas por el fabricante son:

- Longitud : 60 mm
- Densidad: 0,910 gr/cm³
- Diámetro equivalente: 0,903 mm
- Resistencia a tracción: > 500 MPa
- Módulo de Elasticidad: > 9 GPa

Conocidos y seleccionados los materiales se realizaron ensayos previos para el ajuste de la dosificación tanto sin fibras como con el máximo contenido de fibras a estudiar. En la Tabla 1 se muestra la dosificación definitiva escogida. El hormigón se fabricó con una hormigonera de eje vertical de 100 litros de capacidad y las probetas fueron hormigonadas a temperatura de laboratorio.

Tabla 1. Dosificación de HAC por m³ de cada hormigón

Cemento (kg/m ³)	375
Agua (kg/m ³)	187,5
Filler calizo (kg/m ³)	200
Arena (kg/m ³)	917,7
Gravilla (kg/m ³)	244,7
Grava (kg/m ³)	367,1
Superplastificante	1,25%
Relación a/c	0,50
Relación a/finos	0,31

Se caracterizó el hormigón en estado fresco mediante el Ensayo de escurrimiento (UNE-EN: 12350-8) [12] y el Ensayo del embudo en V (UNE-EN: 12350-9) [13]. La Tabla 2 contiene los resultados medios que se obtuvieron.

Tabla 2. Ensayos en estado fresco

Ensayo	Parámetro medido	HAC	HAC3	HAC4,5	HAC6
Extensión de flujo	$T_{50}(s)$	3,5	3	3,5	4
	$d_f(mm)$	605	642	600	590
Embudo en "V"	$T_V(s)$	8	12	11	16

Todos los resultados están dentro de los rangos admisibles de autocompactabilidad, no presentando segregación ni bloqueos de la masa de hormigón a pesar de la presencia de fibras. En la Figura 1 puede verse el resultado del Ensayo de escurrimiento con 4,5 kg/m³ de fibras, observándose una distribución de fibras homogénea, la forma prácticamente circular de la torta y sin segregación en el borde.



Figura 1. Aspecto visual de la "torta" de la dosificación HAC4,5 tras el Ensayo de escurrimiento.

2.2 Caracterización de las propiedades mecánicas

Con cada una de las dosificaciones se fabricaron 3 probetas prismáticas de dimensiones 430x100x100 mm³ y 8 probetas cilíndricas de 300 mm de altura y 150 de diámetro. Estas probetas se mantuvieron las primeras 24 horas en los moldes a temperatura de laboratorio y se introdujeron posteriormente en una cámara de curado a 20°C y humedad relativa del 95%.

Con 8 de las probetas cilíndricas se realizaron ensayos de resistencia a compresión simple a 7 y 28 días [14] y módulo de elasticidad a 28 días [15]. Se realizaron, además, ensayos de tracción indirecta (ensayo brasileño) a 28 días [16]. Los valores medios obtenidos de resistencia característica y módulo de elasticidad se muestran en la Tabla 3.

Tabla 3. Ensayos caracterización mecánica

Ensayo	HAC	HAC3	HAC4,5	HAC6
Módulo de elasticidad(GPa)	34,6	31,2	31,6	36,1
R. Compresión, 7 días (MPa)	35,8	34,6	31,2	31,6
R. Compresión, 28 días(MPa)	39,0	42,3	38,5	41,4
R. Tracción (MPa)	3,78	4,38	4,18	4,09

2.4. Ensayos de fractura

Con las probetas prismáticas de dimensiones 430x100x100 mm³, se realizaron ensayos de flexión en tres puntos con entalla según la recomendación RILEM TC-187-SOC [17].

Para el desarrollo de estos ensayos, se eligió una luz 3D, siendo D, el canto de la viga. En el centro de la luz se realizó la entalla de profundidad D/3. El control del ensayo se realizó con la apertura de los labios de la fisura (CMOD). Para la medición de la flecha durante el ensayo, se colocaron dos dispositivos paralelos LVDT uno a cada lado de la probeta. Los valores de carga y posición del actuador de la máquina quedaron también registrados simultáneamente.

En las probetas de hormigones con fibras, debido a los mecanismos de absorción de energía en el proceso de post-fisuración (bien por rotura de la fibra, por arrancamiento, por puenteo de la fisura, por pérdida de adherencia o por fisuración de la matriz) [18], se producen deformaciones muy superiores a las que se producen en hormigones convencionales sin producirse el colapso como se aprecia en las Figura 2. Por ello, se superó el rango de medición del dispositivo destinado a medir el CMOD y se programó el cambio de control a posición del actuador de la máquina una vez el dispositivo CMOD saturaba. De este modo se pudieron obtener valores con flechas muy superiores a las que corresponderían con el valor de CMOD máximo recogido. Para poder cumplir los valores de la recomendación RILEM-187-SOC [17], se calcularon las velocidades de apertura hasta el cambio de control a posición y se programó el ensayo. El ensayo se detuvo en todos los HACRF sin alcanzar la fractura de las probetas, comprobándose el importante incremento en la ductilidad y capacidad de deformación que aportan las fibras.



Figura 2. Probeta de HAC4,5 después del ensayo de fractura y efecto de "puenteo" de la fibra.

3. RESULTADOS DE LOS ENSAYOS DE FRACTURA

Se realizaron tres ensayos de cada mezcla y de cada ensayo se registraron los valores de apertura de fisura, flecha a ambos lados de la probeta, carga aplicada y desplazamiento del actuador de la máquina. Estos datos se trataron según la recomendación RILEM TC-187-SOC [17]. En la Figura 3 se pueden ver las curvas Fuerza-desplazamiento de las probetas con fibras.

Con los valores obtenidos de flecha se calcularon los valores medios de energía de fractura que se presentan en la Tabla 4. En las probetas con fibras se obtuvieron dos valores: uno con los valores de flecha cuando se detiene el ensayo y otro con los valores de flecha hasta 5 mm. Esto se hizo para que los resultados se pudieran comparar pero también porque a partir de aproximadamente 5 mm de flecha se observó que la carga descendía en todos los casos y las deformaciones se correspondían con una flecha de $L/60$, que superaba el rango habitual en el ámbito de las estructuras de hormigón.

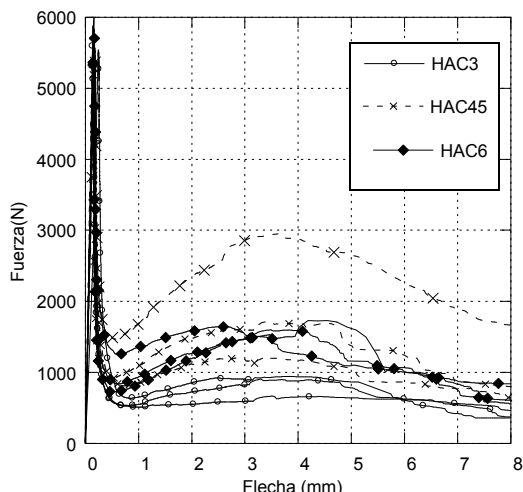


Figura 3. Curvas Fuerza –desplazamiento de los ensayos de fractura de los hormigones con fibras de poliolefina.

Tabla 4. Energía media de fractura (G_F) en N/m.

	HAC	HAC3	HAC4,5	HAC6
G_F hasta 5 mm	130	645	1292	1086
G_F ensayo	130	927	2184	1660

Para el análisis se extrajeron los valores medios de carga máxima (carga pico) (F_L), carga mínima post-fisuración en el cambio de curvatura (F_{min}) y la carga remanente post-fisuración (F_{rem}), la máxima que se obtuvo después de F_{min} para cada una de las dosificaciones. Se obtuvo también la carga correspondiente con el valor de CMOD igual a 0,5 y 2,5 mm ($F1$ y $F3$). Con estas cargas, se calcularon las resistencias correspondientes a la carga máxima ($f_{ct,l}$) y los correspondientes con CMOD igual a 0,5 y 2,5 mm ($f_{R,1}$ y $f_{R,3}$). Estos son los valores que fija la norma UNE-

EN 14651 [19], y que se obtienen a partir de los de carga con la expresión (1):

$$f_{ct,j} = \frac{3 F_j \cdot L}{2 b \cdot h_{sp}^2} \quad (1)$$

Siendo $L=3D$ y $h_{sp} = (D - \frac{1}{3}D)$ y $b = D$.

Estos valores de $f_{R,1}$ y $f_{R,3}$ son los que sirven para analizar la aptitud del hormigón como material estructural según el Anejo 14 de la EHE-08 [3]. Para poder contar con la contribución de la fibra en el cálculo estructural el valor de $f_{R,1}$ debe ser superior al 40% del valor de resistencia pico ($f_{ct,l}$) y el valor de $f_{R,3}$ debe ser superior al 20% del valor de resistencia pico ($f_{ct,l}$). Estos resultados se pueden ver en la Tabla 5.

En las Figuras 4, 5, 6 y 7 muestran las gráficas Fuerza –CMOD obtenidos de cada una de las 3 probetas de cada dosificación.

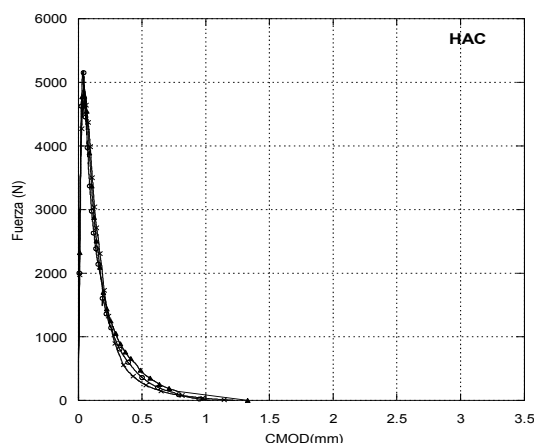


Figura 4. Curvas Fuerza -CMOD de los ensayos de fractura de HAC.

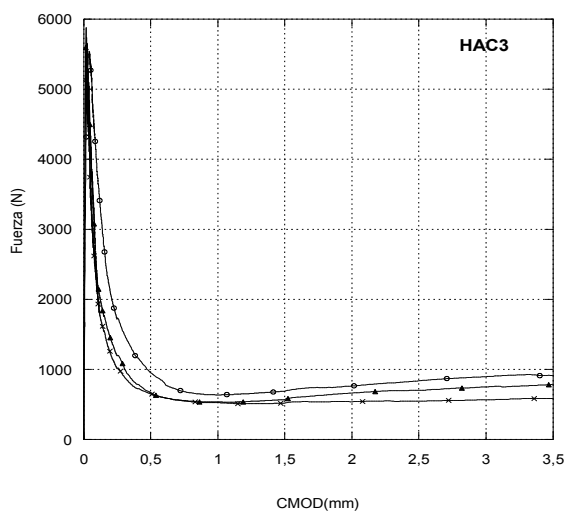


Figura 5. Curvas Fuerza -CMOD de los ensayos de fractura de HAC3.

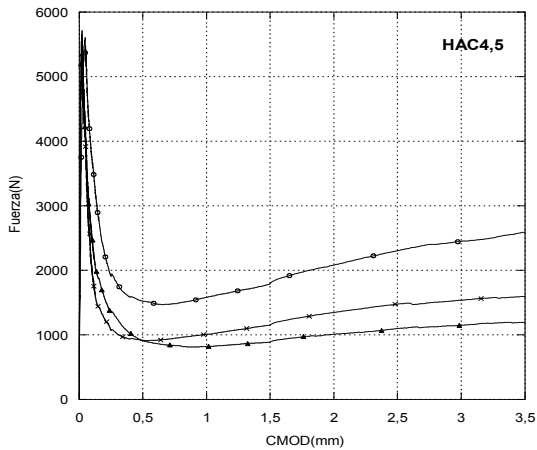


Figura 6. Curvas Fuerza -CMOD de los ensayos de fractura de HAC4,5.

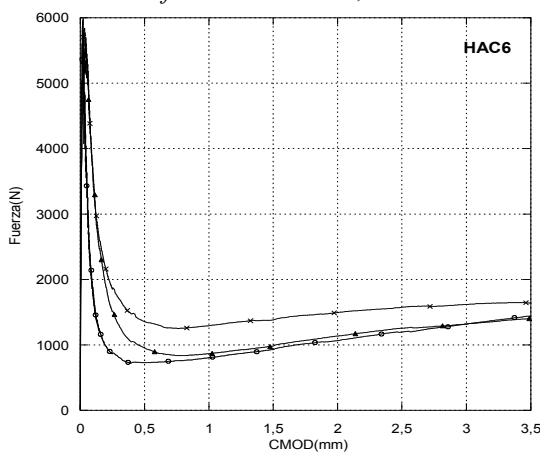


Figura 7. Curvas Fuerza -CMOD de los ensayos de fractura de HAC6.

Tabla 5. Fuerzas y Resistencias medias obtenidas en el ensayo de fractura.

	HAC	HAC3		HAC4,5		HAC6	
		Total	% F_L	Total	% F_L	Total	% F_L
F_L (N)	4970	5674	-	5655	-	5863	-
F_{min} (N)	-	582	10%	1140	20%	905	15%
F_{rem} (N)	-	924	16%	2076	37%	1658	28%
$F1$ (N)	391	804	14%	1214	21%	1151	20%
$F3$ (N)	-	769	14%	1699	30%	1416	24%
$f_{ct,1}$ (MPa)	5,03	5,75	-	5,73	-	5,94	-
$f_{R,1}$ (MPa)	-	0,81	14%	1,23	21%	1,17	20%
$f_{R,3}$ (MPa)	-	0,78	14%	1,72	30%	1,43	24%

4. DISCUSIÓN DE RESULTADOS

Comparando el comportamiento mostrado en las Figuras 4 y 5 se puede observar como el hormigón con 3 kg/m^3 de fibras de poliolefina muestra una mejora de las propiedades respecto al HAC. Las fibras de poliolefina consiguen evitar el colapso de la probeta y

son capaces de absorber la carga que libera el hormigón al fisurarse. Así se llega a obtener una carga media de unos 600 N en la parte más baja de la gráfica. Además esta carga aumenta ligeramente al aumentar la flecha de la probeta. Así pues, la adición de fibras supone una mejora notable de la ductilidad del hormigón HAC3 respecto al hormigón de control. Los hormigones con contenidos de fibra mayores confirman esta tendencia.

Sin embargo puede observarse en las Figuras 6 y 7 como probetas con un menor contenido teórico de fibras han tenido resultados de mayor resistencia residual (HAC4,5 y HAC6). Puesto que el comportamiento post-fisuración está gobernado por el efecto de las fibras se decidió realizar un análisis de las superficies de fractura y su contenido de fibras. Las superficies de fractura de los hormigones fueron eminentemente planas pero se detectó que el número de fibras no era marcadamente diferente como era de esperar entre las probetas de HAC4,5 y HAC6. Además se observó que la distribución de fibras no fue uniforme en todas las probetas. Para cuantificar estas diferencias se contó el número de fibras en cada sección y se cuantificó el número de fibras situadas en el tercio superior y en el tercio medio de la sección fracturada tal y como se muestra en la Figura 8.

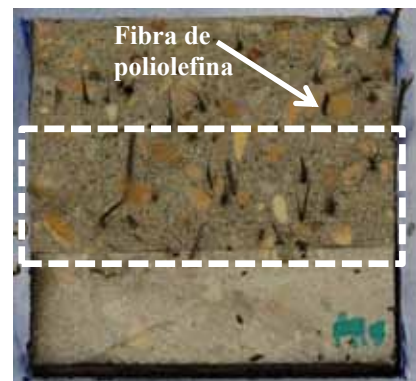


Figura 8. Superficie de fractura de una probeta de HAC4,5.

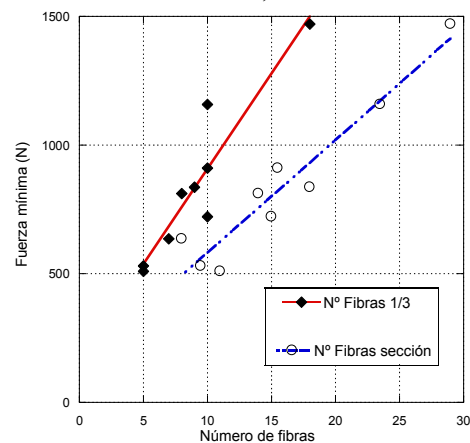


Figura 9. Distribución de puntos Fuerza mínima - número de fibras

Esta dispersión en la distribución de las fibras se podría atribuir a la forma de hormigonado de las probetas y al efecto pared. En los HAC, la existencia de flujo durante el hormigonado hace que las fibras tiendan a colocarse

en la dirección del flujo. Por otro lado, el efecto pared se produce por la existencia de una superficie lisa que impide ciertos movimientos y que hace que las fibras contenidas en el flujo de hormigón se coloquen en un plano paralelo a dicha superficie [18]. En la Figura 9 se muestra el número total de fibras y el número de fibras en el tercio medio de la superficie de fractura frente a la carga mínima post-fisuración (F_{min}) en la que se puede observar que parece existir una relación lineal entre la carga y el número de fibras en el tercio central.

5. CONCLUSIONES

Se ha conseguido dosificar tres tipos de hormigón autocompactante con diferentes contenidos de fibras cumpliendo todos ellos los requisitos fijados en la EHE-08 [3] y obteniéndose, por lo tanto, un HACRF de alta calidad.

La adición de fibras de poliolefina no ha supuesto una reducción de la resistencia a compresión, tracción indirecta o del módulo de elasticidad respecto a la muestra de control.

La energía de fractura de todos los hormigones con fibras de poliolefina es notablemente superior a la de la muestra de control.

En todos los hormigones con fibras se han obtenido valores significativos de $f_{R,3}$ que han sido mayores que el 20% de la resistencia pico ($f_{ct,1}$) en los hormigones HAC4,5 y HAC6, por lo que en ambos casos se cumplió con uno de los requisitos para poder contar con la fibra en el cálculo estructural.

La dispersión de resultados en los ensayos de fractura de los hormigones HAC4,5 y HAC6 se ha explicado debido a la falta de uniformidad en el número y distribución de fibras. En estos hormigones parece que hay una relación entre la carga mínima post-fisuración y el número y distribución de las fibras en la sección fracturada. Aunque los valores de $f_{R,1}$ no han sido superiores al 40% de la resistencia pico, valor que exige la EHE-08 [3] para tener en cuenta la aportación de las fibras en el cálculo estructural, los resultados obtenidos sugieren que una mayor cantidad de fibras mejoraría la carga mínima post-fisuración manteniéndose los requisitos de autocompactabilidad.

Como se ha observado esta dependencia de la carga mínima post-fisuración y el número de fibras, un estudio sobre el proceso óptimo de hormigonado y el efecto pared también podría permitir una mejora adicional de los resultados obtenidos.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer la colaboración de Sika a través de la Cátedra Universidad-Empresa Sika-UPM. En particular Marcos García Alberti agradece la beca doctoral otorgada.

Además, agradecen al Ministerio de Economía y competitividad la concesión del proyecto DPI2011-24876.

REFERENCIAS

- [1] Liu, M., 2010. *Self-compacting concrete with different levels of pulverized fuel ash*. Construction and Building Materials, 24(7), pp.1245–1252
- [2] Burón, M., Fernández, J. & Garrido, L., 2006. *Hormigón Autocompactante. Criterios para su utilización*. Hormigón, 887, pp.52–64.
- [3] Ministerio de Fomento *Instrucción de hormigón estructural (EHE-08)*.
- [4] Leemann, A. Münch B., Gasser P. & Holzer, L., 2006. *Influence of compaction on the interfacial transition zone and the permeability of concrete*. Cement and Concrete Research, 36(8), pp.1425–1433.
- [5] Banthia, N. & Gupta, R., 2006. *Influence of polypropylene fiber geometry on plastic shrinkage cracking in concrete*. Cement and Concrete Research, 36(7), pp.1263–1267.
- [6] Banthia, N. (1996)]. Banthia, N., Sheng, J. *Fracture toughness of micro-fiber reinforced cement composites*. Cement & Concrete Composites 18(4), pp. 251-269 (1996)
- [7] Nawy, E.G. *Concrete Construction Engineering Handbook*. 2ed, Taylor & Francis group, Boca Raton, FL, USA, ISBN 978-0-8493-7492-0 (2008)
- [8] Barros, J.A.O. & Cruz, J.S., 2001. *Fracture Energy of Steel Fiber-Reinforced Concrete*. Mechanics of Advanced Materials and Structures, 8(1), pp.29–45.
- [9] Nanni, A., 1991. *Fatigue behaviour of steel fiber reinforced concrete*. Cement and Concrete Composites, 13(4), pp.239–245.
- [10] Mindess, S., Wang, N., Rich, L.D. & Morgan, D.R., 1998. *Impact Resistance of Polyolefin Fibre Reinforced Precast Units*. , 20, pp.387–392.
- [11] ACHE, 2008. Monografía no13: *Hormigón autocompactante: Diseño y aplicación*.
- [12] AENOR - UNE EN 12350-8. *Ensayo del Esgurrimiento*. Enero 2011.
- [13] AENOR. - UNE EN 12350-9. *Ensayo del embudo en V*. Enero 2011.
- [14] AENOR - UNE EN 12390-3. *Resistencia a compresión de probetas*. Septiembre 2009.
- [15] AENOR. - UNE-83316. *Determinación del módulo de elasticidad en compresión*. Abril 1996.
- [16] AENOR – UNE-EN 12390-6. *Resistencia a tracción indirecta de probetas*. Octubre 2010.
- [17] RILEM TC-187-SOC *Indirect tests for stress-crack opening curve*. 2007.
- [18] Laranjeira, Filipe. *Design oriented constitutive model for steel fiber reinforced concrete*. Tesis doctoral de la Universidad Politécnica de Cataluña. Marzo de 2010.
- [19] AENOR - UNE EN 14651. *Método de ensayo para hormigón con fibras metálicas. Determinación de la resistencia a la tracción por flexión (límite de Proporcionalidad (LOP), resistencia residual)*. Junio 2008.

NUEVO PROCEDIMIENTO PARA DETERMINAR LA CURVA DE ABLANDAMIENTO EN HORMIGÓN A PARTIR DEL ALGORITMO ITERATIVO AMS-UPM

F.J. Gómez^{1,*}, M.A. Martín-Rengel², J. Ruiz-Hervías², A.M. Fathy^{2,3}

¹ Advanced Material Simulation, S.L. Avda. de la Industria 32, Alcobendas, 28108 Madrid

*E-mail: javier.gomez@amsimulation.com

² Departamento de Ciencia de Materiales, UPM, E.T.S.I. Caminos, Canales y Puertos
Profesor Aranguren s/n, E-28040 Madrid

³ Department of Materials, Faculty of Engineering, Ain Shams University
Abdu Basha, Abasia, Cairo, Egypt.

RESUMEN

En este trabajo se presenta un procedimiento original para obtener la curva de ablandamiento en hormigón a partir de un ensayo de compresión diametral y un ensayo de flexión en tres puntos. Se trata de un método inverso que combina resultados experimentales, cálculos numéricos por elementos finitos y un algoritmo iterativo desarrollado expresamente para la presente investigación. El punto de partida del algoritmo es la curva de ablandamiento bilineal, sobre la que se aplican una serie de transformaciones sucesivas reduciendo en cada paso la diferencia entre los resultados numéricos y experimentales. El procedimiento ha sido aplicado con éxito a dos hormigones convencionales, obteniendo en ambos casos una curva de ablandamiento que ajusta de forma prácticamente perfecta los registros experimentales del ensayo de flexión en tres puntos.

ABSTRACT

This paper presents an original procedure to determine the softening curve in concrete from a diametric Brazilian test and a three point bend test. An inverse procedure is proposed combining experimental results, numerical finite element computation and an iterative algorithm developed expressly for this research. The starting point of the algorithm is a bilinear softening curve, on which a successive transformations are applied decreasing the difference between the experimental and numerical results in each step. The procedure has been applied successfully to two conventional concretes. The final result is a softening curve that adjusts almost perfectly experimental data of the three point bending test.

PALABRAS CLAVE: Fractura de hormigón, fisura cohesiva.

1. INTRODUCCIÓN

El modelo cohesivo o la teoría de la fisura cohesiva es una de las técnicas más utilizadas para simular el proceso completo de fractura de hormigón. Fue introducido en los años 60 por Dugdale [1] y Barenblatt [2], para explicar la singularidad tensional existente en la raíz de una fisura, y una década más tarde fue desarrollado y generalizado por Hillerborg et al [3]. El modelo ha sido aplicado con éxito para describir la fractura de materiales cuasifrágiles [4-10], cerámicos, polímeros e incluso metales [11-12].

La teoría de la fisura cohesiva simula los mecanismos de daño que preceden a la rotura como una fisura que transmite cargas entre sus labios. La relación entre la tensión transmitida y la apertura de los labios es una propiedad del material denominada curva de ablandamiento. La medida directa de esta función es muy compleja, por lo que para su determinación se utilizan procedimientos indirectos consistentes en aproximar la curva real por una curva analítica dependiente de un conjunto de parámetros y determinar experimentalmente dichos parámetros [5, 6].

Entre los diversos modelos simplificados se encuentra la curva bilineal, formada por dos tramos rectos, dependiente de cuatro parámetros: la resistencia cohesiva, la energía de fractura y las coordenadas del punto de separación de los dos tramos lineales. Esta curva permite predecir el comportamiento del hormigón de forma relativamente satisfactoria [6, 13].

El presente trabajo propone la aplicación de un algoritmo iterativo que mejora el grado de aproximación de las predicciones del modelo a los resultados experimentales. No postula previamente la forma de la curva de ablandamiento, parte de la curva bilineal y la transforma sucesivamente hasta obtener una función que minimice las diferencias entre los resultados experimentales y numéricos.

El algoritmo ha sido aplicado a dos hormigones convencionales. El programa experimental, tomado de la bibliografía, se analiza en el siguiente apartado, la modelización numérica y el algoritmo propuesto se describen de forma completa en los apartados tercero y cuarto respectivamente, y finalmente, se muestra el resultado de su aplicación obteniendo una curva de ablandamiento que ajusta casi perfectamente los resultados numéricos a los datos experimentales.

2. RESULTADOS EXPERIMENTALES

Para validar el método de determinación de la curva de ablandamiento, se ha tomado de la bibliografía un programa de fractura de hormigón realizado en el Departamento de Ciencia de los Materiales de la Universidad Politécnica de Madrid por uno de los autores de la presente investigación [13-15]. El programa experimental incluye dos hormigones ordinarios con resistencias de diseño 25 y 40 MPa.

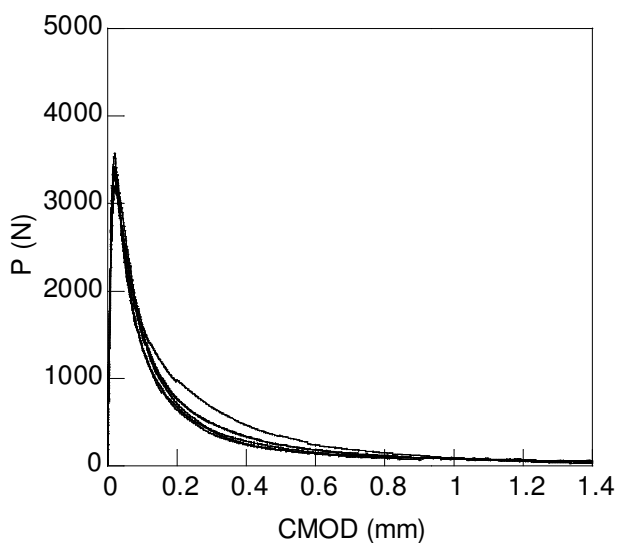


Figura 1. Registros experimentales Carga-CMOD correspondientes al hormigón tipo 1.

En cada uno de los hormigones se llevaron a cabo tres ensayos de compresión, tres ensayos brasileños y seis ensayos de flexión en tres puntos. En estos últimos se utilizaron vigas de 500x100x100 mm con una profundidad de fisura de 33 mm. Los detalles del dispositivo experimental empleado pueden encontrarse en [13-15]. Los registros carga-desplazamiento de apertura del extremo de la entalla, P-CMOD, obtenidos aparecen en las figuras 1 y 2.

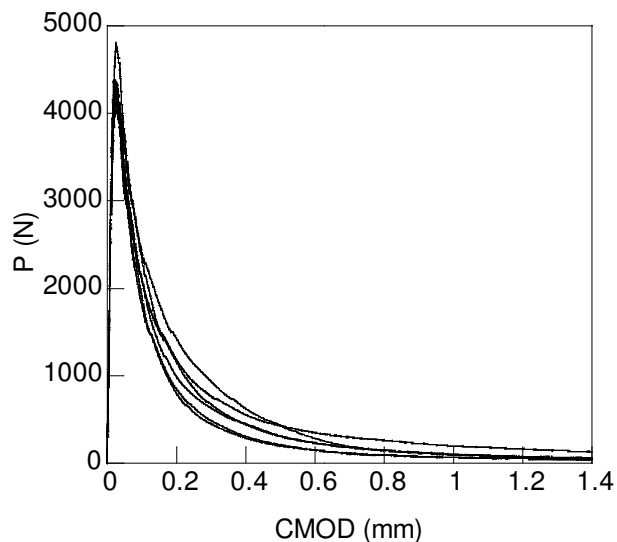


Figura 2. Registros experimentales Carga-CMOD correspondientes al hormigón tipo 2.

Los ensayos fueron estables hasta su finalización. Se observa que en todos los casos existe un tramo inicial aproximadamente lineal seguido de una caída de carga hasta prácticamente alcanzar el cero, producida por la propagación estable de la fisura en el plano de simetría de la probeta.

A partir de los resultados experimentales se obtuvieron los parámetros de la curva de ablandamiento siguiendo el procedimiento descrito en [14-15]. Los resultados aparecen en la tabla 1.

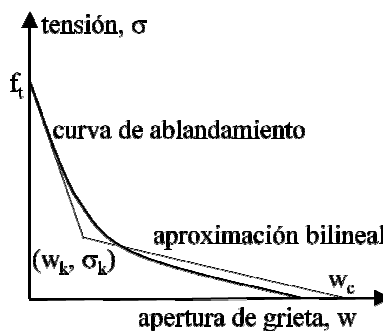


Figura 3. Curva de ablandamiento bilineal.

Tabla 1. Parámetros de la curva de ablandamiento bilineal y módulo de elasticidad E

	Hormigón 1	Hormigón 2
f_t (MPa)	2.24	2.84
E (GPa)	31.6	32.5
w_c (mm)	0.272	0.293
σ_k (MPa)	0.375	0.378
w_k (μ m)	15.6	21.8

3. MODELIZACIÓN NUMÉRICA

Los ensayos de flexión en tres puntos se han modelizado empleando el método de los elementos finitos con el código comercial ABAQUS v6.9.3. La modelización se ha realizado en dos dimensiones al adoptar la hipótesis de tensión plana. La malla empleada está formada por elementos cuadráticos de 4 nodos con 400 elementos en el ligamento de la probeta.

El material fuera de la zona de rotura es elástico lineal. El módulo de elasticidad y el coeficiente de Poisson se han tomado de [14]. En el ligamento de la malla se ha introducido una banda muelles no lineales cuyo comportamiento carga desplazamiento está dado por la curva de ablandamiento. En un primer cálculo se ha considerado la curva bilineal del apartado experimental obteniendo las siguientes figuras:

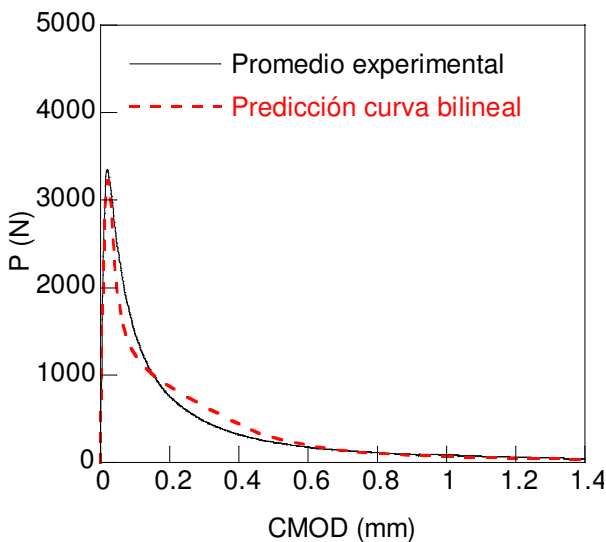


Figura 4. Predicción inicial de la curva carga-CMOD a partir de la curva de ablandamiento bilineal en el hormigón tipo 1.

Los resultados numéricos se comparan con las curvas medias experimentales. Se observa que los ajustes obtenidos son relativamente buenos aunque en ninguno de los dos casos se ha producido un ajuste perfecto.

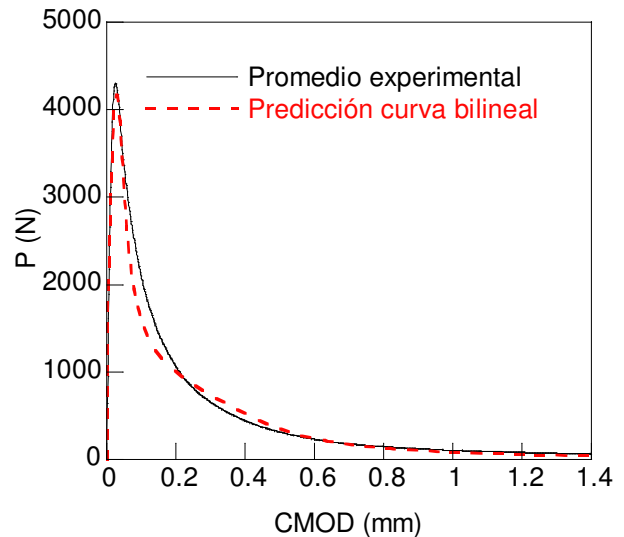


Figura 5. Predicción inicial de la curva carga-CMOD a partir de la curva de ablandamiento bilineal en el hormigón tipo 2.

4. ALGORITMO AMS-UPM

Para mejorar el ajuste que aparece en la Figura 4 y en la Figura 5 se propone modificar la curva de ablandamiento introduciendo en la misma dos transformaciones sucesivas.

La primera transformación se aplica al desplazamiento cohesivo, w , definiendo una nueva curva de ablandamiento $\sigma_{i+1}=f(w_{i+1})$ calculada como

$$w_{i+1}(\sigma) = w_i(\sigma) \frac{CMOD_{exp}(P)}{CMOD_i(P)} \quad (1)$$

La tensión cohesiva, σ , y la carga aplicada, P están relacionadas por la siguiente expresión

$$\frac{\sigma}{f_t} = \left(\frac{P}{P_{max}} \right)^\beta \quad (2)$$

donde β es un coeficiente adimensional, comprendido entre 0.5 y 3 y P_{max} es la carga máxima. Las siguientes figuras muestran la transformación 1 del proceso de cálculo iterativo. La figura 6 compara la curva experimental (curva continua) con la curva numérica de la iteración i (curva puntos). Con las ecuaciones (1-2) se obtiene una nueva curva de ablandamiento (Figura 7), que aunque no predice correctamente la curva experimental, mejora el ajuste previo (Figura 8).

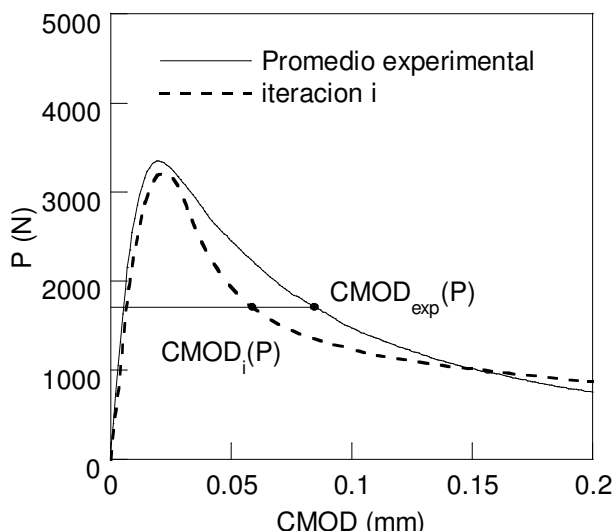


Figura 6. Curva carga-desplazamiento experimental y curva numérica de la iteración i del algoritmo.

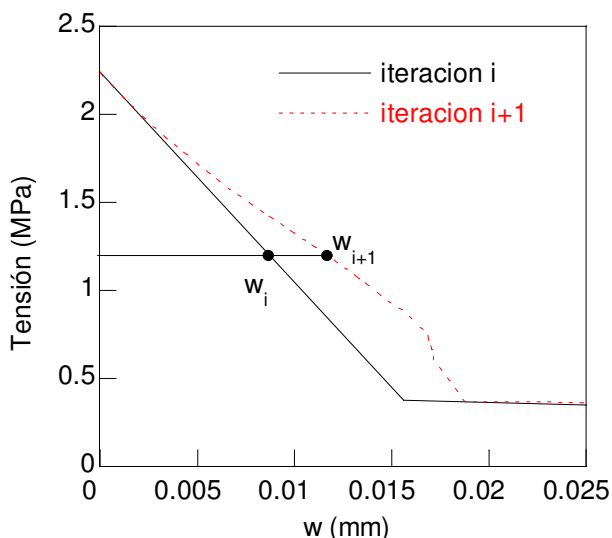


Figura 7. Curvas tensión deformación de las iteraciones i e $i+1$.

Aplicando sucesivamente el procedimiento se modifica la curva de ablandamiento hasta llegar a una curva cuya transformada por la ecuación 1 no mejora el ajuste. En este momento se introduce la transformación 2 consistente en reducir la resistencia cohesiva proporcionalmente a la carga máxima experimental y numérica (3)

$$\sigma_{k+1} = \sigma_k \frac{P_{\text{experimental}}^{\text{max}}}{P_{\text{numérica}}^{\text{max}}} \quad (3)$$

La modificación tipo 2 se aplica una vez pasando a continuación a repetir el bucle de modificaciones tipo 1.

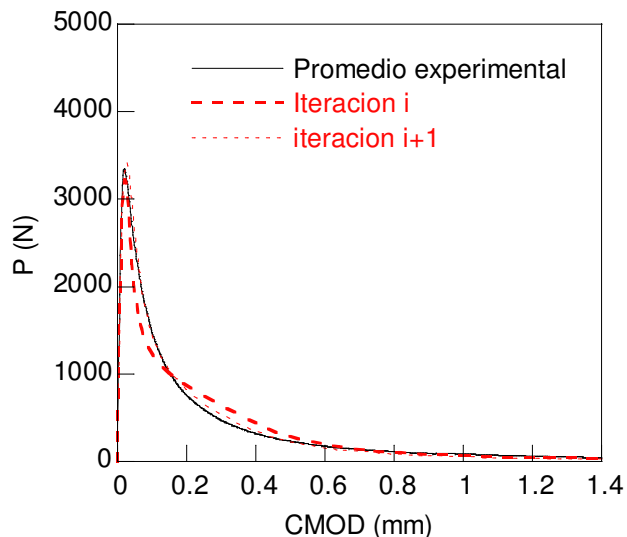


Figura 8. Curvas carga-desplazamiento experimental y curvas numéricas de las iteraciones i e $i+1$ del algoritmo.

El procedimiento finaliza cuando la curva transformada por las ecuaciones 1 y 3 no mejora el ajuste de los resultados experimentales.

La implementación numérica del algoritmo se ha realizado en Python, lenguaje utilizado por el código de elementos finitos ABAQUS para escribir la salida de resultados. Con el fin de simplificar el procedimiento de cálculo, se ha desarrollado una aplicación no comercial BUCLE_TP_B_H [16] que permite lanzar cálculos, analizar resultados y modificar la curva de ablandamiento de forma automática.

5. RESULTADOS

El algoritmo anterior ha sido aplicado a los dos hormigones convencionales descritos en el apartado 2. En ambos casos se ha determinado la curva de ablandamiento que mejor ajusta la curva promedio de los resultados experimentales carga-CMOD del ensayo de flexión en tres puntos.

Las siguientes figuras muestran la calidad del ajuste obtenido. En los dos casos existe un ajuste muy bueno entre los resultados numéricos y los valores experimentales.

Las curvas de ablandamiento finales se han representado en la Figura 11 y en la Figura 12, comparándolas con las curvas bilineales correspondientes. En ambos casos la curva final mantiene aproximadamente la pendiente inicial de la curva bilineal, suavizando la región próxima al punto de quiebro.

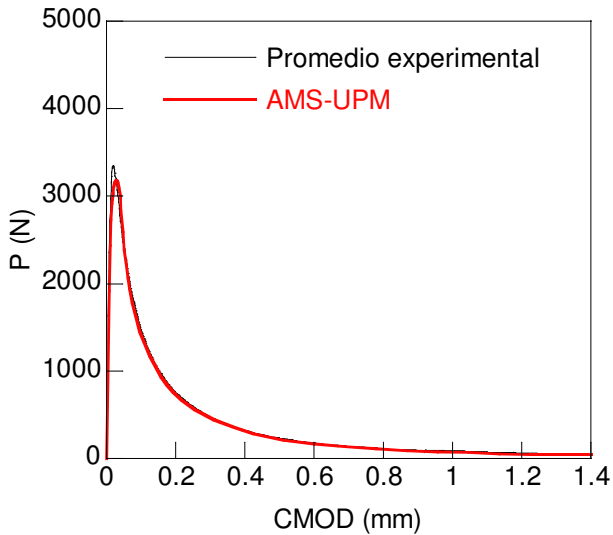


Figura 9. Ajuste carga-CMOD correspondiente al hormigón tipo 1.

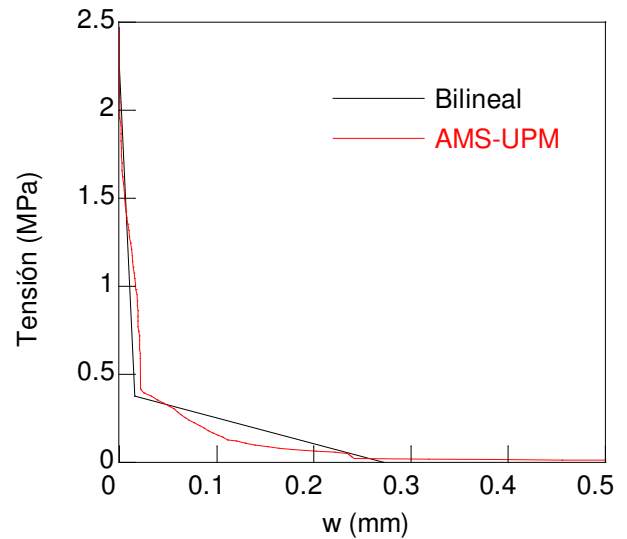


Figura 11. Curva de ablandamiento final y curva bilineal del hormigón tipo 1.

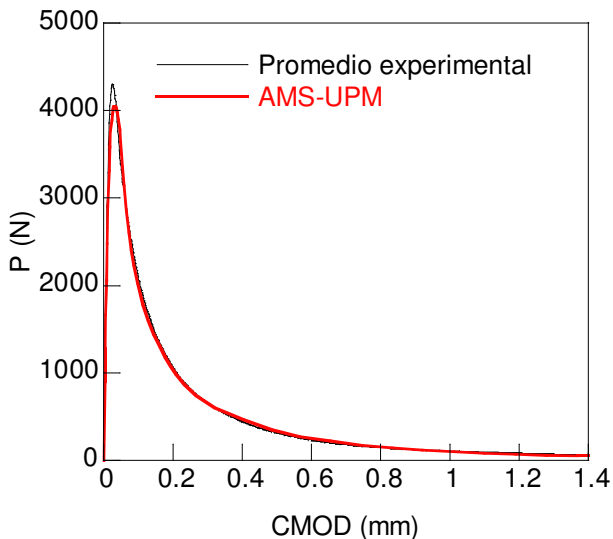


Figura 10. Ajuste carga-CMOD correspondiente al hormigón tipo 2.

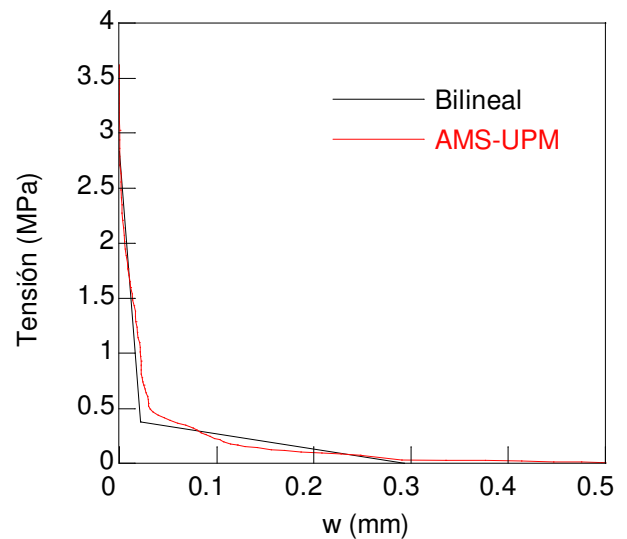


Figura 12. Curva de ablandamiento final y curva bilineal del hormigón tipo 2.

6. CONCLUSIONES

Se ha propuesto un método iterativo original para determinar la curva de ablandamiento en hormigón. El procedimiento reduce la diferencia entre los resultados numéricos y los experimentales modificando sucesivamente la curva de ablandamiento.

El algoritmo ha sido aplicado con éxito a dos hormigones convencionales.

La curva de ablandamiento resultado del método ajusta de forma prácticamente perfecta la curva promedio carga-CMOD de los ensayos de flexión en tres puntos.

La curva de ablandamiento final no supone una modificación sustancial de la curva de ablandamiento bilineal, manteniendo la forma global.

El presente trabajo no plantea un método alternativo al método indirecto convencional basado en la curva de ablandamiento bilineal, propone un procedimiento complementario para mejorar el ajuste numérico experimental.

REFERENCIAS

- [1] Dugdale D.S., Yielding of steel sheets containing slits. *Journal of Mechanics and Physics of Solids*, 8, pp. 100-108, 1960.
- [2] Barenblatt G.I., The mathematical theory of equilibrium of cracks in brittle fracture. *Advance Applied Mechanics*, 7, pp. 55-129, 1962.
- [3] Hilleborg A., Modeer M. and Petersson P.E., Analysis of crack formation and crack growth in concrete by means of fracture mechanics and fracture elements. *Cement and Concrete Research*, 6, pp. 773-782, 1976.
- [4] Bazant Z.P. and Planas J., *Fracture and Size Effect in Concrete and Other Quasibrittle Materials*. CRC Press, Boca Raton, FL 1998.
- [5] Elices M., Guinea G.V., Gomez J. and Planas J., The cohesive zone model: advantages, limitations and challenges. *Engineering Fracture Mechanics*, 69, pp. 137-163, 2002.
- [6] Guinea G.V., Planas J. and Elices M., A general bilinear fitting for the softening curve of concrete. *Materials and Structures*, 27, pp. 99-105, 1994.
- [7] Planas J., Guinea G.V., and Elices M., Size Effect and Inverse Analysis in Concrete Fracture. *International Journal Fracture*, 95, pp. 367-378, 1999.
- [8] Planas J., Elices M., Guinea G.V., Gomez F. J., Cendon D.A., and Arbilla I., Generalizations and specializations of cohesive crack models. *Engineering Fracture Mechanics*, 70 (14), pp. 1759-1776, 2003.
- [9] Planas J., Sancho J.M., Fathy A., Cendón D.A. and Gálvez J.C., Modelling Cohesive Cracking and Quasibrittle Materials. *Advances in Fracture and Damage Mechanics IV*, Aliabadi et al (Eds.), EC Ltd, UK, pp. 245-254, 2005.
- [10] Planas J., Sancho J.M., Fathy A., Cendón D.A., and Gálvez J.C., Modeling Quasibrittle Material Cracking With Cohesive Cracks: Experimental and Computational Advances. *Fracture of Nano and Engineering Materials and structures*, Proceedings of 16th European Conference of Fracture, E.E. Gdoutos (Ed), Springer Science, July 2006.
- [11] Martín-Rengel M.A., Integridad estructural de vainas de combustible nuclear en condiciones de almacenamiento temporal en seco. Tesis doctoral. Universidad Politécnica de Madrid, 2009.
- [12] Gomez F.J., Martín-Rengel M.A., Ruiz-Hervias J. y Torres E., Obtención de la energía de fractura a distintas temperaturas en una aleación de circonio a partir del ensayo de compresión diametral. *Anales de Mecánica de la Fractura* 29, 2012.
- [13] Planas J., Fathy A.M., Guinea G.V. y Elices M., Análisis de un método de ensayo para determinar la curva de ablandamiento en hormigón. *Anales de Mecánica de la Fractura* 22, 2005.
- [14] Fathy A.M., Sanz B., Sancho J.M. y Planas J., Modelización de hormigones de alta resistencia utilizando elementos finitos con fisura embebida. *Anales de Mecánica de la Fractura* 24, 2007.
- [15] Fathy A.M., Sanz B., Sancho J.M., Planas J., Determination of the bilinear stress-crack opening curve for normal and high strength concrete. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 31 Issue 7, pp. 539-548, 2008.
- [16] Gómez F.J. BUCLE_TPBH. Numerical code, Advanced Material Simulation, S.L. www.amsimulation.com, 2013.

ENERGÍA DE FRACTURA DE MORTEROS DE CEMENTO REFORZADOS CON FIBRAS DE VIDRIO (GRC)

A. Enfedaque, J. C. Gálvez

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: alejandro.enfedaque@upm.es

RESUMEN

En este trabajo se presenta el estudio de la energía de fractura de dos tipos de morteros de cemento reforzados con fibras de vidrio (GRC). El primer tipo es un GRC normal y en el segundo se ha realizado una adición de un 25% en peso de cemento de metacaolín de alta reactividad. El estudio de la energía de fractura de este tipo de material es de especial relevancia puesto que las normas que rigen su utilización no proporcionan datos sobre esta propiedad del material. Para solventar estos problemas se ha planteado una modificación de la recomendación RILEM TC-187-SOC. Se han modificado las dimensiones de las probetas y se han adaptado el resto de características. Los ensayos han mostrado como el GRC de control y el GRC con metacaolín tienen respectivamente una energía de 455 N/m y 1824 N/m.

ABSTRACT

This work presents the evaluation of the fracture energy of two types of glass fiber reinforced cement (GRC). The first type of GRC had a normal composition and the second type had a 25% of the cement weight metakaolin addition. This metakaolin had high reactivity. The study of the fracture energy in GRC is essential due to the lack of data about this mechanical property. Also the usual test method recommendations of this material do not provide any mean to obtain it. To solve these problems a modification of recommendation RILEM TC-187-SOC has been performed. Sample geometry has been modified to adapt it to GRC while the rest of the test parameters were maintained. Tests results showed that GRC without additions has a fracture energy of 455 N/m and GRC with 25% metakaolin addition has a fracture energy of 1824 N/m.

PALABRAS CLAVE: GRC, mortero de cemento, fibra de vidrio, energía de fractura

1. INTRODUCCIÓN

El mortero de cemento reforzado con fibras de vidrio (GRC) es un material que surgió de la necesidad de obtener un sustituto al fibrocemento. Este estaba formado por mortero de cemento y fibras de amianto y dejó de ser fabricado con este tipo de fibras por motivos de salubridad. Las fibras de amianto fueron sustituidas por otros tipos de fibras entre las cuales se encuentran las fibras de vidrio. El GRC está formado por tanto, por la unión de dos materiales con propiedades totalmente diferentes: mortero de cemento y fibras cortas de vidrio [1].

Las fibras de vidrio mejoran la ductilidad del mortero de cemento y su resistencia a tracción. El mortero de cemento confina las fibras dentro de una matriz cementícea que aporta resistencia a compresión. Así pues, la unión de ambos materiales proporciona un material que tiene una resistencia a tracción y ductilidad mayor que el mortero de cemento y que posee también una resistencia a compresión alta ya que la que proporciona el mortero de cemento no se ve reducida por la inclusión de las fibras de vidrio [2].

La principal ventaja de uso de este material frente a otros compuestos cementíceos es que sus buenas propiedades mecánicas permiten su uso sin la presencia de barras de armado. Los espesores de trabajo del GRC se suelen fijar en 10 mm. Al fabricar elementos tan delgados y no disponer de armaduras se consigue una amplia variedad de diseños y formas que además poseen una gran ligereza. Los usos del GRC en la actualidad son numerosos. Estos incluyen su uso como barreras acústicas, cerramientos y encofrados perdidos [3]. Todas estas aplicaciones se caracterizan por un uso no estructural del material.

El uso del GRC como material estructural se ha visto limitado por la pérdida de propiedades mecánicas que tiene lugar con el paso del tiempo. Las propiedades mecánicas que se reducen de forma más acusada son la resistencia a tracción y la ductilidad como ha sido comprobado en estudios anteriores [4-7].

Para intentar paliar la pérdida de propiedades mecánicas se han realizado investigaciones en las que se ha analizado la variación de propiedades del material con el paso del tiempo y la influencia que tiene en éstas la presencia de aditivos en la matriz de cemento. Ha sido estudiado el efecto de numerosos aditivos como humo

de sílice, metacaolín, cenizas volantes y resinas acrílicas [8-11].

Sin embargo, en estos estudios se han obtenido resultados a veces contradictorios. Además la comparación directa de resultados no es posible puesto que los métodos de ensayos empleados no son iguales y las formulaciones usadas no han sido las mismas.

La evaluación de las propiedades mecánicas del GRC según establece la normativa española vigente UNE-EN 1170-5 [12] no proporciona toda la información de las propiedades de los paneles cuando se usan como elemento de cierre de fachadas. En estas aplicaciones los paneles no aparecen cargados según está dispuesto en la normativa, perpendicularmente a la superficie del panel, si no en dirección paralela a las dos direcciones mayores de las planchas. Esto hace que sea conveniente conocer las propiedades del material en esta dirección siendo de especial importancia su comportamiento en fractura.

En este artículo se plantea hallar la energía de fractura del GRC sin aditivos y con un 25% de metacaolín de alta reactividad mediante un novedoso método de ensayo.

2. CAMPAÑA EXPERIMENTAL

2.1 Materiales

Se han utilizado dos tipos distintos de mortero reforzado con fibra de vidrio. El primer tipo es un mortero de cemento reforzado con fibra de vidrio con una dosificación usual en la fabricación de este material. El segundo tipo es una modificación de la dosificación típica a la que se ha añadido un 25% de metacaolín de alta reactividad. Las dosificaciones se pueden ver en la Tabla 1. En todas las formulaciones se ha usado fibra de vidrio de tipo AR añadida en una fracción volumétrica del 5%. La longitud de las fibras fue de 3.81cm (1.5 pulgadas).

Tabla 1. Dosificaciones GRC.

	Control	Metacaolín
Cemento	50 kg	50 kg
Arena	50 kg	50 kg
Agua	17 kg	25 kg
plastificante	0.5 l.	0.5 l.
Adición	-----	12.5 kg
Fibra vidrio	5%	5%

Con estos materiales se hormigonaron planchas de 1200x1200x10 mm³ mediante el método de proyección conjunta. Este método se basa en la unión de la fibra de vidrio y el mortero de cemento en el mismo molde de la pieza a hormigonar puesto que son proyectados simultáneamente pero sin existir contacto previo. El espesor de la planchas no varía puesto que en todos los

usos que se dan al material se aprovecha su ligereza la cual viene dada por su reducido espesor. El espesor nominal con el que se trabaja es de 10 mm. Sin embargo, el proceso de fabricación incluye el acabado de la cara que queda al aire durante la fabricación mediante un enrasado con lana lo que hace que el espesor real de la plancha tenga ligeras variaciones.

Después de endurecidas las planchas fueron desencofradas y conservadas a 20°C y 95% de humedad en una cámara climática hasta cumplir los 28 días. Posteriormente han sido conservadas en condiciones de laboratorio (30% humedad relativa, 20°C) hasta el momento del ensayo.

De las planchas se eliminó el contorno exterior formando un marco de 5 cm de ancho para evitar la influencia de las fibras dobladas en el borde del molde.

2.2 Esquema del ensayo

La norma para la evaluación de las propiedades mecánicas del GRC de aplicación en España es la norma de ámbito europeo UNE-EN 1170-5 [12]. Esta norma fija el método de ensayo para identificar el comportamiento en tensión y deformación así como el límite de proporcionalidad y la rotura a flexión del GRC. Un esquema de este ensayo se puede ver en la Figura 1

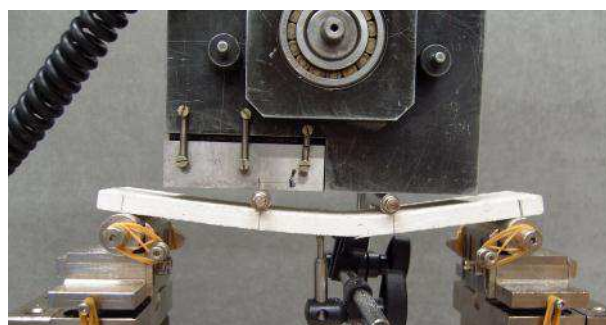


Figura 1. Esquema ensayo GRC según UNE-EN 1170-5

Sin embargo en numerosas aplicaciones la orientación de los paneles y las cargas son diferentes a lo establecido en esta norma. Las cargas son paralelas a la superficie del panel, por tanto los datos obtenidos siguiendo esta normativa no son de aplicación directa. Además el esquema de flexión en cuatro puntos fijado [12] genera una serie de fisuras que no aparecen en el punto de medida de la flecha de la probeta dificultando la obtención de la energía de fractura del GRC.

Para poder obtener la energía de fractura en la dirección paralela a la superficie de los paneles de GRC se ha realizado una búsqueda bibliográfica de las normativas y recomendaciones publicadas [13-16] no hallándose resultados satisfactorios.

Por lo tanto, se ha partido de la recomendación RILEM TC-187-SOC [16] la cual es ampliamente usada para

obtener la energía de fractura en hormigones y en hormigones reforzados con fibras. En esta norma se fijan las proporciones que deben tener las probetas en ancho-largo-espesor. Se usan probetas prismáticas con igual ancho y canto (D) y se recomienda una luz igual o mayor a tres veces el canto (3D). Estas proporciones no se pueden mantener en un material como el GRC puesto que el espesor de las probetas a ensayar es notablemente inferior.

Se ha realizado una adaptación de tal recomendación respetándose los parámetros de ensayo en la medida de lo posible. Se cortaron las probetas con unas dimensiones de 172x55mm². Se fijó una luz entre apoyos de 3D, siendo D el canto de la probeta. En estas probetas se efectuó una entalla igual a D/3 en la mitad de la probeta. En la Figura 2 se puede ver una de las probetas, que ha sido pintada de negro, antes del ensayo. Sobre esta capa de pintura se ha pintado una nube de puntos blancos que servirán para la correlación digital de imágenes (DIC).



Figura 2. Probeta GRC entallada. Escala en cm.

Una de las partes más delicadas del ensayo es la colocación de la probeta puesto que hay que asegurar que su posición es perpendicular al actuador y que no hay desviaciones que introduzcan momentos en la probeta. Para llevar a cabo este proceso la probeta se ha colocado usando como referencia un nivel laser con el que se ha podido asegurar la correcta posición de las muestras.

La instrumentación del ensayo es numerosa puesto que se simultanearon las medidas con los siguientes sensores: célula de carga, posición del actuador, extensómetro de medida de CMOD, dos LVDT uno a cada lado de la probeta y la grabación del ensayo mediante sistemas de videoextensometría de correlación digital de imágenes (DIC).

La cámara encargada de grabar los ensayos no se pudo disponer enfrente de la entalla puesto que en esa posición se encontraban los LVDT. Por lo tanto se dispuso un sistema de grabación mediante enfoque indirecto en el que la cámara enfocaba a la entalla en el reflejo de un espejo dispuesto a 45° de la probeta y de la cámara. Un esquema de la disposición de la cámara se puede observar en la Figura 3.

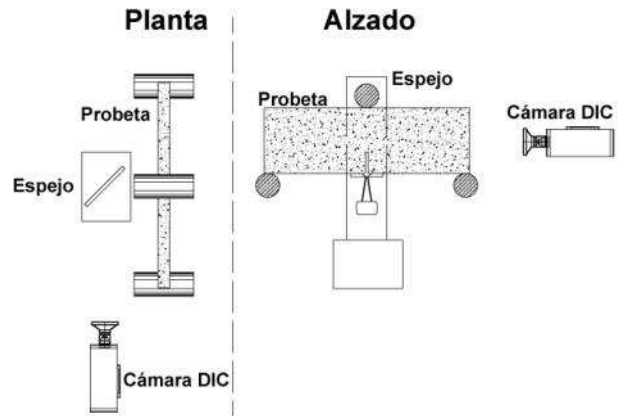


Figura 3. Esquema disposición cámara DIC

En la Figura 4 se ve una imagen de un momento de uno de los ensayos. En esta se puede ver la medida de la flecha de la probeta a través de los LVDT y el extensómetro de clip de la medida de CMOD reflejado en el espejo.

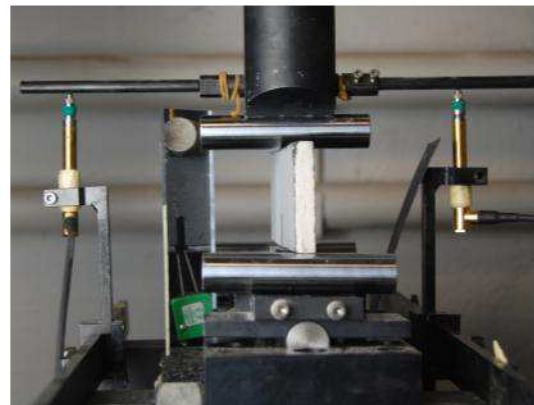


Figura 4. Disposición del ensayo desde el punto de vista de la cámara.

El control del ensayo se realizó mediante el extensómetro encargado de medir el CMOD. Se realizaron tres escalones de carga con velocidades crecientes de apertura de labios de fisura. Dichos esquemas de carga se pueden ver en la Tabla 2.

Tabla 2. Parámetros de control del ensayo

Velocidad (mm/min)	Apertura CMOD(mm)
0.036	0-0.8
0.048	0.8-1.1
0.060	1.1-hasta rotura

3. RESULTADOS

En la Figura 5 se muestran los resultados obtenidos en los ensayos de fractura del GRC sin aditivos. Se puede observar cómo ha habido poca dispersión en los resultados de los ensayos. En dos de las probetas se superan ligeramente los 800 N mientras que en la probeta 3 registró una carga máxima un 15% menor que las otras dos. Sin embargo, la descarga de todas la probetas fue similar alcanzándose todos los casos una apertura de fisura de 1.5 mm.

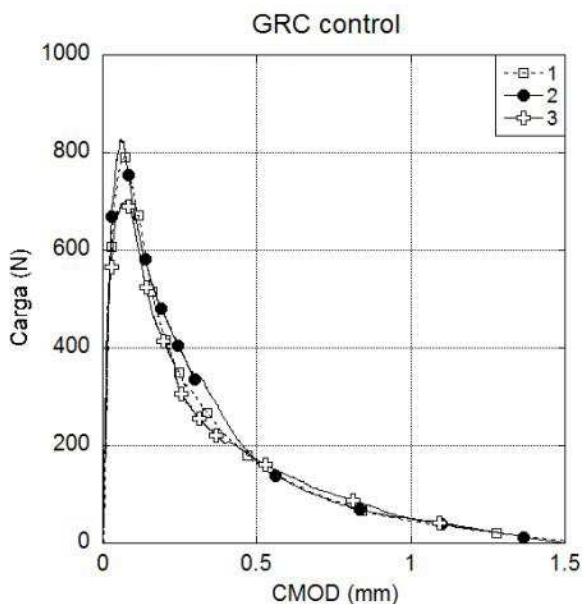


Figura 5. Resultados ensayos de fractura GRC de control.

En la Figura 6 se pueden ver los resultados obtenidos en los ensayos de fractura del GRC con un 25% de metacaolín. En la Figura 6 se puede ver con claridad que ha habido una dispersión mayor en los resultados que en la formulación de control. La apertura de labios de fisura varía de 2.2 mm a los 3.2 mm. La carga máxima que se alcanza tiene desviaciones de alrededor del 15%. Las ramas de descarga son análogas, asumiendo cierta dispersión en los resultados, en las probetas 1, 2 y 4, pero sin embargo no es así en la probeta 3. La probeta 3 después de una caída de carga de alrededor del 10%, correspondiente a una apertura de 0.5 mm, consigue soportar una carga mayor que el resto de probetas para aperturas iguales. Este comportamiento continúa hasta 1.15mm de apertura de CMOD.

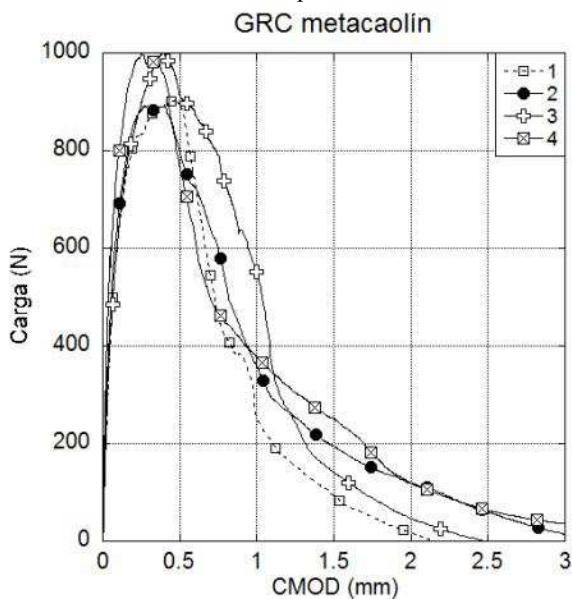


Figura 6. Resultados ensayos GRC con adición de un 25% de metacaolín.

4. DISCUSIÓN DE RESULTADOS

Antes de obtener los valores medios de las curvas se ha de justificar la dispersión observada en la Figura 6. La dispersión que aparece en la descarga de la probeta 3 del GRC con metacaolín puede ser explicada mediante el análisis de las imágenes tomadas durante el ensayo. En la Figura 7 se muestra el proceso de fisuración de la probeta 1 de GRC con metacaolín mostrada en la Figura 6. Se puede observar el proceso de fisuración desde el momento inicial del ensayo (izquierda) hasta el final del mismo (derecha). En la imagen 1 de la Figura 7 se puede ver la entalla sin que haya ninguna fisuración en la probeta. En la imagen 2 se aprecia que una fisura se ha generado en la parte central de la entalla. En las imágenes 3 y 4 se observa cómo se ha desarrollado dicha fisura llegando en la imagen 5 a la fractura del material, el instante correspondiente al final del ensayo.

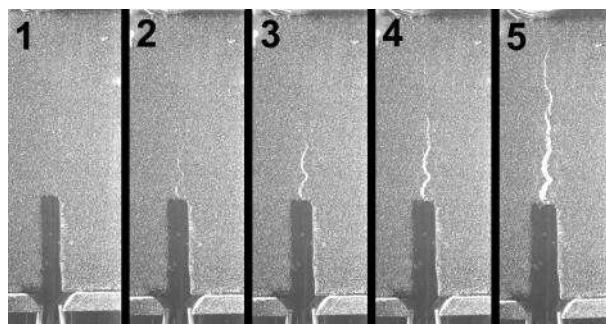


Figura 7. Probeta con una fisura. Imagen 1 inicio ensayo, imagen 5 final ensayo.

En la Figura 8 se muestra el proceso de fisuración de la probeta 3 de la Figura 6. En la imagen 1 se ve la probeta intacta mientras que en la imagen 2 se puede apreciar cómo ha aparecido una fisura que parte de la parte horizontal de la entalla. Además en la imagen 2 se puede ver que en la parte izquierda de la entalla hay una pequeña fisura. En la imagen 3 estas dos fisuras casi han llegado a unirse. En la imagen 4 se ha producido la unión de estas dos fisuras y la que parte del centro de la entalla ya ha comenzado a cerrarse. En la imagen 5 se ve la fractura del material a partir de la fisura que aparece en el lateral de la entalla.

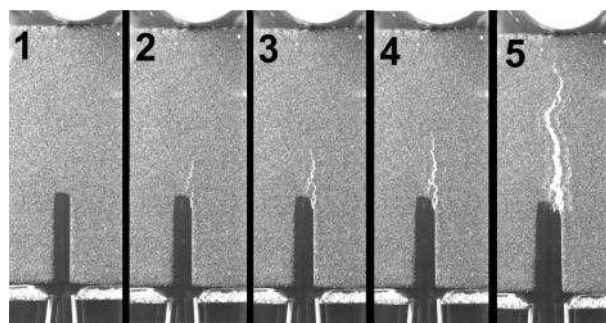


Figura 8. Probeta con dos fisuras. Imagen 1 inicio ensayo, imagen 5 final ensayo.

Haciendo una correlación de la curva obtenida en el ensayo de la probeta 3 mostrada en la Figura 6 con las

imágenes registradas se comprueba cómo el comportamiento del material hasta la imagen 2 de la Figura 8 corresponde a la curva desde el comienzo del ensayo hasta el cambio de pendiente que tiene lugar para una apertura de labios de fisura de 0.5 mm. En este punto la primera fisura creada es capaz de soportar más carga y por lo tanto se produce un menor consumo de energía comenzando otra fisura en la entalla que avanzando en la fisura central ya existente. Aquí comienza la aparición y el crecimiento de la segunda fisura. El abultamiento de la curva 3 de la Figura 6 que se produce entre una apertura de fisura entre 0.5 y 1.15 mm corresponde al periodo que comprende la generación y el crecimiento de la segunda fisura hasta que se une con la primera fisura. Este proceso se puede observar entre las imágenes 2 y 3. Desde la imagen 3 a la 5 se produce la descarga del material con un comportamiento similar al del resto de las probetas creciendo ya la fisura que genera la fractura de la muestra.

Debido a lo explicado anteriormente el resultado obtenido con la probeta 3 de GRC con metacaolín se ha descartado.

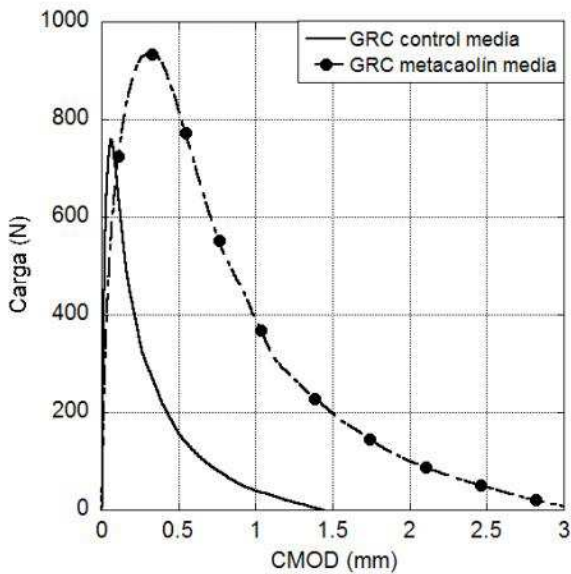


Figura 9. Curvas medias de GRC de control y GRC con 25% de metacaolín.

En la Figura 9 se muestra el comportamiento medio de las probetas de GRC de control y GRC con 25% de metacaolín.

En ambos materiales la pérdida de linealidad tiene lugar mucho antes del punto de carga máxima. En ambas formulaciones el comportamiento lineal llega hasta los 380 N. Posteriormente el material pierde rigidez y por lo tanto el proceso de daño comienza. Sin embargo, es de reseñar que mientras el GRC de control alcanza 780N el GRC con metacaolín supera ligeramente los 930N.

Además se puede observar en la Figura 10 que el GRC de control es notablemente más rígido que el GRC con

25% de metacaolín. Se ha comprobado que la rigidez del GRC de control es tres veces superior a la del GRC con metacaolín.

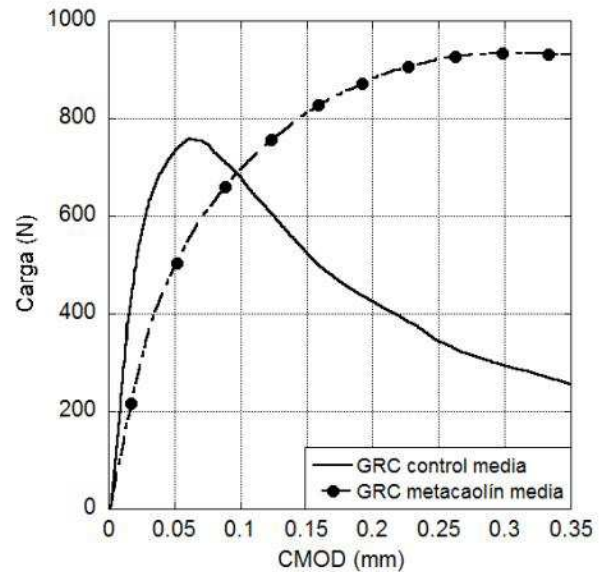


Figura 10. Detalle rama de carga de GRC de control y GRC con 25% de metacaolín.

Para hallar la energía de fractura de los dos tipos de GRC se ha hallado el trabajo empleado en fracturar las probetas. Para esto se ha hallado el área debajo de las curvas carga –flecha que se pueden ver en la Figura 11.

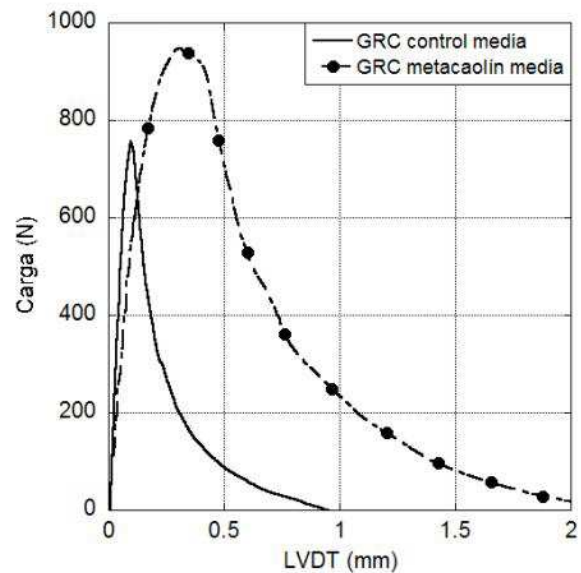


Figura 11. Curvas medias de GRC de control y GRC con 25% de metacaolín.

Dividiendo el trabajo hallado por el área de fractura teórica ($10 \times 36.67 \text{ mm}^2$) se hallaron los valores que se pueden ver en la Tabla 3

Tabla 3. Energía de fractura de los dos tipos de GRC

	Control	Metacaolín
W_f (Nmm)	167	669
G_f (N/m)	455	1824

5. CONCLUSIONES

Se ha conseguido realizar con éxito ensayos de fractura en probetas de GRC.

Se ha mostrado que el GRC con metacaolín tiene una energía de fractura casi 4 veces superior al GRC de control

Se ha mostrado que el GRC con metacaolín tiene tres veces menos rigidez en su rama lineal que el GRC de control.

El GRC con metacaolín alcanza una carga máxima un 25% superior a las del GRC de control.

Se ha comprobado la utilidad de los sistemas de correlación de imágenes para descartar aquellos ensayos en los que se produce el crecimiento de más de una macrofisura.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al Ministerio de Economía y Competitividad las concesiones de las ayudas DPI2011-24876 e IPT-42000-2010-31

REFERENCIAS

[1] Sánchez Paradela L, Sánchez-Gálvez V. *Comportamiento a tracción de cementos reforzados con fibras de vidrio*. Informes de la construcción; 43:77–89. 1991

[2] Sánchez Paradela L, Sánchez-Gálvez V. *Los cementos reforzados con fibras de vidrio*. Hormigón y Acero;173: 113–126. 1989

[3] Kim GB, Pilakoutas K, Waldron P. *Development of thin FRP reinforced GFRC permanent formwork systems*. Constr.Build.Mater. 11; 22(11):2250-9. 2008

[4] Mobasher B, Shah SP. *Test Parameters for Evaluating Toughness of Glass Fiber Reinforced Concrete Panels*. ACI Materials Journal; 86:448–458. 1989

[5] Shah SP, Ludirdja D, Daniel JI, Mobasher B. *Toughness-durability of glass fiber reinforced concrete systems*. ACI Materials Journal 1988; 85:352– 360.

[6] Majumdar AJ. *Fiber reinforced cement and concrete*. : The Construction press; 1975.

[7] Majumdar AJ, Laws V. *Glass fibre reinforced cement*. : BSP Professional Books; 1991.

[8] Marikunte S, Aldea C, Shah SP. *Durability of glass fiber reinforced cement composites: Effect of silica fume and metakaolin*. Adv.Cem.Based Mater. 0;5(3–4):100-8. 1997

[9] Purnell P, Short N R, Page C L, Majumdar A J, Walton P L, *Durability of grc made with new cementitious matrices.*; GRC Proceedings1998.

[10] Zhang Y, Sun W, Shang L, Pan G. *The effect of high content of fly ash on the properties of glass fiber reinforced cementitious composites*. Cem.Concr.Res. 1997 12;27(12):1885-91.

[11] Ball H; Wackers M. *Long term durability of naturally aged gfrc mixes containing forton polymer.* ; GRC Proceedings 2001.

[12] UNE-EN 1170-5. *Productos prefabricados de hormigón. Método de ensayo para hormigón armado con fibra de vidrio*. 1998;.

[13] ACI 544.XR-XXE. *indirect method for obtaining a model stress-strain curve of strain softening FRC*.

[14] ASTM C1018-97. *Standard test method for flexural toughness and first-crack strenght of fiber-reinforced concrete*.

[15] UNE 83510. *Hormigones con fibras. Determinación del índice de tenacidad y resistencia a primera fisura*. 2004.

[16] Planas J, Guinea GV, Gálvez JC, Sanz B, Fathy AM. *RILEM TC-187-SOC Indirect tests for stress-crack opening curve*. 2007.

ANÁLISIS DEL AMORTIGUAMIENTO EN VIDRIO ESTRUCTURAL BAJO CARGAS DE IMPACTO

A. Ramos^{1*}, F. Pelayo¹, M.J. Lamela¹, A. Fernández Canteli¹
C. Huerta², A. Pacios²

¹Departamento de Construcción e Ingeniería de Fabricación.
Universidad de Oviedo. Campus de Viesques. 33203 Gijón, España.
*E-mail: ramosfalberto@uniovi.es.

²Departamento de Mecánica Estructural y Construcciones Industriales.
E.T.S. de Ingenieros Industriales, Universidad Politécnica de Madrid.
C/ José Gutiérrez Abascal, 2, 28006 Madrid, España.

RESUMEN

Los últimos avances tecnológicos y las tendencias arquitectónicas actuales han impulsado notablemente el uso de una gran variedad de productos de vidrio en la construcción que, en función de sus propias características, permiten diseñar y calcular elementos estructurales de este material bajo condiciones de seguridad. Este trabajo presenta la evaluación y el análisis de las propiedades de amortiguamiento de placas rectangulares de vidrio laminado de 1938 mm x 876 mm con distinto espesor, según el número de capas intermedias de PVB dispuestas. Mediante simulación numérica por elementos finitos y su posterior comprobación experimental, utilizando análisis modal, se determinaron las frecuencias naturales y el amortiguamiento de las placas de vidrio, tanto en condiciones de contorno libre, como en condiciones operacionales del equipo de ensayos de impacto utilizado en el programa experimental, siguiendo las especificaciones de la norma europea UNE-EN 12600:2003.

ABSTRACT

The latest technology and architectural trends have significantly improved the use of a large variety of glass products in construction which, in function of their own characteristics, allow to design and calculate structural glass elements under safety conditions. This paper presents the evaluation and analysis of the damping properties of rectangular laminated glass plates of 1938 mm x 876 mm with different thickness depending on the number of PVB interlayers arranged. By means of numerical simulation and experimental verification, using modal analysis, natural frequencies and damping of the glass plates were calculated, both under free boundary conditions and operational conditions for the impact test equipment used in the experimental program, as the European standard UNE-EN 12600:2003 specifies.

PALABRAS CLAVE: Vidrio estructural, péndulo de impacto, amortiguamiento.

1. INTRODUCCIÓN

En las últimas décadas el desarrollo de nuevas técnicas de post-procesado del vidrio, la mejora en su producción así como la posibilidad de realizar análisis y cálculos estructurales mediante técnicas numéricas como el método de los elementos finitos ha favorecido la mayor utilización del vidrio como material estructural. Dentro de los avances en los vidrios está la

posibilidad de fabricar vidrios laminados. El vidrio laminado presenta una estructura tipo sándwich formada por una o varias capas de vidrio unidas mediante capas intermedias de un material polimérico que le confieren una serie de propiedades, en comparación con los vidrios monolíticos (una única capa de vidrio), que han llevado a la sustitución de éste último en diversas aplicaciones. Una de las ventajas más significativas de los vidrios laminados es el incremento en la seguridad

que ofrecen ya que al producirse la fractura de las capas de vidrio, éstas se mantienen pegadas a la capa polimérica [1]. Otras ventajas destacadas de los vidrios laminados es la mayor capacidad de aislamiento tanto acústico como térmico.

Aunque sus ventajas resultan atractivas, el cálculo y modelización del comportamiento del vidrio laminado resulta complejo debido a la combinación de un material rígido, como es el vidrio, con un material flexible como es el de la capas poliméricas. El material polimérico más utilizado es el polivinil-butiral (PVB) que presenta un comportamiento viscoelástico característico por presentar una dependencia de sus propiedades mecánicas, por ejemplo, con la temperatura y la frecuencia (o tiempo) [2,3].

En este trabajo se analiza el comportamiento dinámico del vidrio laminado en ensayos de impacto según la norma UNE-EN 12600:2003 [4] en función del espesor de la capa de PVB utilizada.

2. COMPORTAMIENTO DEL VIDRIO LAMINADO.

El vidrio laminado forma una estructura tipo sándwich compuesta por capas de vidrio, cuyo comportamiento se suele considerar elástico-lineal [2] y capas intermedias, generalmente de PVB, que presentan un comportamiento viscoelástico-lineal. A pesar de que el espesor de la capa de PVB es considerablemente menor que el espesor total del laminado, por ejemplo 15 veces menor en un vidrio de 3+0,38+3 mm (siendo 3 y 0,38 mm los espesores de vidrio y PVB, respectivamente) la influencia del polímero en parámetros como el amortiguamiento puede ser significativa en comparación con un vidrio monolítico de espesor equivalente.

El comportamiento viscoelástico se puede entender de manera sencilla si se tiene en cuenta que estos materiales presentan propiedades comunes a los sólidos elásticos y a los fluidos viscosos, representados habitualmente por muelles y émbolos, respectivamente [5]. Factores como la temperatura, la presión o la frecuencia (o tiempo de aplicación de la carga) influyen en estos materiales de manera que, por ejemplo, a bajas temperaturas o cargas de alta frecuencia, la parte elástica tiene mayor peso que la viscosa y viceversa [6].

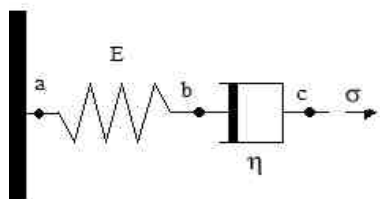


Figura 1. Modelo de Maxwell

Un ejemplo sencillo de modelo viscoelástico es el modelo de Maxwell dado por un muelle (comportamiento elástico) y un émbolo (comportamiento viscoso) colocados en serie (ver Figura 1).

La respuesta del material frente a carga dinámicas, como las debidas a impactos, viene dada por el módulo complejo del material $E^*(\omega)$ que se puede representar mediante su parte real, $E'(\omega)$, conocida como el módulo de almacenamiento y relacionada con la capacidad elástica del material y su parte imaginaria, $E''(\omega)$, conocida como el módulo de pérdidas y relacionada con la capacidad disipativa del material. En el modelo de Maxwell ambas componentes vienen dadas por las siguientes expresiones [7]:

$$E'(\omega) = \frac{\eta^2 \omega^2 E}{\eta^2 \omega^2 + E^2} \quad (1)$$

$$E''(\omega) = \frac{\eta \omega E^2}{\eta^2 \omega^2 + E^2} \quad (2)$$

donde ω es la frecuencia, E es la rigidez del muelle y η el coeficiente de viscosidad del material. La relación entre ambas componentes es conocida como el factor de pérdidas (o tangente de pérdidas $\tan\delta$):

$$\eta(\omega) = \frac{E''(\omega)}{E'(\omega)} \quad (3)$$

que se puede relacionar con el índice de amortiguamiento modal ζ mediante la relación [8]:

$$\eta = 2 \cdot \zeta \quad (4)$$

Dicha relación proporciona buenos resultados para sistemas con amortiguamiento relativamente bajo, siendo los errores menores del 5% cuando $0 < \eta < 0,3$ [9]. En la figura 2 se representan los valores de los módulos $E'(\omega)$ y $E''(\omega)$ conjuntamente con el valor del factor de pérdidas $\eta(\omega)$ para el PVB en función de la temperatura. De la figura 2 se observa como la capacidad de amortiguamiento del PVB, representada por el factor de pérdidas ($\tan\delta$), depende fuertemente de la temperatura.

Por otro lado, el comportamiento viscoelástico también depende de la presión a la que está sometida el material [5], presentando así mayor rigidez a medida que aumenta la presión a la que está sometido, es decir, se produce un aumento de la componente real $E'(\omega)$ frente a la imaginaria $E''(\omega)$, lo que implica un factor de pérdidas más bajo (ver ec. 3) o lo que es lo mismo una reducción en la capacidad de amortiguamiento del vidrio laminado. Este efecto de presión podría ser más acusado en vidrios laminados de espesores de PVB pequeños, por ejemplo, formado de una única capa de

0,38 mm, donde las fuerzas de adherencia creadas entre los dos materiales en el proceso de fabricación pueden someter a un estado residual de compresión la capa de PVB. Este efecto se puede reducir en vidrios laminados con mayor espesor de PVB, donde se podría producir la relajación del material en puntos cercanos al plano central de la capa; puntos menos influidos por las fuerzas de adherencia.

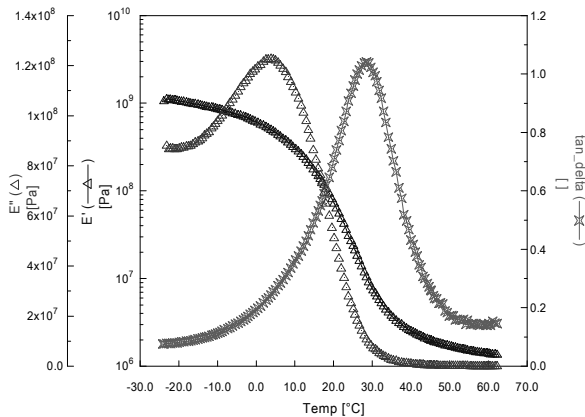


Figura 2. Módulos de almacenamiento E' , de pérdidas E'' y $\tan\delta$ del PVB.

3. METODOLOGÍA EXPERIMENTAL

3.1. Probetas

En los ensayos experimentales, se utilizaron dos tipos de placas de vidrio: monolíticas y laminadas. Las dimensiones de las placas fueron de 1938 mm de alto y 876 mm de ancho siendo el espesor del vidrio monolítico de 10 mm de espesor, de acuerdo con la norma europea EN 12150-1:2000 [9]. En los vidrios laminados se utilizaron placas con 3 capas en configuración: Vidrio+PVB+Vidrio con las siguientes dimensiones (en mm): 5+0,38+5 y 5+1,52+5 y denominadas con los nombres "Lam 1" y "Lam 2", respectivamente.

3.2. Banco de ensayos

En los experimentos se utilizó un banco de ensayos para llevar a cabo tests de impacto según la norma UNE-EN 12600:2003 [4] la cual describe la metodología de ensayo para la clasificación de vidrio plano en edificación mediante ensayo pendular.

Sobre el marco de ensayos se realizaron algunas mejoras sobre las indicaciones básicas descritas por la norma con el objetivo de conseguir mayor precisión, repetitividad y versatilidad. Por un lado se independizó el péndulo de impacto y el banco de ensayos y, por otro lado se implementó un sistema de medida de ángulos mediante encóder que permite de manera sencilla fijar y

posicionar el péndulo a la altura deseada. Por último se añadió un dispositivo de liberación automática del péndulo mediante un electroimán.

3.3. Ensayos

Los ensayos se dividieron en dos partes: a) análisis modal de la placa dispuesta en el marco del banco de ensayos, y b) ensayos de impacto sobre el mismo banco. El objetivo de ambos ensayos es, por un lado, analizar la respuesta dinámica de las placas (frecuencias, modos de vibración e índices de amortiguamiento) y por otro lado, facilitar la interpretación de la respuesta de las placas ante los impactos.

En los ensayos de análisis modal, se utilizaron 8 acelerómetros de 100 mV/g (PCB-333B32). El registro de las aceleraciones durante los ensayos se realizó mediante un Chassis cDAQ-9188 equipado con 2 módulos de Aceleración NI 9234 y una frecuencia de muestreo de 2132 Hz. En los ensayos se utilizó excitación artificial sobre la placa utilizando dos martillos modales con cabeza plástica.

La respuesta de las placas en los ensayos de impacto se registró mediante acelerómetros de 10 mV/g (PCB-352C15) fijados mediante bases pegadas a las placas de vidrio. En dichos ensayos se utilizó una configuración diferente, colocándose 6 acelerómetros en la placa, un acelerómetro en el péndulo y dos en la estructura del banco de ensayos. Adicionalmente se colocó una roseta de galgas extensométrica (0° - 45° - 90°) en el centro para medir las deformaciones producidas durante el impacto.

El registro de las señales se realizó, en este caso, con el mismo equipo utilizado en el análisis modal de la placa al que se le añadió un módulo NI-9235 para mediciones de extensometría. En los ensayos de impacto se utilizó una frecuencia de muestreo de 10240 Hz.

De acuerdo con la norma UNE-EN 12600-2003 [4], se realizaron impactos a tres alturas de caída respecto a la posición de reposo del péndulo (190, 450 y 1200 mm), y adicionalmente a alturas intermedias de 25, 50, 75, 100, 200, 250, 300, 600, 750 y 1000 mm, siempre que no tuviese lugar la rotura del vidrio. A cada una de las alturas se llevó a cabo un ensayo de impacto simple y un ensayo de doble impacto, en el cual, el péndulo golpea la placa y se deja oscilar libremente hasta que se produce el segundo impacto, momento en el cual se detiene el péndulo.

En cada ensayo se tiene en cuenta la máxima respuesta de los acelerómetros, el tiempo entre impactos, el tiempo de atenuación de la respuesta de las placas hasta el estado de reposo tras el impacto y la deformación máxima de la galga.

4. RESULTADOS EXPERIMENTALES

4.1. Análisis modal de las placas en el marco de ensayos

En este apartado se presentan los resultados del análisis modal de las placas fijadas sobre el marco del banco de ensayos.

El análisis modal de las placas se realizó utilizando únicamente las respuestas de las placas (análisis modal operacional) y utilizando la aplicación ARTEMIS EXTRACTOR. La identificación de los parámetros modales se realizó mediante la técnica de análisis en frecuencia: EFDD [10].

Las frecuencias naturales obtenidas para las tres placas se presentan en la Tabla 1.

De los valores obtenidos se puede observar como la placa laminada, presenta frecuencias más bajas que la placa monolítica de espesor similar. En el caso de la respuesta del vidrio laminado, la respuesta ante cargas de alta frecuencia, como son las de cargas de impacto, es como la un vidrio monolítico de espesor la suma de las tres capas del vidrio laminado [11]. En este caso una medida de los espesores de ambas placas reveló como la placa monolítica tenía un espesor total de 10,15 mm mientras que el espesor total del laminado, teóricamente de $5+0,38+5$ es de 9,86 mm, lo que justifica los resultados obtenidos de la tabla 1.

En el caso del vidrio laminado con espesor de PVB de 1,52 mm, el espesor total del vidrio monolítico equivalente hace que su respuesta en frecuencia sea más elevada, mayor rigidez efectiva [11] y, por lo tanto, se obtengan frecuencias naturales más elevadas (ver tabla 1).

Tabla 1. Frecuencias naturales de las placas colocadas en el marco de ensayos.

Modo	Frecuencia natural [Hz]		
	Monolítica	Lam 1	Lam 2
1	37,39	37,01	40,86
2	56,02	54,83	57,35
3	67,15	64,19	66,20
4	90,05	89,02	99,26

Los índices de amortiguamiento obtenidos del análisis modal operacional mediante la técnica de EFDD se presentan en la tabla 2.

Si se comparan los valores de amortiguamiento en función de si se tiene o no la capa de PVB en el vidrio, los resultados obtenidos muestran un aumento del amortiguamiento, por un lado comparando el vidrio monolítico con el laminado de espesor similar (Lam 1)

y, en segundo lugar, al incrementar el espesor de la capa de PVB (Lam 2), donde el aumento del amortiguamiento es más significativo (ver Tabla 2).

Tabla 2. Índices de amortiguamiento de las placas en el banco de ensayos.

Modo	Índices de amortiguamiento [%]		
	Monolítica	Lam 1	Lam 2
1	1,058	1,144	1,808
2	0,909	0,999	1,420
3	0,756	1,039	2,060
4	0,632	0,856	2,167

En la variación del amortiguamiento con la frecuencia, se observa tanto en la placa monolítica como en la placa laminada "Lam 1" una tendencia a disminuir el amortiguamiento con la frecuencia, en general esta tendencia en ambos casos debería de ser inversa [12] lo que induce a pensar que algún mecanismo de disipación del marco de ensayos puede estar influenciando los resultados. Adicionalmente en el caso del vidrio monolítico, en ensayos previos sobre la placa en condiciones de apoyo libre-libre para la calibración del marco de ensayos [1,4] se conoce que los índices de amortiguamiento son del 0,3 % o inferiores, lo que reafirma que los valores obtenidos así como la tendencia observada en los ensayos sobre el marco son mayores de lo esperado para el caso monolítico y aunque en menor medida, también para los índices de amortiguamiento obtenidos en el vidrio laminado de menor espesor. Este comportamiento puede estar justificado debido a la sujeción mediante las bandas de goma que se utiliza en el marco de ensayos para sujetar las placas al mismo. En el caso del vidrio laminado "Lam 2" se observa como el amortiguamiento si aumenta con la frecuencia. Esta diferencia de comportamiento con las otras dos placas puede ser debida a la mayor capacidad disipativa de la placa frente al efecto de amortiguamiento introducido por las bandas de goma de sujeción

4.2 Ensayos de impacto

En caso de ensayos de impacto simple a distintas alturas se analizan los valores de aceleración máxima registrada en el impacto, la aceleración máxima registrada por el péndulo producida al impactar y, finalmente, se realiza una estimación del tiempo que tarde en atenuarse la vibración en la placa. Para calcular este parámetro de atenuación, que proporciona una medida indirecta de la capacidad de amortiguamiento de las placas, se calcula el tiempo que transcurre entre el máximo de la señal de aceleración en el impacto y el de un valor en la señal de aceleración de un 95% más bajo. Los resultados obtenidos para una altura de impacto de 100 mm en las tres placas se presentan en la tabla 3. De los resultados obtenidos se observa como la aceleración registrada en

la placa monolítica es más elevada que en las dos placas de vidrio laminado y, además, en este último caso, la aceleración es más baja a medida que aumenta el espesor de PVB. Aunque la respuesta observada anteriormente en las placas, ver tabla 1, es que a mayor espesor equivalente de la placa mayor rigidez. En la respuesta ante impacto esta tendencia parece invertirse, sin embargo hay que tener en cuenta que las aceleraciones no se miden en la capa donde se realiza el impacto, sino en la cara opuesta, por lo que los resultados obtenidos indican la atenuación que el PVB confiere a la respuesta de la placa siendo mayor la atenuación a mayor capa de PVB.

A través de la medida de aceleración del péndulo en el instante en que se produce el impacto, se puede ver como la aceleración es mayor a mayor espesor equivalente, resultado éste, por lo tanto, acorde con los valores obtenidos en las frecuencias naturales de las placas debido a que la aceleración del péndulo se mide sobre la cara del vidrio que recibe el impacto.

En relación al tiempo de atenuación del 95% del valor de la señal los resultados obtenidos (ver tabla 3) son acordes con los resultados obtenidos a través del análisis modal operacional de las placas: a mayor espesor de PVB, mayor amortiguamiento del vidrio, y por lo tanto, menos tiempo tarda la onda de impacto en atenuarse.

Tabla 3. Datos obtenidos en el impacto simple para una altura de caída de 100 mm.

Aceleración	Monolítica	Lam 1	Lam 2
Máx. [g]	8,560	8,252	7,070
Péndulo [g]	7,002	7,103	7,241
Tiempo de atenuación (95%) [s]	4,578	4,042	3,752

En los ensayos de doble impacto se observa como el tiempo transcurrido entre el primer y el segundo impacto (ver tabla 4) aumenta con el espesor de la capa de PVB. Este resultado reafirma como el comportamiento del vidrio laminado frente a cargas de impacto se puede asimilar al de un vidrio monolítico de espesor equivalente dado que un mayor tiempo entre los impactos se produce si el rebote del péndulo es de mayor altura, hecho producido por un impacto contra una estructura más rígida.

Tabla 4. Datos obtenidos en el doble impacto

Aceleración	Monolítica	Lam 1	Lam 2
Péndulo1 [g]	5,889	5,798	5,995
Péndulo2 [g]	4,890	4,777	4,922
T entre impactos [s]	1,372	1,389	1,405

A partir de las respuestas en aceleración de la placa ante cargas de impacto, ver figura 3, se realizó una estimación del amortiguamiento mediante la técnica del decremento logarítmico. Los valores obtenidos para las tres placas para una altura de impacto de 100 mm se presentan en la tabla 5. Aunque la respuesta de la placa para un impacto en el centro se debe principalmente a la colaboración del primer modo de vibración (± 38 Hz), la diferencia de amortiguamiento observada entre los valores de la tabla 2 y 5 se puede deber a la colaboración añadida del tercer modo de vibración (± 90 -100 Hz) que, al igual que el primero, tiene un nodo de amplitud máxima en el punto central y, por lo tanto se puede excitar fácilmente para este tipo de carga. En la figura 4 se representa la densidad espectral de la respuesta de la placa ante un impacto donde se puede ver como en la respuesta ante impacto se excitan fundamentalmente los modos correspondientes al primer y tercer modo, 38 y 90-100 Hz, respectivamente.

Tabla 5. Índices de amortiguamiento obtenido en el impacto.

Frec [Hz]	Monolítica	Lam 1	Lam 2
Modo 1	1,197	1,089	1,985

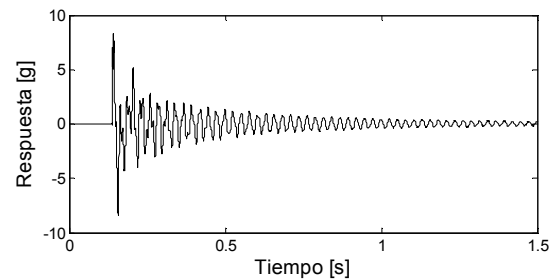


Figura 3. Ejemplo de respuesta de las placas ante un impacto.

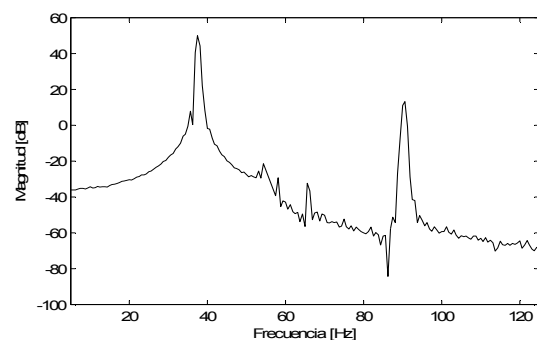


Figura 4. Ejemplo de densidad espectral de la respuesta de las placas en el ensayo de impacto.

Por último, a partir de la serie completa de ensayos a diferentes alturas se observa como el comportamiento del vidrio laminado con la altura del impacto sigue una tendencia lineal lo permite mantener para este tipo de

cargas las hipótesis de cálculo lineal y viscoelástico-lineal para el vidrio y PVB, respectivamente.

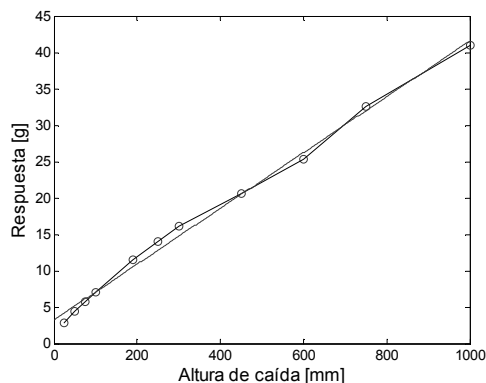


Figura 5. Relación entre la altura de caída del péndulo y la respuesta del vidrio laminado (capa de 0,38 mm de PVB)

5. CONCLUSIONES

A través de los parámetros modales de las placas en condiciones de operación, se puede estimar su comportamiento frente a cargas de impacto, facilitando así la calibración de un modelo numérico para este tipo de ensayos.

Los resultados de este trabajo demuestran la influencia del espesor de la capa intermedia del PVB en la capacidad de amortiguamiento del vidrio. Sin embargo para laminados con espesores bajos de PVB, dicha influencia puede ser del mismo orden que la introducida por elementos flexibles de fijación de la placa.

En el estudio de tensiones, deformaciones y desplazamientos de placas de vidrio sometidas a carga de impacto es necesario considerar no sólo la colaboración del primer modo de vibración sino también la del tercero, dado el tipo de excitación realizada.

En los ensayos de impacto sobre vidrios laminados se ha obtenido una relación lineal entre la respuesta de la placa y la magnitud del impacto. Esto permite utilizar las hipótesis de comportamiento lineal y viscoelástico-lineal para el vidrio y el PVB, respectivamente.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen la financiación recibida del Plan Nacional y Regional de Investigación, a través de los proyectos BIA2010-19920, BIA2011-28959 y SV-PA-11-012, y del Ayuntamiento de Gijón, mediante una beca del IUTA.

REFERENCIAS

- [1] Claramunt R., Postigo S., Perera R., Pacios A., Ros A., Huerta C., Seguridad ante impacto humano de acristalamientos en edificaciones. Boletín de la Sociedad Española de Cerámica y Vidrio. 2005.
- [2] Bennison, S., J., Jagota, A., Smith, A., Fracture of Glass/Poly (vinyl butyral) (Butacite). Laminates in Biaxial Flexure, Journal of American Society, 1761-70. 1999.
- [3] F. Pelayo, M.J. Lamela-Rey, A. Fernández-Canteli, J. García-Barrueta, F. Cortés, y J.M. Abete. "Métodos de conversión tiempo-frecuencia para la aplicación del principio de correspondencia en materiales viscoelástico-lineales". Anales de Mecánica de la Fractura 28, Vol. 2. 2011.
- [4] UNE-EN 12600-2003. "Vidrio para la edificación. Ensayo pendular. Método de ensayo al impacto y clasificación para vidrio plano". Asociación Española de Normalización y Certificación. 2003.
- [5] Ferry, J.D., Viscoelastic Properties of Polymers, Third ed., John Wiley & Sons, Ltd., New York. 1980.
- [6] Lakes, R.S., "Viscoelastic Solids", CRC Mechanical Engineering Series, Ed. Kulacki, F.A. CRC Press, 1998.
- [7] Tschoegl, N.W., The Phenomenological Theory of Linear Viscoelastic Behavior, Springer-Verlag, Berlin. 1989.
- [8] Jones, D.I.G., Handbook of viscoelastic vibration damping, John Wiley & Sons, Ltd., New York. 2001.
- [9] UNE-EN 12150-1:2000. "Vidrio para la edificación. Vidrio de silicato sodocálcico de seguridad templado térmicamente. Parte 1: Definición y descripción". 2000.
- [10] Brincker, R., Zhang, L-M., and Anderson. P., "Modal Identification from Ambient Response Using Frequency Domain Decomposition," in: Proceedings of the 18th IMAC, pp. 625-630. 2000.
- [11] Ross, D., Ungar, E.E., and Kerwin, E.M., "Damping of Plate Flexural Vibrations by Means of Viscoelastic Laminate," Structural Damping, ASME, pp. 49-88. 1959.
- [12] Operational Modal Analysis on laminated glass beams, M. López Aenlle, F. Pelayo, A. Fernández Canteli, J. Barredo, L. Hermanns, A. Fraile. In the proceedings of the 4th International Operational Modal Analysis Conference, IOMAC. Istanbul, 2011.

COMPORTAMIENTO A FATIGA DE ALTA FRECUENCIA DE HORMIGONES COMPACTANTES DE ALTA RESISTENCIA

C. Thomas*, I. Sosa, J. Setién, J. A. Polanco

Laboratorio de Ciencia e Ingeniería del Terreno y de los Materiales - LADICIM
E.T.S. de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos,
Universidad de Cantabria, Avda Los Castros s/n,
39005 Santander, España.

* E-mail: carlos.thomas@unican.es

RESUMEN

Cada vez más estudios se están centrando en el análisis del comportamiento de hormigones estructurales sometidos a cargas cíclicas de compresión atendiendo a las necesidades de diseño de puentes, pilares, traviesas de ferrocarril, etc. Basado en este hecho, en esta investigación, se ha establecido una relación entre los resultados obtenidos a partir de ensayos a fatiga de hormigón en masa de alta resistencia bajo cargas cíclicas de amplitud constante a altas y bajas frecuencias. Los mecanismos de daño de la fatiga a alta frecuencia presentan ciertas similitudes con los de baja frecuencia, más habituales, presentando estos primeros una ventaja fundamental frente a los segundos: el tiempo de ejecución y de obtención de resultados. Las conclusiones de esta investigación son una buena base para estudios posteriores en los que pueda determinarse el límite a fatiga del material a partir de ensayos realizados a frecuencias por encima de los 100 Hz.

ABSTRACT

More and more studies are focusing on the analysis of the behaviour of structural concrete subjected to cyclic compressive loading according to the requirements of design of bridges, piers, railroad sleepers... Based on this, in this study, a relationship between the results obtained from constant amplitude fatigue tests of high strength concrete at high and low frequencies has been established. The mechanisms of fatigue damage at high frequency have certain similarities with low frequency, most common, presenting these first advantages against the second: the execution obtaining results time. The findings of this research are a good basis for further studies to determine the fatigue limit of the material using frequencies above 100 Hz.

PALABRAS CLAVE: Fatiga, alta frecuencia, hormigón autocompactante

1. INTRODUCCIÓN

Puentes, pilares, traviesas de ferrocarril, etc. son elementos sometidos a cargas cíclicas que pueden originar la pérdida de características o incluso el colapso si las tensiones son intensas, aunque se sitúen muy por debajo de las resistencias estáticas.

Diversos investigadores han investigado el comportamiento a la fatiga de hormigón. A partir de 1852 A. Wöhler comenzó a analizar el fenómeno de la fatiga que tenía lugar en el sistema de ferrocarriles. Posteriormente, H. Gerber y Goodman desarrollaron metodologías para el cálculo de la vida a fatiga según el nivel tensional aplicado. En 1886 J. Bauschinger confirmó los resultados obtenidos por Wöhler y definió el límite elástico de los materiales. En 1903 J. A. Erwing observó en las superficies de las probetas ensayadas a fatiga la aparición microfisuras que provocarían la posterior aparición de fisuras debidas a

los ciclos de carga que provocarían a su vez el colapso del material. En 1910 O.H. Basquin propone leyes empíricas que caracterizan el límite a fatiga de los materiales. En 1924 A. Palmgren desarrolla modelos de acumulación de daño por fatiga, los cuales sirvieron de base a los modelos que posteriormente llevó a cabo Miner en 1945.

En ensayos de fatiga en compresión de hormigón, la frecuencia de carga suele ser inferior a 30 Hz. No obstante, el desarrollo de la técnica permite hoy utilizar equipos que pueden superar los 100 Hz, denominándose este tipo de fatiga de alta frecuencia. Como es de suponer, el ensayo de alta frecuencia supone una importante reducción en el tiempo para alcanzar el límite de fatiga de un material. Sin embargo, surgen dudas en cuanto a la posibilidad de establecer comparaciones con los ensayos de baja frecuencia [1-3].

En la presente investigación se ha caracterizado frente a esfuerzos a fatiga de baja frecuencia un hormigón de alta resistencia. Seguidamente se han realizado ensayos de fatiga a alta frecuencia se han comparado los resultados obtenidos.

En el caso del hormigón, la primera variable a considerar es la carga o cargas de compresión que se van a aplicar sobre la probeta durante el ensayo. Para llevar a cabo un estudio acerca del comportamiento a fatiga de un determinado material, ha de definirse, en primer lugar, el tipo de fatiga que se desea analizar. La fatiga que se aplica a estos hormigones se ejerce mediante una máquina dinámica que, en este caso, puede funcionar en control de posición o en control de carga. En el primero de los casos, el intervalo de fatiga estará determinado por dos posiciones, límite inferior y límite superior del intervalo. No obstante, en el hormigón se descarta este tipo de ensayo, ya que su dificultad radica en el hecho, bien conocido, de que se trata de un material especialmente rígido y poco deformable, y debido a ello, un control de posición introduciría una incertidumbre muy grande en la relación tensión-deformación. Por ello, se recomienda llevar a cabo todos los ensayos de fatiga sobre hormigón en control de carga. En este sentido, la caracterización se acomete entre dos tensiones, σ_i y σ_j , como límite inferior y límite superior del intervalo de tensión para el cual se somete el material a fatiga.

Una de las dudas que se plantean antes de la investigación es si la fatiga a alta frecuencia podría tener un efecto negativo sobre la vida del hormigón por acumulación de energía calorífica como sucede con los materiales poliméricos, existiendo un calentamiento mayor en el caso de la fatiga a alta frecuencia que a baja frecuencia.

2. MATERIAL

En la presente investigación se ha caracterizado un hormigón autocompactante de alta resistencia. En la Tabla 1 se muestran las características del hormigón en estado fresco y endurecido. “D” corresponde con el diámetro del disco de desparramamiento que determina la fluidez del hormigón. t_{500} es el tiempo invertido en alcanzar los 500 mm de diámetro en el desparramamiento. f_c corresponde con la resistencia a compresión simple y ME es el módulo elástico del hormigón a la edad de 28 días.

Tabla 1. Propiedades del hormigón en estado fresco y endurecido.

D [mm]	t_{500} [s]	f_c 28 días [MPa]	ME [GPa]
760.5	4.0	98.26	45.38

La dosificación se ha estudiado a edades superiores a los 28 días, determinándose la resistencia de los hormigones en el momento del inicio del ensayo a fatiga.

Se han ensayado en estático y dinámico un total de 70 probetas cilíndricas de 100 mm de diámetro y 200 mm de altura. La Figura 1 muestra la curva tensión-deformación de un ensayo de compresión hasta rotura. En este ejemplo, la probeta consiguió superar los 100 MPa de resistencia a compresión.

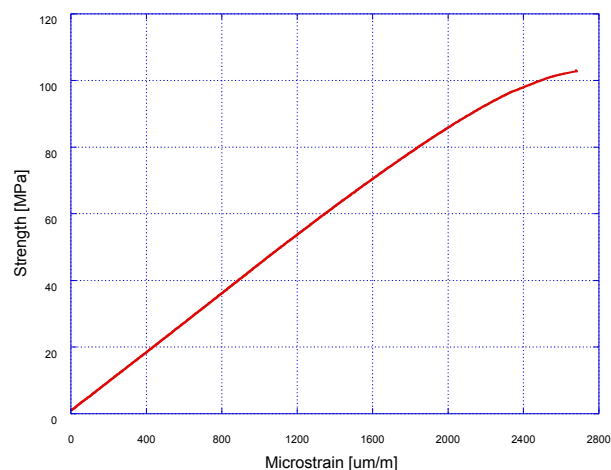


Figura 1. Curva tensión-deformación del hormigón ensayado a compresión simple.

La Figura 2 muestra una probeta instrumentada con 2 galgas extensométricas preparada para realizar el ensayo de fatiga.



Figura 2. Probeta cilíndrica de hormigón instrumentada autocompactante de alta resistencia.

3. MONTAJE EXPERIMENTAL

La técnica experimental de caracterización empleada para caracterizar el hormigón a fatiga ha sido el método propuesto en el código CEB-FIP 1990 “Model Code for concrete structures” [1]. Este modelo requiere la realización de varios ensayos para posteriormente obtener la curva S-N del hormigón.

Se utilizó en la ejecución de los ensayos a baja frecuencia una prensa servohidráulica universal INSTRON de ± 1500 kN de carga máxima. En los ensayos de alta frecuencia se ha utilizado una prensa de resonancia ZWICK con una capacidad máxima de 400 kN. Las probetas fueron dispuestas sobre un utillaje de acero a fin de garantizar la correcta posición de las mismas bajo el actuado y las caras de las probetas fueron pulidas. Finalmente, la rótula se vinculaba directamente con el actuador de la máquina.

4. RESULTADOS

En cuanto a los resultados obtenidos, en primer lugar, es de destacar que en primera instancia las roturas de las probetas ensayadas bajo frecuencias bajas y altas son muy similares. En la Figura 3 se muestra el resultado de la rotura de dos distintas probetas ensayadas a fatiga de baja frecuencia (izq.) y alta frecuencia (dcha.).



Figura 3. Probetas cilíndricas de hormigón resultado de la rotura por fatiga.

En lo referente a la deformación registrada por el material a lo largo de la consecución de los primeros ciclos, no se ha observado una diferencia sustancial entre las dos metodologías. No obstante, cuando la acumulación de ciclos es alta, la deformación de los hormigones ensayados a baja frecuencia parece ser mayor.

La Figura 4 muestra la evolución de la deformación frente al número de ciclos de un ensayo a alta frecuencia en el que la probeta es capaz de superar sin colapsar los 10 millones de ciclos. No obstante, sin que hasta el momento en esta investigación hayan podido

cuantificarse debidamente los efectos, sí se ha detectado que la alta frecuencia provoca aparentemente menores pérdidas de rigidez del material. Esta observación es coherente con los resultados que se presenta posteriormente, en los que para un mismo nivel tensional, el número de ciclos que el mismo hormigón es capaz de resistir a alta frecuencia es mayor que a baja frecuencia.

La deformación remanente es el valor de deformación que se obtiene del corte con el eje de deformación de la recta de ajuste de cada ciclo de carga y descarga en tensión-deformación. En general, se suele representar el valor de deformación remanente con respecto del número de ciclos y permiten comprobar cómo evoluciona la rigidez del material.

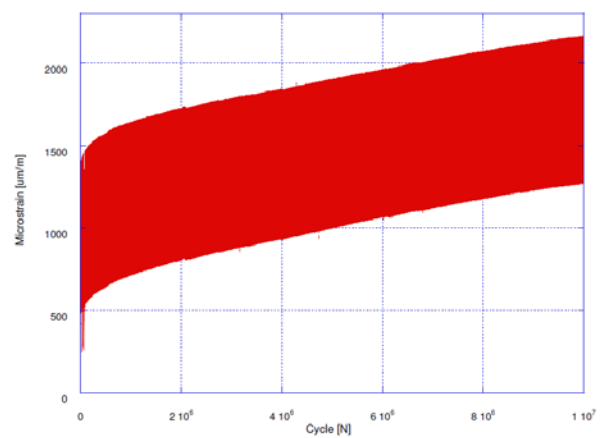


Figura 4. Deformación frente al número de ciclos de un ensayo de alta frecuencia.

La Figura 5 muestra la deformación remanente de un ensayo de baja frecuencia en el que la probeta colapsó a los 450000 ciclos.

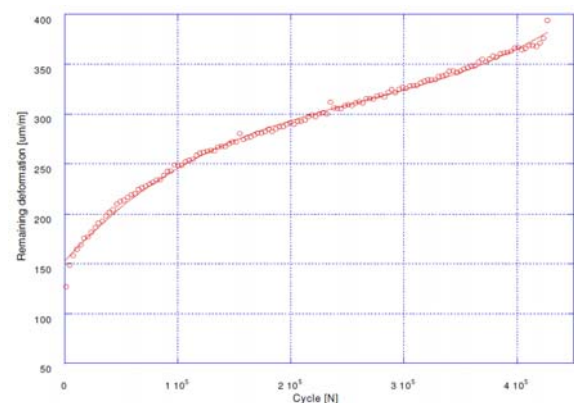


Figura 5. Deformación remanente frente al número de ciclos de un ensayo de baja frecuencia.

La Figura 6 muestra la deformación remanente de una probeta ensayada a alta frecuencia y que es capaz de superar los 10 millones de ciclos.

Se presentan 25 ensayos de fatiga a una frecuencia de 10 Hz y 7 ensayos a alta frecuencia para adistintos niveles tensionales, con ruturas y no roturas, antes y después de la acumulación de 10 millones de ciclos con el objetivo de obtener una representación $\log S - \log N$.

La Figura 7 muestra los resultados obtenidos en una representación $\log S - \log N$ para los ensayos de alta frecuencia. Los resultados de baja frecuencia has sido eliminados a petición del solicitante de los ensayos. Así mismo, para cada tipo de ensayo se han trazado las rectas de ajuste de los puntos obtenidos.

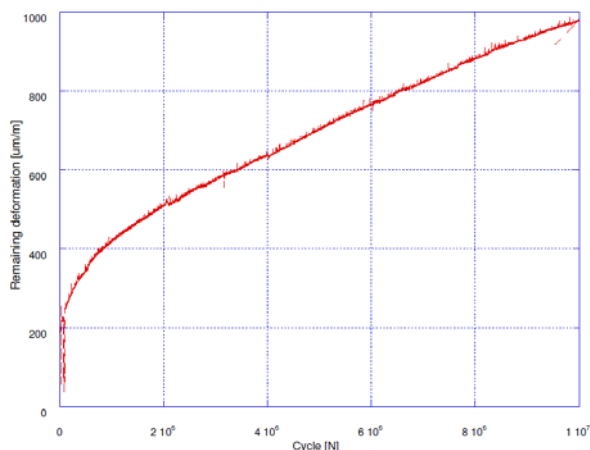


Figura 6. Deformación remanente frente al número de ciclos de un ensayo de alta frecuencia.

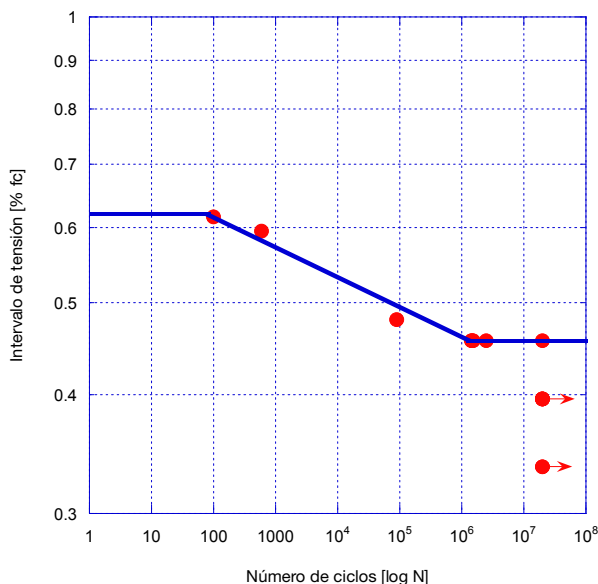


Figura 7. Intervalo de tensión aplicado frente al número de ciclos alcanzado en ensayos de baja frecuencia.

Obsérvese que el límite a fatiga del hormigón ensayado a baja frecuencia se sitúa en un intervalo de tensiones del entorno del 40% de la resistencia a compresión del hormigón. No obstante, cuando los ensayos se realizan a alta frecuencia, se observa que para los mismos niveles

tensionales el número de ciclos que el hormigón es capaz de soportar es mayor. Además, esta diferencia, con los pocos datos de alta frecuencia obtenidos, parece ser mayor cuanto menor es la tensión aplicada. Ello hace que el límite a fatiga del hormigón aumente por encima del 45% de la resistencia a compresión.

5. CONCLUSIONES

De los resultados obtenidos pueden obtenerse las siguientes conclusiones.

La forma de la rotura de las probetas ensayadas a baja y alta frecuencia no presenta diferencias.

Parece ser que la deformación sufrida por hormigones ensayados a baja frecuencia es mayor que la que afecta a los hormigones de alta frecuencia cuando el número de ciclos acumulado es grande.

La alta frecuencia en hormigones no supone un aumento de la energía acumulada en la probeta en forma de calor como sucede con otros materiales. No obstante existen otros fenómenos que hacen que los ensayos a alta y baja frecuencia no arrojen los mismos resultados de deformación, límite y vida a fatiga.

Como conclusión final, a priori y a falta de confirmar estas primeras conclusiones con un mayor número de resultados de alta frecuencia, puede asumirse que los hormigones ensayados a alta frecuencia sufren un menor daño que los ensayados a baja frecuencia para mismos niveles tensionales. Por ello, una manera de investigar la naturaleza de estas diferencias podría ser la comparación de ensayos de alta y baja frecuencia manteniendo el mismo nivel de deformación en ambos casos.

REFERENCIAS

[1] C. Thomas, I. Sosa, J. Setién, J. A. Polanco, I. Carrascal, J. Casado. Determinación del límite a fatiga del hormigón mediante la técnica Locati, Encuentro del grupo español de Fractura. (2012).

[2] C. Thomas, J. Setién y J. A. Polanco. Daño por fatiga en hormigones reciclados, Encuentro del grupo español de Fractura. (2011).

[3] C Thomas, J Setién, JA Polanco. Determinación del límite a fatiga en hormigones reciclados de aplicación estructural, Anales de Mecánica de la Fractura. 1 (2009) 283-289.

FRACTURA DE MATERIALES POLIMÉRICOS

INFLUENCIA DE LA AGUDIZACION DE LA ENTALLA SOBRE LOS PARAMETROS DE LA FRACTURA DE POLIMEROS

A.B. Martínez^{1,*}, N. León², D. Arencón¹, J. Rodríguez³ and A. Salazar³

¹ Centre Català del Plàstic, Departament de Ciència dels Materials i Enginyeria Metal·lúrgica.
Universitat Politècnica de Catalunya – BarcelonaTECH.
C/Colom 114, 08222, Terrassa, España.
* E-mail: antonio.martínez@upc.edu

² CIATEQ – Centro de Tecnología Avanzada
Circuito de la Industria Poniente Lote 11, Manzana 3, No. 11
Col. Parque Industrial Exhacienda Doña Rosa, Lerma, Estado de México, México

³ Departamento de Tecnología Mecánica, ESCET, Universidad Rey Juan Carlos,
C/Tulipán s/n 28933 Madrid, España

RESUMEN

Existen diversos métodos para la agudización de las entallas en las probetas empleadas para la determinación de los parámetros de la fractura de polímeros. La norma ISO 13586 “Plastics- determination of fracture toughness (G_{IC} and K_{IC})- Linear Elastic Fracture Mechanics (LEFM) approach” indica solamente que el radio de curvatura de la punta de la entalla debe ser menor de $20\mu\text{m}$, y aconseja generar la grieta mediante fatiga o mediante una cuchilla de afeitar. Dada la dificultad de originar la agudización por fatiga, se ha extendido la agudización de las entallas mediante diferentes técnicas: *razor tapping*, *razor pressing*, *razor broaching*, y una nueva técnica de ablación mediante femtoláser. La utilización de estas diversas técnicas de agudización proporciona diferentes valores de los parámetros de fractura, ya que cada método de agudización genera diferentes radios de curvatura y además puede causar distinto daño. En este trabajo se analizan los resultados de la aplicación de las diversas técnicas de agudización de la entalla sobre un mismo material plástico.

ABSTRACT

There are several methods for the sharpening of the notches in the specimens used for determination of the parameters of fracture of polymers. The ISO 13586 “Plastics- determination of fracture toughness (G_{IC} and K_{IC})- Linear Elastic Fracture Mechanics (LEFM) approach” indicates only that the radii of curvature of the tip of the notch should be less than $20\mu\text{m}$, and advised generates the crack through fatigue or by *razor* blade. Given the difficulty of causing the sharpening by fatigue, has extended the sharpening of notches using different techniques: *razor tapping*, *razor pressing*, *razor broaching*, and new ablation technique femtolaser. Using these various techniques of sharpening provides different radii of curvature and may also cause other damage. This paper discusses the results of application of various techniques of sharpening the notch on the same plastic material.

PALABRAS CLAVE: Agudización de la entalla, parámetros de fractura, polímeros.

1. INTRODUCCIÓN

La determinación de la tenacidad a la fractura vía la mecánica de la fractura elástico-lineal (LEFM), la mecánica de la fractura elasto-plástica (EPFM), o la mecánica de la fractura post-cedencia (PYFM) asume que la probeta contiene una grieta aguda [1-9].

El caso ideal es cuando una grieta natural se reinicia, y este caso puede conseguirse en metales y cerámicos cuando una probeta entallada se fatiga hasta obtener su crecimiento. Este método puede utilizarse en plásticos, sin embargo, es difícil de realizar a causa del crecimiento inestable de grieta por fatiga y la necesidad

de utilizar bajas frecuencias para evitar el calentamiento debido a la histéresis.

En plásticos cuando una grieta natural no puede generarse por fatiga, es posible producir grietas agudas por otros métodos. La utilización de las diversas técnicas de agudización de las entallas proporciona diferentes valores de los parámetros de la fractura ya que cada método de agudización genera diferentes radios de curvatura en la punta de la entalla y además pueden causar distinto daño. La norma ISO 13586 solo indica que la punta de la entalla sea menor a 20 μm y que la profundidad sea mayor que cuatro veces el radio de curvatura de la preentalla.

Las diferentes maneras de agudizar las entallas generalmente usadas parten de la mecanización de una preentalla, que luego es agudizada mediante el *tapping* o el “*pressing*” de una cuchilla de afeitado nueva. Recientemente otros autores han introducido una nueva técnica de “*broaching*” con un cutter de filo de 10 μm . También recientemente nosotros hemos propuesto un nuevo método de agudización mediante un femtoláser [8,9].

En este trabajo se determinan los parámetros de la fractura LEFM de un poliéster amorfo, PETG, en el que las entallas se han agudizado mediante cuatro técnicas diferentes: *razor tapping*, *razor pressing*, *broaching* y ablación mediante femtoláser.

2. MATERIALES Y PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Un grado comercial de un tereftalato de polietileno con ciclohexanodimetanol (PETG), *Spectar 14471* de *EASTMAN CHEMICAL Co.* fue seleccionado para este estudio. Esta modificación mejora la resistencia del fundido y suprime la capacidad de cristalización, dando lugar a un material amorfo con buena claridad y tenacidad.

De acuerdo con la previa determinación por Calorimetría Diferencial de Barrido (DSC) a 20°C/min, su temperatura de transición vítrea (T_g) era de 82.8 °C, y tenía una sub- T_g (*transición - β*) de -70°C, como se ha revelado después de un Análisis Mecánico Térmico Dinámico (DMTA) llevado a cabo a 2°C/min y 1 Hz. Esta segunda transición ha sido propuesta como la razón principal de su comportamiento dúctil a temperatura ambiente.

Spectar 14471 fue suministrado en forma de grana y extruido en una lámina de 8.0 mm de espesor. A partir de la grana, probetas de tracción ISO 3167 fueron moldeadas por inyección y ensayadas en una máquina universal de ensayos (*SUN2500, Galdabini*) equipado con un video extensómetro (*MINTRON OS-65D*) a temperatura ambiente y a una velocidad de desplazamiento de las mordazas de 1 mm/min.

La curva esfuerzo - deformación ingenieril reveló el típico comportamiento dúctil con un esfuerzo de cedencia (σ_y) de 49.5 MPa, Módulo de Young (E) de 2.1 GPa y coeficiente de Poisson (ν) de 0.32, todos ellos como el valor medio de cinco ensayos válidos.

A partir de las láminas de 8 mm de espesor se mecanizan probetas prismáticas SENB de 8x18x79 mm cumpliendo las dimensiones de la norma ISO 13586. En la mitad de las probetas se mecaniza con una sierra de relojero una preentalla que luego se agudiza por los diferentes métodos citados hasta una profundidad de la mitad de la anchura de la probeta. Las probetas se ensayaron a 23°C en una máquina universal de ensayos (*SUN2500, Galdabini*) con una distancia entre apoyos de 72.4 mm según la norma ISO 13586 y a una velocidad de desplazamiento de las mordazas de 1 mm/min.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

En la Figura 1 se muestra una micrografía obtenida en el microscopio electrónico de barrido (SEM) de la entalla agudizada mediante el femtoláser, el radio de curvatura de la raíz de la entalla es de 0.3 μm .

En la Figura 2 se muestra una micrografía SEM de una entalla agudizada por *broaching*. Se observa un radio de curvatura en la raíz de la entalla de 3.5 μm , pero muestra deformación plástica en la base de la raíz.

Las entallas agudizadas por *tapping* y por *pressing* muestran mayores radios de curvatura y daño plástico en la raíz de la entalla.

En la tabla 1 se presentan los resultados obtenidos al ensayar las probetas. K_{IC} a partir de la carga máxima, G_{IC} calculada según el método 2 de la norma ISO 13586 y luego $E/1-\nu^2$ calculado de dos maneras diferentes. La primera de ellas mediante la relación

$$E/1-\nu^2 = K_{IC}^2/G_{IC}$$

y la segunda calculada a partir de la flexibilidad verdadera de la probeta según ISO13586.

La validez de K_{IC} queda comprobada via el criterio de tamaño

$$B, a, (w-a) > 2.5(K_{IC}^2/\sigma_y) = 6\text{mm}$$

Se agudizaron por *tapping* 19 probetas, de ellas, una vez observadas en el microscopio óptico, solo se consideraron válidas 9. La causa del rechazo fue que la agudización fue incompleta e inclinada.

Tabla 1.

Método de agudización	K_{IC} ($MPa\sqrt{m}$)	G_{IC} (kJ/m^2)	$E/1-\nu^2$ (GPa)	$E/1-\nu^2$ (GPa)
<i>Tapping</i>	2.741 ± 0.233	3.420 ± 0.612	2.218 ± 0.109	2.327 ± 0.106
<i>Pressing</i>	2.401 ± 0.173	2.685 ± 0.352	2.153 ± 0.095	2.212 ± 0.103
<i>Broaching</i>	2.545 ± 0.316	2.592 ± 0.620	2.526 ± 0.074	2.592 ± 0.132
<i>Femtoláser</i>	2.237 ± 0.151	2.285 ± 0.323	2.200 ± 0.057	2.266 ± 0.054

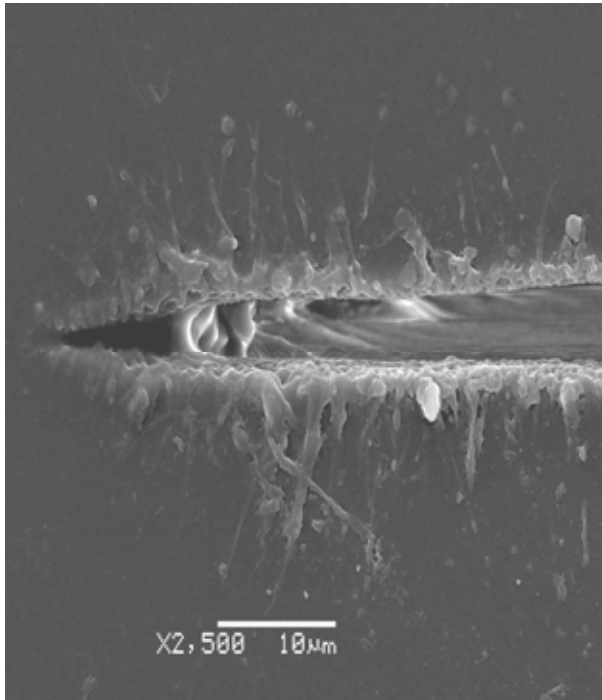


Figura 1.

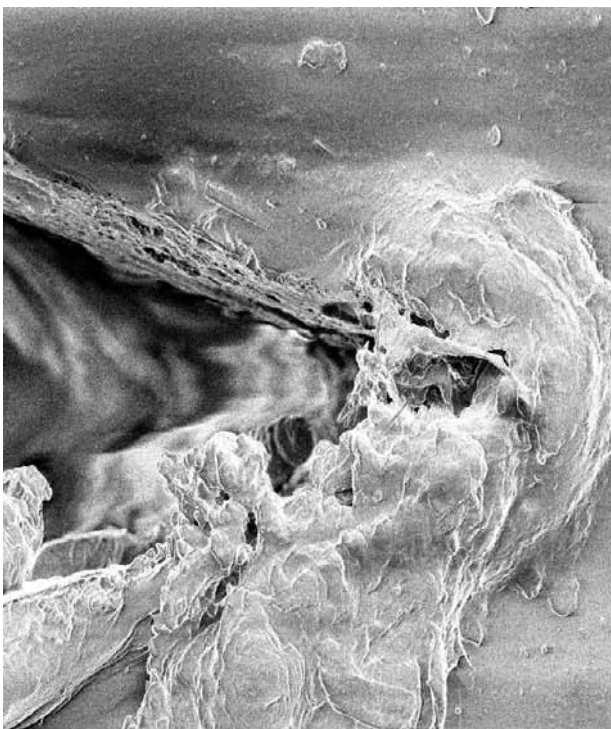


Figura 2.

Se agudizaron mediante *pressing* 14 probetas, una vez observadas las superficies de fractura en el microscopio óptico se rechazaron 8 por ser incompletas o inclinadas.

La agudización manual por *tapping* o *pressing* requiere personal muy experto y la observación posterior por microscopía de las superficies de fractura a fin de rechazar las no satisfactorias.

Las probetas agudizadas mediante *broaching* se escogieron antes de ensayar a fin de eliminar acumulación de material en las caras. De esta manera se obtuvieron siete probetas buenas de siete ensayadas.

Se ensayaron 5 probetas agudizadas mediante ablación por femtoláser, las cinco probetas resultaron buenas.

En la tabla 1 puede observarse que prácticamente todos los valores de K_{IC} caen dentro de la desviación estándar, pero que el valor más bajo y con menor dispersión corresponde a las probetas agudizadas mediante el femtoláser. El valor de G_{IC} es mucho más problemático debido al gran número de correcciones que hay que hacer para calcularlo, la norma ASTM E1820 no la calcula.

La norma ISO propone calcular $E/1-\nu^2$ de dos maneras diferentes para hacer una comparación cruzada de la precisión.

Con los valores de E y ν obtenidos a partir de los ensayos de tracción nos resulta un valor de:

$$E/1-\nu^2 = 2.33$$

que se ajusta muy bien con los valores obtenidos por las probetas agudizadas mediante la ablación por el femto laser.

4. CONCLUSIONES

Los valores obtenidos de K_{IC} y G_{IC} dependen de cómo de agudice la preentalla. Se tendrían que medir los radios de curvatura de las entallas agudizadas y también eliminar las entallas con deformación plástica en la raíz.

Las superficies de fractura deben observarse en el microscopio óptico a fin de eliminar en los resultados las probetas mal entalladas.

La norma 13586 debería modificarse a fin de corregir estas deficiencias. Los mejores resultados, menores dispersiones y sin probetas rechazadas se obtienen de la probeta agudizadas mediante la ablación por el femtoláser.

5. AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a la Subdirección General de Proyectos del Ministerio de Economía y Competitividad (gobierno de España) la financiación de éste trabajo a través del proyecto MAT 2012-37762.

También agradecen a Nudac S.A. por haber facilitado la granza y las planchas de PETG.

A la profesora Marta Rink del Politécnico de Milano por haber realizado la agudización de entallas mediante *broaching* en los materiales estudiados.

6. REFERENCIAS

- [1] ISO 13586 Plastics, Determination of fracture toughness. Linear elastic fracture mechanics approach.
- [2] ASTM E1820-06, 2007. Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness.
- [3] Williams, J.G., *K_c and G_c at slow speeds for polymers. in: D.R. Moore, A. Pavan, J. G. Williams (Eds.), Fracture Mechanics Testing Methods for Polymers, Adhesives and Composites. Elsevier Science Ltd./ESIS, The Netherlands, 2001, pp. 11-24.*
- [4] Hale, G.E.; Ramsteiner, F., *J-fracture toughness of polymers at slow speed. in: D.R. Moore, A. Pavan, J. G. Williams (Eds.), Fracture Mechanics Testing Methods for Polymers, Adhesives and Composites. Elsevier Science Ltd./ESIS, The Netherlands, 2001, pp. 123-157.*
- [5] ASTM D5045-99, 1999. Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness and Strain Energy Release Rate of Plastic Materials.
- [6] ASTM D6068-96, 2002. Standard Test Method for Determining J-R Curves of Plastic Materials.
- [7] Clutton, E. *Essential work of fracture. in: D.R. Moore, A. Pavan, J. G. Williams (Eds.), Fracture Mechanics Testing Methods for Polymers, Adhesives and Composites. Elsevier Science Ltd./ESIS, The Netherlands, 2001, pp. 177-195.*
- [8] A.B. Martínez, A. Segovia, J. Gámez-Pérez, M. Ll. MasPOCH. *Influence of femtolaser notch sharpening technique in the determination of essential work of fracture (EWF) parameters. Engineering Fracture Mechanics, pp. 1247-1254, 2009.*
- [9] Salazar, A., Rodriguez, J., Segovia, A., Martínez, A.B., *Influence of the notch sharpening technique on the fracture toughness of bulk ethylene – propylene block copolymers. Polymer Testing pp. 49-59, 2009.*

PREDICCIÓN DE ROTURA POR PRESIÓN DE TUBERÍAS POLIMÉRICAS BASADO EN LA CINÉTICA DE FLUENCIA DEL MATERIAL.

W.M.H. Verbeeten^{1,*}, Leon E. Govaert²

¹ Grupo de Integridad Estructural, Área de Mecánica de los Medios Continuos y Teoría de Estructuras, Departamento de Ingeniería Civil, Escuela Politécnica Superior, Universidad de Burgos. Avda. Cantabria s/n, 09006 Burgos, España.

* E-mail: wverbeeten@ubu.es

² Materials Technology Group, Department of Mechanical Engineering, Eindhoven University of Technology, The Netherlands.

RESUMEN

Existen múltiples aplicaciones que implican algún componente que debe resistir presiones elevadas durante largos periodos de tiempo. Una estimación de la vida útil de componentes en dichas aplicaciones, se suele determinar con ensayos de presión de rotura. El objetivo de este trabajo es determinar la vida útil de una tubería polimérica bajo presión prolongada, prediciendo la rotura dúctil mediante simulaciones numéricas. Por ello, se desarrolla un método numérico-experimental basado en la hipótesis de que el fallo del material ocurre cuando el material ha sufrido una cierta acumulación crítica de deformación plástica, que está relacionado con la cinética de fluencia del material. Mediante simulaciones del proceso de fabricación, se determina el desarrollo del estado termodinámico, o "edad", del componente, reflejado en la tensión de fluencia. Posteriormente, se analiza numéricamente el comportamiento mecánico del componente y se compara con datos experimentales. Se demuestra que las simulaciones describen adecuadamente el comportamiento mecánico del componente incluso para diferentes estados termodinámicos.

ABSTRACT

Many pressure applications involve components that have to withstand elevated pressures for extended periods of time. Time-to-rupture testing of materials and components under internal hydrostatic load allow estimation of lifetime of these materials and components. The objective of this work is to determine lifetime estimation of a polymer pressure vessel, or tube, under prolonged pressure, predicting the ductile failure using finite element simulations. The approach is a numerical-experimental combination, based upon the hypothesis that failure occurs when a critical amount of plastic strain is reached, related to the yield kinetics of the material. The development of the thermodynamic state, or "age", of the component, reflected by the yield stress, is derived from numerical simulations of the injection molding process. Once the thermodynamic state is obtained, the mechanical behavior of the pressure vessel is analyzed numerically and compared to experimental data. It is demonstrated that this numerical approach is able to well describe the mechanical behavior of the component, even for different thermodynamic states.

PALABRAS CLAVE: Rotura por presión, tubería policarbonato, comparación numérica-experimental.

1. INTRODUCTION

The application of polymers in pressurized pipe systems was one of the first and by far the most widespread application of polymers in pressure bearing structures since the 1950's. Real time experimental setups for determining the service life of polymer pipe systems, under service conditions, are highly impractical, although occasionally performed [1]. Therefore, the failure times are usually shortened by testing the polymer component at internal pressures and/or temperatures well above service conditions. A standard extrapolation procedure is then applied to determine the long-time service life.

Generally, failure results for pressurized pipes are shown in applied stress versus time-to-failure plots. In these plots, three failure processes can be distinguished [2], [3], [4]: region I ductile tearing; region II quasi-brittle behavior; region III brittle fracture due to degradation.

In the present research, we focus on the prediction of ductile failure (region I) of injection molded pressure vessels due to the application of internal pressure. The basic idea is that after a thorough mechanical characterization of the material, the component's behavior can be analyzed completely numerically, from the processing step up to the final pressure test. As a testing material, the amorphous polycarbonate (PC) material is used, a well characterized material from a mechanical point of view [5]. Pressure vessels are injection molded using two different mold temperatures to induce different thermodynamic states of the component. This fabrication process is also simulated using the commercial FE package Autodesk Moldflow (version 2013). The PC pressure vessels were mechanically tested by submitting tensile tests to dog-bone shaped samples extracted from the tubes and by performing burst pressure tests. For the structural analysis, the Eindhoven Glassy Polymer (EGP) model is used, implemented by means of user-subroutines in the

commercial software package MSC.Marc. This constitutive model proves to be quantitative in capturing the viscoelastic pre-yield region, the yield stress, and the post-yield behavior which is governed by strain softening and strain hardening, over a range of strain rates and temperatures [6], [7].

2. EXPERIMENTAL SECTION

2.1. Material

The material used in the present work was a commercial grade of polycarbonate (PC) Lexan 141R, supplied by SABIC Innovative Plastics B.V. Before processing, the material was dried under vacuum at 80°C for a period of 24 hours.

Polycarbonate has been well characterized in several studies over the past years [5], [6]. Its intrinsic behavior can be measured by using uniaxial compression tests at different strain rates and temperatures. Long-term behavior was established by performing creep tests at various constant stress loads. The influence of the material's thermodynamic state was determined by measuring the evolution of yield stress over time for different annealing temperatures. From these relatively simple characterization tests, model parameters were determined which can be used for any polycarbonate, with the exception of the initial thermodynamic state parameter S_a , related to the material's "age". This last parameter, however, can be determined by measuring the yield stress from a single tensile test.

2.2. Injection molded Pressure Vessels

As a model for a pressurized pipe, Pressure Vessels (see Figure 1) with an exterior main diameter of $\varnothing 46.4mm$, an interior main diameter of $\varnothing 41.6mm$, and a length of $193mm$ are injection molded on a 500Tm injection molding machine.



Figure 1: Image of the injection molded Pressure Vessel, including cold runner.

The material flows uniformly along the width of the cavity, which was proven by several short shot experiments. The melt temperature was set to 295°C, the injection time was set to 3.5s, and the packing pressure was set to 600bar. To obtain pressure vessels with different thermodynamic states, one batch was molded with a mold temperature of 90°C and a cooling time of 20s, while another batch was molded with a mold temperature of 120°C and a cooling time of 25s.

2.3. Uniaxial tensile tests

Dog-bone shaped samples with gauge sections of $70mm \times 10mm \times 2.4mm$ were cut in flow direction from the straight part of the pressure vessels, as indicated in Figure 2. The engineering yield stress was subsequently determined in uniaxial extension on a Zwick Z010 universal tensile tester at strain rates of 10^{-4} 1/s, 10^{-3} 1/s, and 10^{-2} 1/s.

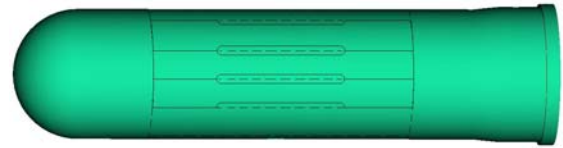


Figure 2: Schematic representation of the dog-bone shaped samples cut from the pressure vessel.

3. NUMERICAL MODELLING

The injection molding processing step is simulated using the commercial finite element package Autodesk Moldflow, version 2013. From these simulations, the process-related thermal history is extracted and used to determine the evolution of the thermodynamic state or yield stress during this processing phase. Since this thermal history changes over the thickness of the product, a yield stress distribution within the product is the result.

For the structural solid state analysis, the constitutive model has been implemented by means of user-subroutines in the commercial software package MSC.Marc.

3.1. Constitutive model

As a constitutive model, the Eindhoven Glassy Polymer model is chosen, as given by Klompen *et al.* [6], and extended to multiple relaxation times by Van Breemen *et al.* [7]. The basis of this constitutive model for solid polymers is the split of the total stress in two contributions: (i) a strain hardening contribution, σ_r , that is attributed to molecular orientation of the entanglement network, modeled using a Neo-Hookean elastic expression; (ii) a rate-dependent plastic flow contribution, σ_s , attributed to intermolecular interactions on a segmental scale, and represented by a non-linear Maxwell model.

A summary of the constitutive model employed is given by the following set of equations and more details can be found, amongst others, in the articles by Klompen *et al.* [6] and Van Breemen *et al.* [7]:

$$\sigma = \sigma_r + \sigma_s \quad (1)$$

$$\sigma_r = G_r \tilde{\mathbf{B}}^d \quad (2)$$

$$\sigma_s = K(J - 1) + \sum_{i=1}^n G_i \tilde{\mathbf{B}}_{e,i}^d \quad (3)$$

$$\dot{J} = J \text{tr}(\mathbf{D}) \quad (4)$$

$$\overset{\circ}{\mathbf{B}}_{e,i} = (\mathbf{D}^d - \mathbf{D}_{p,i}) \cdot \mathbf{B}_{e,i} + \mathbf{B}_{e,i} \cdot (\mathbf{D}^d - \mathbf{D}_{p,i}) \quad (5)$$

$$\mathbf{D}_{p,i} = \frac{\boldsymbol{\sigma}_{s,i}^d}{2\eta_i(\bar{\tau}, T, p, S)} \quad (6)$$

$$\bar{\tau} = \sqrt{\frac{1}{2} \text{tr}(\boldsymbol{\sigma}_s^d \cdot \boldsymbol{\sigma}_s^d)} \quad (7)$$

$$\dot{\bar{\gamma}}_p = \sqrt{2 \text{tr}(\mathbf{D}_p \cdot \mathbf{D}_p)} \quad (8)$$

$$\eta_i(\bar{\tau}, T, p, S) = \eta_{0,i,r}(T) \frac{\bar{\tau}/\tau_0}{\sinh(\bar{\tau}/\tau_0)} \exp\left(\frac{Hp}{\tau_0}\right) \exp(S(t, \bar{\gamma}_p)) \quad (9)$$

$$\eta_{0,i,r} = \eta_{0,i,ref} \exp\left(\frac{\Delta U_y}{R} \left(\frac{1}{T} - \frac{1}{T_{ref}}\right)\right); \quad \tau_0 = \frac{RT}{V_y^*} \quad (10)$$

$$S(t_{eff}(t, T, \bar{\tau}), \bar{\gamma}_p) = S_a(t_{eff}(t, T, \bar{\tau})) \cdot R_\gamma(\bar{\gamma}_p) \quad (11)$$

$$S_a(t_{eff}(t, T, \bar{\tau})) = c_0 + c_1 \cdot \log(t_{eff}(t, T, \bar{\tau}) + t_a) \quad (12)$$

$$R_\gamma(\bar{\gamma}_p) = \frac{(1 + (r_0 \cdot \exp(\bar{\gamma}_p))^{r_1})^{\frac{r_2-1}{r_1}}}{(1 + r_0^{r_1})^{\frac{r_2-1}{r_1}}} \quad (13)$$

$$t_{eff}(t, T, \bar{\tau}) = \int_0^t a_T^{-1}(T(t')) a_\sigma^{-1}(\bar{\tau}(t')) dt' \quad (14)$$

$$a_T(T) = \exp\left(\frac{\Delta U_a}{R} \left(\frac{1}{T} - \frac{1}{T_{ref}}\right)\right) \quad (15)$$

$$a_\sigma(\bar{\tau}) = \frac{\bar{\tau}/\tau_a}{\sinh(\bar{\tau}/\tau_a)}; \quad \tau_a = \frac{RT}{V_a^*} \quad (16)$$

A full characterization was performed on PC by Klompen *et al.* [6]. There it was shown that, with identical thermal history, the influence of molecular weight on the intrinsic properties was negligible. This implies that the parameters determined in that specific research work are independent of the molecular weight distribution and can be used on any polycarbonate. The key parameter, needed to adjust for differences in thermal history, is the initial value of the state parameter S_a . In the present work, the material parameters as determined by Klompen *et al.* [6] are used, while a 17-mode relaxation spectrum is adopted from Van Breemen *et al.* [7], which proved to accurately capture the pre-yield regime. The model parameters and relaxation spectrum are given in Table 1 and Table 2.

The performance of the EGP model to describe polycarbonate is shown in Figure 3. With the above given parameter set, the model is capable of capturing the viscoelastic pre-yield region, yield stress, strain softening, and strain hardening of the true strain-true stress data at different strain rates determined by means of uniaxial compression tests. Data has been taken from literature [6], while the simulations of the uniaxial compression tests were performed using a single linear quad4 axisymmetric element and the EGP model.

Table 1: Material parameters obtained for polycarbonate [6].

Polycarbonate		
K	3750	[MPa]
τ_0	0.7	[MPa]
μ	0.08	[-]
S_a	27.5	[-]
r_0	0.965	[-]
r_1	50	[-]
r_2	-3	[-]
G_r	26	[MPa]
ΔU_y	327	[kJ/mol]
ΔU_a	205	[kJ/mol]

Table 2: Reference spectrum for polycarbonate [7].

Mod e	$\eta_{0,i,ref}$ [MPa·s]	G_i [MPa]
1	$2.10 \cdot 10^{11}$	$3.52 \cdot 10^2$
2	$3.48 \cdot 10^9$	$5.55 \cdot 10^1$
3	$2.95 \cdot 10^8$	$4.48 \cdot 10^1$
4	$2.84 \cdot 10^7$	$4.12 \cdot 10^1$
5	$2.54 \cdot 10^6$	$3.50 \cdot 10^1$
6	$2.44 \cdot 10^5$	$3.20 \cdot 10^1$
7	$2.20 \cdot 10^4$	$2.75 \cdot 10^1$
8	$2.04 \cdot 10^3$	$2.43 \cdot 10^1$
9	$1.83 \cdot 10^2$	$2.07 \cdot 10^1$
10	$1.68 \cdot 10^1$	$1.81 \cdot 10^1$
11	$1.51 \cdot 10^0$	$1.54 \cdot 10^1$
12	$1.40 \cdot 10^{-1}$	$1.36 \cdot 10^1$
13	$1.27 \cdot 10^{-2}$	$1.19 \cdot 10^1$
14	$1.10 \cdot 10^{-3}$	$9.80 \cdot 10^0$
15	$1.23 \cdot 10^{-4}$	$1.04 \cdot 10^1$
16	$2.62 \cdot 10^{-6}$	$2.11 \cdot 10^0$
17	$2.14 \cdot 10^{-8}$	$1.64 \cdot 10^1$

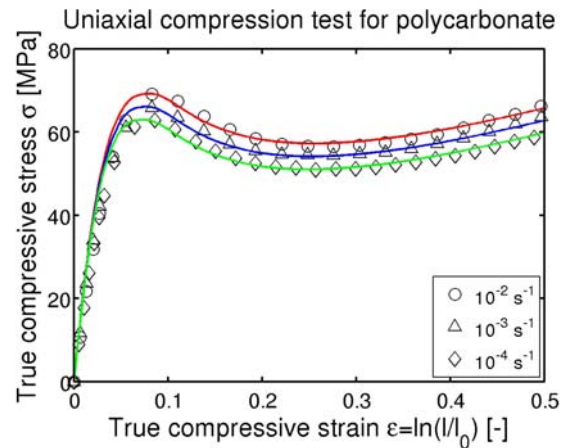


Figure 3: Performance of the EGP model for polycarbonate. Symbols are experimental uniaxial compression data from [6], lines are simulations using an initial state parameter of $S_a = 27.5$.

Figure 4 demonstrates that the EGP model is also capable of predicting the material behavior over a range of temperatures. The experimental data has been taken from Visser *et al.* [8].

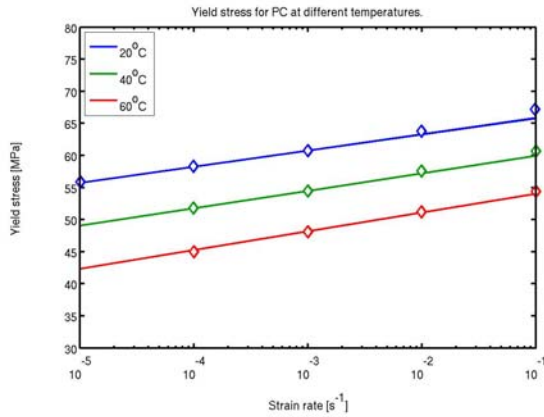


Figure 4: Yield stress as a function of strain rate of PC for different temperatures. Symbols are experimental data from [8]; lines are simulations with the 17-mode EGP model.

3.2. Process related thermodynamic state evolution

The prediction of the evolution of the yield stress, or the material's thermodynamic state, during processing is based on the assumption that the physical processes involved are identical to those governing aging kinetics [9]. The aging kinetics is reflected by the equations (12), (14) and (15). The evolution of the yield stress starts during the cooling phase of the injection molding process at the moment that the temperature passes through the glass transition temperature. From that moment on, there will be a build-up of effective aging time with thermal history.

In essence, during the cooling phase, parameter t_a is equal to zero; meanwhile t_{eff} evolves only in the glassy state, below the glass transition temperature T_g . Therefore, the evolution equation is approximated by:

$$T > T_g \quad : \quad t_{eff,c} = 0$$

$$T \leq T_g \quad : \quad t_{eff,c} = \int_0^t a_T^{-1}(T_c(t')) dt' \quad (17)$$

where $t_{eff,c}$ is the build-up of effective aging time during the cooling process, $T_c(t)$ the thermal history during cooling, t_c the cooling time, and $a_T(T)$ the shift function according to equation (15). The logarithmic evolution of the state parameter S_a then simplifies to:

$$S_a(t, T) = c_0 + c_1 \cdot \log(t_{eff}) \quad (18)$$

where c_0 and c_1 are constant fitting parameters with values $c_0 = -4.41$ and $c_1 = 3.3$, and a good description of the aging kinetics is obtained for an activation energy of $\Delta U_a = 205 \text{ kJ/mol}$ [9].

Notice that in this approximation the value of T_g is introduced as a parameter with a constant value. Therefore, the complex dynamics around the glass transition temperature and the influence of cooling rate and pressure are not covered [9].

Numerical simulations of the injection molding process were performed with Autodesk Moldflow. The thermal history was extracted from these simulations and the S_a values calculated using equations (17) and (18).

4. RESULTS AND DISCUSSION

4.1. Thermodynamic state evolution

Moldflow simulations were performed of the injection molding process. Process variables were selected as described before. Sufficient refinement in the direction of the mold surface was necessary to capture with precision the thermal history near the exterior and interior vessel walls. An image of the mesh used is given in Figure 5 and a total of 307.279 tetrahedral elements were used in the calculation.



Figure 5: Image of Pressure Vessel Moldflow mesh.

From these numerical simulations, the thermal history during cooling could be extracted for each mesh nodal point. The cooling rate is maximal at the vessels surfaces and reduces towards the center of the vessel. Subsequently, the local S_a values are calculated for each node, where T_g was chosen to be 150°C . The resulting state parameter values over the vessel's thickness for the two mold temperatures of 90°C and 120°C , respectively, are shown in Figure 6. State parameter distributions at different locations in axial and radial directions were checked. Hardly any differences in S_a values were found in the straight part of the vessel (not shown here), indicating that also in the simulations a uniform filling of the mold is predicted.

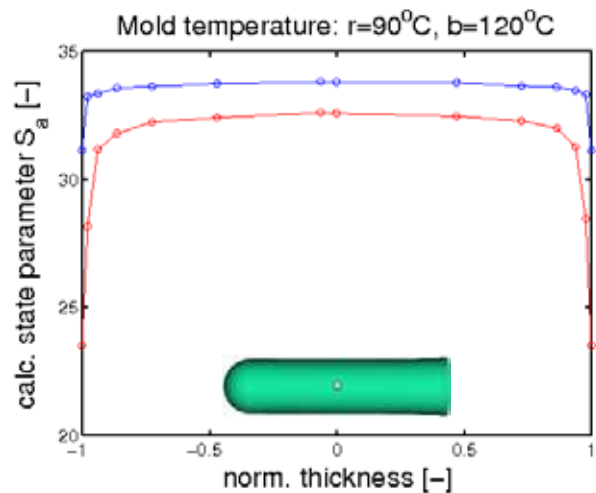


Figure 6: Distribution of state parameter S_a over the thickness of the pressure vessel.

The state parameter S_a values, which are independent of loading geometry and conditions, can also be transformed into the more easily interpretable yield stress values. These values are, however, dependent on loading details, e.g. the yield stress measured in compression is not equal to the one measured in tension. The thermodynamic state values of Figure 6 are shown in Figure 7 as yield stress values for a uniaxial tensile test at a strain rate of 10^{-3} 1/s .

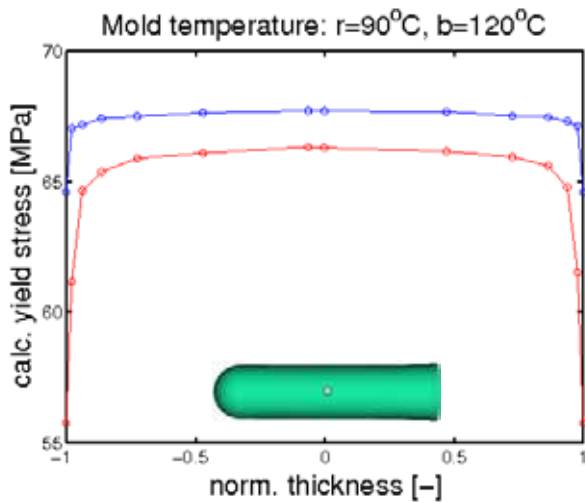


Figure 7: Distribution of yield stress over the thickness of the pressure vessel.

Near the surface of the component, in direct contact with the cold mold surface, a much lower yield stress value is found compared to the center of the vessel. This is related to the higher cooling rates occurring there.

A clear influence of the mold temperature on the yield stress distribution is also visible in Figure 7. An increase in mold temperature leads to a slower cooling rate and, consequently, an overall higher yield stress. Furthermore, the reduction in yield stress near the surface is vanishing at a higher mold temperature. An area normalized average thermodynamic state value of $S_a=31.5$ and $S_a=33.4$ are calculated for the mold temperatures of 90°C and 120°C, respectively.

4.2. Uniaxial tensile tests

From the straight part of the pressure vessel, uniaxial tensile test specimens were extracted (see Figure 2) and tested to determine the engineering yield stress at various strain rates and room temperature. Results are shown in Figure 8.

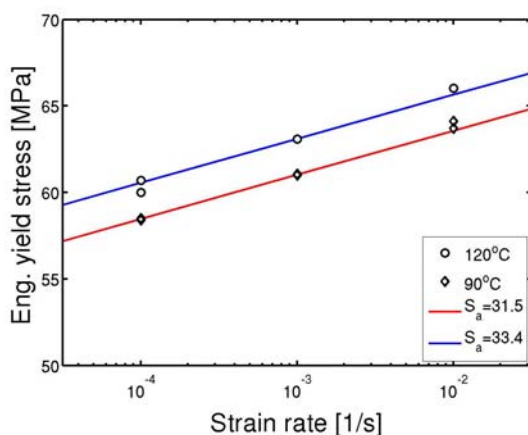


Figure 8: Engineering yield stress as a function of strain rate for dog-bone shaped samples cut from the injection molded pressure vessels. Symbols are experimental data; lines are EGP model predictions.

Using the area mean thermodynamic state parameters determined numerically as indicated in the previous section, *i.e.* $S_a=31.5$ for $T_m=90^\circ\text{C}$ and $S_a=33.4$ for $T_m=120^\circ\text{C}$, uniaxial tensile tests were simulated over the strain rate range $10^{-5} - 10^{-1}$ 1/s. As can be seen in Figure 8, an excellent agreement between experimental and numerical results is obtained.

It can be criticized that the value for the glass transition temperature T_g is introduced as a constant parameter. In reality, T_g will be dependent on cooling rate and that might influence somewhat the results of the distribution over the thickness of the thermodynamic state value of Figure 6. It was shown, however, by Engels *et al.* [10] that an approach with an improved modeling of the evolution kinetics around T_g gives similar results and only minor differences were predicted within experimental errors.

As a final step, structural analysis simulations of the burst pressure test have to be performed and compared to experimental results. Although no direct failure criterion is implemented, ductile failure of the pressure vessels is assumed when the outer diameter rapidly increases over time, *i.e.* when the material has passed the yield point and enters into the strain softening region. Thus, correct yield stress predictions are of significant importance. So far, this is ongoing investigation and no results are yet available. Nevertheless, the comparison between simulations and experiments of the uniaxial tensile tests show promising results.

5. CONCLUSIONS

A numerical-experimental method is presented to predict the development of mechanical properties of an injection molded glassy polymer pressure vessel. For the well characterized polycarbonate material, pressure vessels are injection molded using two different mold temperatures in order to invoke different final thermodynamic product states or product "age". Dog-bone shaped tensile specimens were extracted from the tubes and submitted to uniaxial tensile tests.

On the other hand, development of the yield stress, or thermodynamic state parameter, distribution over the injection molded product was numerically determined. This was based on the idea that the development during processing is identical to that governing aging kinetics. The process-related thermal history, derived from numerical simulations of the injection molding process, is used to calculate an area mean thermodynamic state value. This state parameter is subsequently introduced in the structural analysis simulations. Comparing results of uniaxial tensile tests, an excellent agreement is found between experimental and numerical data. Research is ongoing for the burst pressure tests and presently results are not yet available. Nevertheless, promising trends were obtained from the results of the uniaxial tensile tests.

ACKNOWLEDGEMENTS

The authors would gratefully acknowledge the financial support of the Spanish Ministry of Economy and Competitiveness (MINECO) and the European Social Fund, through the research grants RYC-2010-07171 and DPI2011-25470.

REFERENCES

- [1] Schulte, U., *A vision becomes true: 50 years of pipes made from High Density Polyethylene*. In: Proceedings of Plastic Pipes XIII. Washington, 2006.
- [2] Gedde, U.W., Viebke, J. Leijström, H. and Ifwarson, M., *Long-term properties of hot-water polyolefin pipes – A review*. Polymer Engineering and Science, 34: 1773-1787, 1994.
- [3] Lang, R.W., Stern, A. and Doerner, G., *Applicability and limitations of current lifetime prediction models for thermoplastics pipes under internal pressure*. Angewandte Makromolekulare Chemie, 247: 131-145, 1997.
- [4] Andersson, U., *Which factors control the lifetime of plastic pipes and how the lifetime can be extrapolated*. In: Proceedings of Plastic Pipe XI. Munchen, 2001.
- [5] Van Melick, H.G.H., Govaert, L.E. and Meijer, H.E.H., *Localization phenomena in glassy polymers: influence of thermal and mechanical history*. Polymer, 44(12): 3579-3592, 2003.
- [6] Klompen, E.T.J., Engels, T.A.P., Govaert, L.E. and Meijer, H.E.H., *Modeling of the postyield response of glassy polymers: Influence of thermomechanical history*. Macromolecules, 38: 6997-7008, 2005.
- [7] Van Breemen, L.C.A., Klompen, E.T.J., Govaert, L.E. and Meijer, H.E.H. *Extending the EGP constitutive model for polymer glasses to multiple relaxation times*. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 59(10): 2191-2207, 2011.
- [8] Visser, H.A., Bor, T.C., Wolters, M., Engels, T.A.P. and Govaert, L.E., *Lifetime Assessment of Load-Bearing Polymer Glasses: An Analytical Framework for Ductile Failure*. Macromolecular Materials and Engineering, 295(7): 637-651, 2010.
- [9] Govaert, L.E., Engels, T.A.P., Klompen, E.T.J., Peters, G.W.M. and Meijer, H.E.H., *Processing-induced Properties in Glassy Polymers: Development of the Yield Stress in PC*. International Polymer Processing XX(2): 170-177, 2005.
- [10] Engels, T.A.P., Govaert, L.E., Peters, G.W.M. and Meijer, H.E.H., *Processing-Induced Properties in Glassy Polymers: Application of Structural Relaxation to Yield Stress Development*. Journal of Polymer Science: Part B: Polymer Physics, 44(8): 1212-1225, 2006.

ANÁLISIS NUMÉRICO DE LA TRANSICIÓN FRÁGIL-DÚCTIL EN EL MODO DE FALLO EN MATERIALES POLIMÉRICOS

J. Aranda-Ruiz* y J.A. Loya

Dpto de Mecánica de Medios Continuos y Teoría de Estructuras. Universidad Carlos III de Madrid.
Avda. de la Universidad 30, 28911, Leganés, Madrid, España.

* E-mail: jaranda@ing.uc3m.es

RESUMEN

En el presente trabajo se analiza, mediante el Método de los Elementos Finitos, el proceso de transición frágil-dúctil en el modo de fallo observado en probetas de Policarbonato entalladas sometidas a impacto. Para analizar dicha transición, se ha implementado en una subrutina de usuario, un modelo de daño que combina un criterio tensional de fractura y otro energético, actuando de manera simultánea. La competencia entre ambos criterios, predice la diferencia de comportamiento en fractura a partir de una velocidad crítica de impacto, y cómo se produce esta transición en distintos planos a través del espesor de la probeta. Estos resultados ponen de manifiesto el marcado carácter tridimensional de los procesos de propagación de fisuras, así como la necesidad de emplear modelos tridimensionales para su estudio.

ABSTRACT

In this paper we analyze, using the Finite Element Method, the process of brittle-ductile transition in the failure mode observed in polycarbonate notched specimens and subjected to impact. In order to analyze this transition we have implemented, through a user subroutine, a damage model which combines a tensional fracture criterion and an energetic, which act simultaneously. The competition between both criteria predicts the difference in material behavior from a critical impact velocity, and how this transition is produced on different planes through the thickness of the specimen. These results show the tridimensional character of processes involving crack propagation as well as the necessity of employing three-dimensional models for its study.

PALABRAS CLAVE: Polímeros, Modelos de Daño, Transición en el Modo de Fallo.

1. INTRODUCCIÓN

La buena relación entre la resistencia a impacto de ciertos de materiales poliméricos respecto a su peso y coste, ha motivado que en las últimas décadas haya aumentado su utilización en la industria. Durante su vida en servicio, estos componentes pueden estar sometidos a cargas dinámicas y de impacto, lo que requiere profundizar en el conocimiento del comportamiento mecánico de estos materiales sometidos a altas velocidades de deformación, así como su comportamiento ante fractura, lo que ha llamado la atención de parte de la comunidad científica [1,2,3,4], existiendo trabajos experimentales, como los de Ravi-Chandar y Knauss [5], donde se analiza la propagación dinámica de fisuras en este tipo de materiales.

Así, es fundamental poder predecir las condiciones de fallo de un componente, la propagación inestable de fisuras así como la velocidad y dirección de propagación de las mismas. En definitiva, es importante analizar el modo de fallo según el cual se produce la rotura en condiciones dinámicas.

La transición frágil-dúctil en el modo de fallo ha sido estudiada principalmente en metales [6,7], aunque

también se ha observado en materiales poliméricos como el PoliMetilMetAcrilato (PMMA) [8] y el PoliCarbonato (PC) [9].

Este fenómeno de transición en el modo de fallo, fue analizado con detalle por Kalthoff [6] en probetas de acero sometidas a cargas dinámicas según un modo II de deformación. En dichos ensayos, observó que a bajas velocidades de impacto, el mecanismo de fractura dominante era el de clivaje, y que las fisuras propagaban con un ángulo de unos 70° con respecto al plano de la entalla. Sin embargo, a partir de una determinada velocidad de impacto, aparecían bandas adiabáticas de cortadura y las fisuras se propagaban con un ángulo mucho menor, en torno a 10° (figura 1).

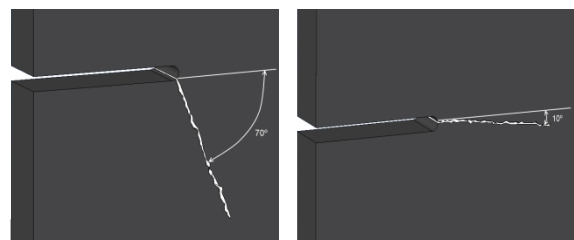


Figura 1. Modos de fallo. Fractura frágil (izq) y fractura dúctil (dcha).

Este fenómeno de cambio en el modo de fallo, pasando de ser un mecanismo de rotura frágil (clivaje) a otro dúctil (bandas de cortadura), se denomina transición frágil-dúctil en el modo de fallo.

La mayoría de los análisis publicados [6,8,9], ya sean en metales o polímeros, se centran en la descripción cualitativa del fenómeno de transición en el modo de fallo. Recientemente, Dolinski et al. [7], propusieron un modelo de daño aplicado a materiales metálicos capaz de predecir dicha transición. Sin embargo, tal y como se ha observado experimentalmente, en materiales poliméricos los modos de fallo producidos son semejantes a los recogidos por el modelo de Dolinski et al. por lo que podría ser interesante extender la metodología propuesta a polímeros.

En el presente trabajo, empleando el Método de los Elementos Finitos, se ha realizado un modelo numérico tridimensional completo de los ensayos realizados por Ravi-Chandar et al. [9] en probetas entalladas de PC, incorporando el modelo de daño. Dicho modelo propuesto e implementado mediante una subrutina de usuario, es una extensión del publicado por Dolinski et al. [7], a materiales poliméricos, en particular al PC.

En el análisis realizado, se ha prestado especial atención al proceso de transición frágil-dúctil en el modo de fallo. Los resultados ponen de manifiesto el marcado carácter tridimensional de los procesos de propagación de fisuras, así como la necesidad de emplear modelos tridimensionales para su estudio.

2. DESCRIPCIÓN DEL PROBLEMA

Las simulaciones numéricas llevadas a cabo en este trabajo corresponden a los ensayos experimentales realizados por Ravi-Chandar et al. [9]. Dichos ensayos consisten en el impacto asimétrico de un proyectil cilíndrico contra una probeta plana con entalla simple, ambos de PC, tal y como se muestra en la figura 2. El impacto se produce en la mitad superior de la probeta, considerando teóricamente nula la altura de impacto respecto al plano de la entalla (ver figura 3), e imponiendo un desplazamiento vertical nulo en la superficie inferior de la probeta. Las dimensiones de probeta y proyectil se recogen la tabla 1.

Tabla 1. Dimensiones de probeta y proyectil.

Altura de la probeta	400 mm
Anchura de la probeta	100 mm
Espesor de la probeta	6 mm
Longitud de la entalla	12.7 mm
Altura de la entalla	0.3 mm
Longitud del proyectil	100 mm
Diámetro del proyectil	50 mm

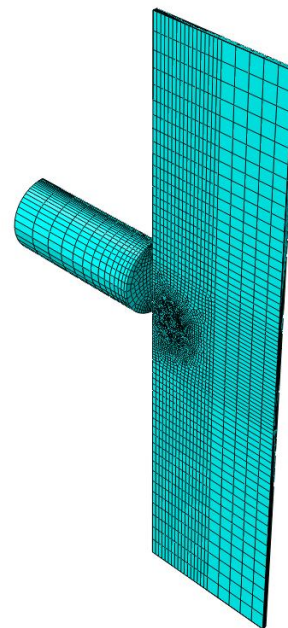


Figura 2. Modelo tridimensional del problema.

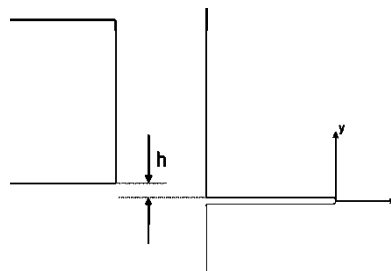


Figura 3. Altura de impacto (h).

3. MODELO DE DAÑO

El modelo de daño implementado es una adaptación del publicado por Dolinski et al. [7]. Dicho modelo incorpora de manera simultánea dos modos de fallo, por un lado un criterio de fractura frágil definido a partir de la tensión principal máxima, y por otro, un criterio de fractura dúctil (bandas de cortadura adiabáticas), definido a partir de la densidad de energía de deformación.

3.1. Criterio de fractura frágil

El criterio de fractura frágil se ha definido utilizando un criterio de rotura local, basado en la tensión principal máxima, de forma que cuando en algún punto del sólido dicha tensión principal máxima alcance un valor crítico, σ_I^{crit} , se produzca el fallo del elemento, tal y como se recoge en la expresión (1).

$$\sigma_I = \sigma_I^{crit}(\dot{\epsilon}) \quad (1)$$

Esta expresión, considera la dependencia de σ_I^{crit} con la velocidad de deformación equivalente $\dot{\epsilon}$, por lo que es necesario conocer el estado tenso-deformacional en una

zona que rodee al extremo de la entalla [10]. A partir de los resultados experimentales publicados por Ravi-Chandar et al. [9], se ha obtenido numéricamente la relación entre σ_I^{crit} y $\dot{\epsilon}$ (figura 4).

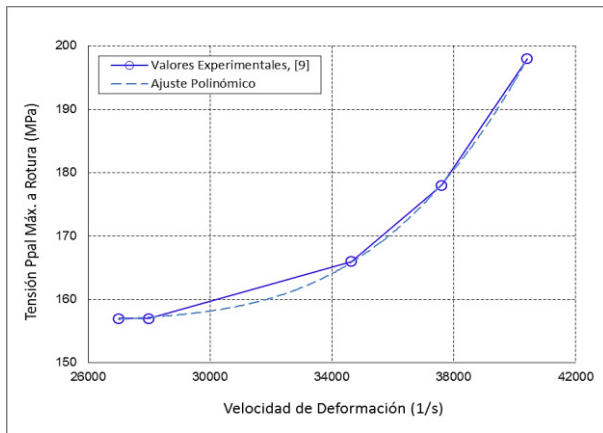


Figura 4. Tensión principal máxima crítica frente a velocidad de deformación equivalente.

3.2. Criterio de fractura dúctil

El criterio de fractura dúctil considerado, está basado en la densidad de energía de deformación, y establece el deterioro gradual de la resistencia estructural de un elemento de acuerdo con la siguiente expresión

$$\tilde{\sigma}_{eq} = \tilde{\sigma}_{eq}^* (1 - D^b) \quad (2)$$

donde $\tilde{\sigma}_{eq}$ es la tensión equivalente en el instante actual, para una deformación equivalente dada, $\tilde{\epsilon}_{eq} \geq \tilde{\epsilon}_{eq}^{crit}$ (siendo $\tilde{\epsilon}_{eq}^{crit}$ la deformación equivalente a partir de la cual la resistencia estructural comienza a deteriorarse). El exponente b permite establecer el tipo de relación entre $\tilde{\sigma}_{eq}$ y $\tilde{\sigma}_{eq}^*$ (lineal, cuadrática, cúbica...). En este trabajo se ha considerado una relación tipo lineal, por lo que dicho exponente tomará valor unidad ($b = 1$). El parámetro $D \in [0,1]$ indica el nivel de daño existente en el elemento, implicando que cuando $D = 0$ el elemento está intacto, mientras que si $D = 1$ el elemento habrá perdido toda su capacidad resistiva. Dicho parámetro de daño D viene dado por

$$D = \frac{W - W_{crit}}{W_{frac} - W_{crit}} \quad (3)$$

donde W_{frac} corresponde a la densidad de energía en el momento en el que se produce la rotura total del elemento, es decir, cuando la tensión equivalente alcanza un valor nulo, y W_{crit} determina un nivel crítico de la densidad total de energía de deformación almacenada en un elemento, dado por la siguiente expresión

$$W_{crit} = \int_0^{\tilde{\epsilon}_{eq}^{crit}} \sigma_{ij} d\epsilon_{ij} \quad (4)$$

donde σ_{ij} y ϵ_{ij} son las componentes de los tensores de tensión y deformación respectivamente.

En general, los materiales poliméricos presentan diferente comportamiento a compresión y a tracción, siendo menor su resistencia en este último caso, tal y como le ocurre al PC. Para recoger este efecto, el criterio de fractura implementado distingue entre los elementos que estén trabajando a tracción y los que lo estén haciendo a compresión. Dicha distinción se ha realizado mediante el uso del primer invariante del tensor de tensiones, I_1 , según el siguiente criterio:

- Si $I_1 > 0$: El elemento trabaja a tracción.
- Si $I_1 < 0$: El elemento trabaja a compresión.

De esta manera, se han calculado diferentes valores de densidades de energía crítica y de fractura para los casos de tracción y compresión. Los valores de los parámetros empleados que conforman el criterio de fractura dúctil aparecen recogidos en la tabla 1. Al igual que para el caso del criterio de fractura frágil, dichos valores se han obtenido de manera que se reprodujeran los resultados experimentales publicados por Ravi-Chandar et al. [9].

Tabla 2. Valores de los parámetros del criterio de fractura dúctil para el Policarbonato.

W_{crit}^{trac}	40 MJ/m ³
W_{frac}^{trac}	100 MJ/m ³
W_{crit}^{comp}	140 MJ/m ³
W_{frac}^{comp}	170 MJ/m ³

4. MODELO NUMÉRICO

En este trabajo se ha implementado, en el código comercial de elementos finitos ABAQUS/Explicit v6.11, un modelo numérico tridimensional completo (probeta y proyectil) del problema analizado por Ravi-Chandar et al. [9].

Debido a la simetría del problema, se ha considerado únicamente la mitad de la probeta y del proyectil, imponiendo las correspondientes condiciones de contorno.

Para poder considerar los elevados gradientes de tensión y deformación que se producen en las proximidades del extremo de la entalla, se ha refinado la malla de la probeta en dicha zona.

En total, la malla de la probeta consta de 183678 nodos y 165030 elementos tipo C3D8RT, mientras que la del proyectil consta de 3990 nodos y 3220 elementos de tipo C3D8R, considerando un diferente comportamiento constitutivo del PC para probeta y proyectil, tal y como se detallará a continuación.

4.1. Comportamiento constitutivo del Policarbonato

Para disminuir el coste computacional de las simulaciones numéricas se ha modelizado el PC del proyectil como elástico y lineal, mientras que para el PC de la probeta se considerará un modelo de material termoviscoplastico, definido por la ley tensión-deformación recogida en las expresiones (5-9)

$$\sigma = \begin{cases} \sigma_1 & \text{si } \varepsilon \leq \frac{\sigma_y}{E} \\ \sigma_2 & \text{si } \frac{\sigma_y}{E} \leq \varepsilon \leq 0.81\varepsilon_h + \frac{\sigma_y}{E} - \varepsilon_0 \\ \sigma_3 & \text{si } 0.81\varepsilon_h + \frac{\sigma_y}{E} - \varepsilon_0 \leq \varepsilon \leq \varepsilon_h + \frac{\sigma_y}{E} - \varepsilon_0 \\ \sigma_4 & \text{si } \varepsilon \geq \varepsilon_h + \frac{\sigma_y}{E} - \varepsilon_0 \end{cases} \quad (5)$$

$$\sigma_1 = E\varepsilon \quad (6)$$

$$\sigma_2 = \sigma_y + A \left(\varepsilon - \frac{\sigma_y}{E} \right) \quad (7)$$

$$\sigma_3 = \sigma_y + A(0.81\varepsilon_h - \varepsilon_0) + B \left(\varepsilon - 0.81\varepsilon_h - \frac{\sigma_y}{E} + \varepsilon_0 \right) \quad (8)$$

$$\sigma_4 = \sigma_y + A(0.81\varepsilon_h - \varepsilon_0) + 0.19B\varepsilon_h + E \left(\varepsilon - \varepsilon_h - \frac{\sigma_y}{E} + \varepsilon_0 \right) \quad (9)$$

La dependencia con la temperatura [9] y con la velocidad de deformación [11] vienen dadas por las siguientes expresiones

$$\sigma_y(\theta) = \sigma_{y0} - \beta(\theta - \theta_0) \quad (10)$$

$$\sigma_y(\dot{\varepsilon}) = \sigma_{y0} + \frac{2k\theta}{V} \sinh^{-1} \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}^*} \right)^{1/n} \quad (11)$$

donde

$$\sigma_{y0} = E\varepsilon_0 \quad (12)$$

siendo la temperatura de referencia $\theta_0 = 20^\circ C$.

Las propiedades que se han utilizado para definir el comportamiento del PC se recogen en la tabla 3.

Tabla 3. Propiedades del Policarbonato

Módulo de Young	E	2.4 GPa
Densidad	ρ	1160 kg/m ³
Coefficiente de Poisson	ν	0.34
Constante Ley Constitutiva	A	5 MPa
Constante Ley Constitutiva	B	100 MPa
Límite elástico a tracción	σ_y^t	50.4 MPa
Límite elástico a compresión	σ_y^c	57 MPa
Def. en el límite elástico	ε_0	0.021
Def. al comienzo de la orientación molecular	ε_h	0.521
Coefficiente de ablandamiento térmico	β	0.25 MPa/K

Calor específico	C_p	1170 J/(kg·K)
Conductividad térmica	k	0.2 W/(K·m)
Coefficiente de expansión térmica	α	$6.5 \cdot 10^{-5} K^{-1}$
Coefficiente de Quinney-Taylor	φ	0.6

5. RESULTADOS

En primer lugar, mediante la implementación del criterio de daño propuesto a través de una subrutina de usuario VUSDFLD, se han reproducido numéricamente los resultados experimentales obtenidos por Ravi-Chandar et al. [9], tanto para el modo de fractura frágil como para el dúctil. Posteriormente se ha analizado en detalle el proceso de transición frágil-dúctil en el modo de fallo.

5.1. Modo de fractura frágil

En la figura 5 se pueden observar los resultados de un impacto a una velocidad de 40 m/s, por debajo de la velocidad de transición, aparece un modo de fractura frágil por modo I.

Tanto en los resultados numéricos como en los experimentales aparecen dos trayectorias de propagación de fisura, indicadas en dicha figura por las letras B y L. La fisura B aparece en primer lugar debido al impacto del proyectil, antes de que se produzca el fenómeno de reflexión de ondas desde los bordes de la probeta, y se propaga hasta que las ondas reflejadas alcanzan la zona del extremo de fisura.

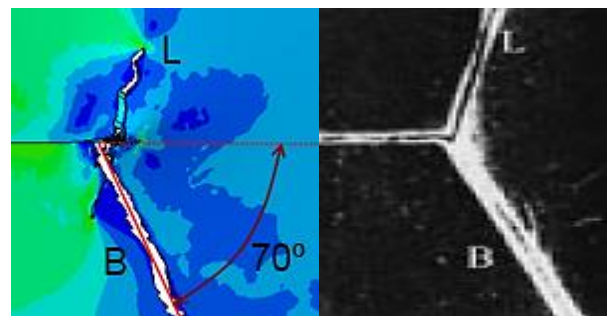


Figura 5. Modo de fractura frágil. Resultados numéricos (izq) y experimentales (drcha).

Dicha fisura B propaga estableciendo un ángulo con la horizontal de aproximadamente 70° tanto en los resultados numéricos como en los experimentales, dirección que coincide con la de mayor tensión principal máxima. La fisura L aparece instantes después, debido a la interacción de las ondas reflejadas con el extremo de la entalla inicial, propagándose en dirección opuesta a la fisura B.

El tiempo de inicio de la propagación de la fisura B varía ligeramente entre los resultados numéricos y los

experimentales. En el primer caso, dicha iniciación se produce en torno a los 30 μ s, mientras que experimentalmente comienza aproximadamente a los 50 μ s. Esta pequeña diferencia puede ser debida a la altura con la que el proyectil golpea el labio superior de la entalla. En las simulaciones numéricas se impone que dicha altura sea nula, mientras que experimentalmente es probable que el proyectil no estuviera perfectamente alineado con el borde superior de la entalla, o incluso que existiera cierta oblicuidad, aumentando ligeramente la altura del impacto, y retrasándose de esta forma el inicio de la propagación.

5.2. Modo de fractura dúctil

En este caso se ha considerado una velocidad de impacto de 60 m/s, por encima de la velocidad de transición, dando lugar a un modo de fractura dúctil dominado por bandas de cortadura adiabáticas.

Tanto experimental como numéricamente se observa como la fisura propaga en la dirección en la cual se producen las mayores deformaciones plásticas y el mayor incremento de temperatura, hasta detenerse tras recorrer unos pocos milímetros. Como se observa en la figura 6, la dirección de propagación forma unos 10° con la horizontal.

Asimismo, se ha comparado la longitud total de propagación de la fisura, llegando a alcanzar unos 10 mm en los resultados experimentales, mientras que en los resultados numéricos la propagación cesa tras haber recorrido aproximadamente 6 mm.

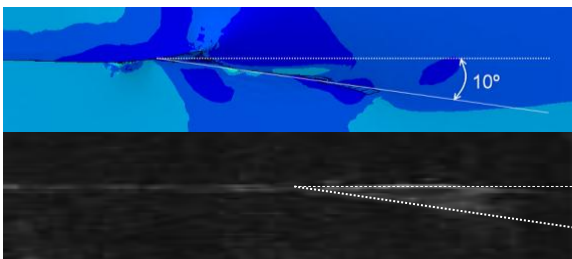


Figura 6. Modo de fractura dúctil. Resultados numéricos (arriba) y experimentales (abajo).

5.3. Proceso de transición frágil-dúctil

Como se ha comentado anteriormente, existe una determinada velocidad de impacto, denominada velocidad de transición, a la cual se produce el cambio en el modo de fallo, definiéndose por lo tanto como la menor velocidad a la cual el fallo producido es completamente dúctil. Experimentalmente se determinó que dicha velocidad (para el material y la geometría de probeta utilizados en este estudio) era de 58 m/s [9], mientras que en las simulaciones numéricas esta velocidad se encuentra en torno a los 55 m/s, siendo por lo tanto el error estimado del 5,17 %. Por debajo de la velocidad de transición, el fallo es de tipo frágil, pero a

medida que la velocidad de impacto se acerca a dicha velocidad de transición, se aprecian ciertas variaciones en el proceso de propagación de la fisura, diferenciándose entre la superficie libre de la probeta y su plano de simetría.

La figura 7 recoge esquemáticamente las cuatro situaciones que se han observado, según la velocidad de impacto, siendo $v_1 < v_2 < v_3 < v_{trans} < v_4$ velocidades comprendidas entre 53 y 56 m/s. Las situaciones 1 y 4 equivalen a las producidas en los apartados anteriores, en los que se originaba un fallo frágil y otro dúctil respectivamente. En ambos casos, el tipo de fallo producido coincide tanto en la superficie libre de la probeta (SL) como en su plano de simetría (PS). Sin embargo, en las situaciones 2 y 3 no ocurre así. A medida que la velocidad de impacto se aproxima a la velocidad de transición, se observa como en la cara exterior de la probeta aparece una fisura de tipo dúctil, mientras que en el plano de simetría aparece una fisura dominada por el modo de fallo frágil (situación 2). Acto seguido, este modo de fallo frágil se propaga a lo largo del espesor de la probeta hacia el exterior de la misma. Cuando la velocidad de impacto aumenta ligeramente (situación 3), sin llegar a alcanzar la velocidad de transición, se observa como tanto en la cara libre como en el plano de simetría, el fallo producido es de tipo dúctil. A partir de un determinado instante, se produce en el plano de simetría una nueva transición hacia un modo de fallo frágil, que nuevamente propaga hacia las superficies libres a lo largo del espesor de la probeta. Por lo tanto se ha comprobado como la fisura que se inicia en el plano de simetría en las situaciones 2 y 3, propaga a lo largo del espesor de la probeta, efecto que únicamente se podría observar mediante un modelo 3D de la probeta, poniéndose de manifiesto el marcado carácter tridimensional de los procesos de propagación de fisura.

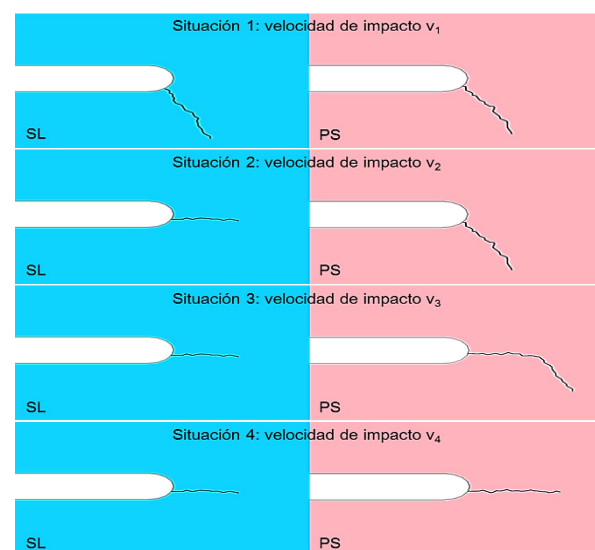


Figura 7. Situaciones en las que se produce la propagación según la velocidad de impacto. SL: Superficie libre. PS: Plano de simetría.

Es importante destacar que en el plano de simetría de la situación 3 se aprecian dos transiciones en el modo de fallo diferentes. En primer lugar, como se ha comentado, se produce una transición frágil-dúctil: la fisura comienza a propagar según una banda de cortadura adiabática (en contraposición a como ocurría en el plano de simetría de la situación 2) hasta una determinada longitud. Posteriormente, se produce de forma repentina un quiebro en la dirección de propagación (pasando de unos 10° a 70° aproximadamente), transformándose en una fisura producida por clivaje que propaga según la dirección de la tensión principal máxima. Estas dos transiciones en el modo de fallo también han sido observadas experimentalmente por Zhou et al. [3] en probetas de Ti-6Al-4V.

6. CONCLUSIONES

En el presente trabajo, empleando el Método de los Elementos Finitos, se ha realizado un modelo numérico tridimensional completo del impacto de un proyectil cilíndrico contra probetas entalladas de PC, implementando el modelo de daño mediante una subrutina de usuario.

Se ha propuesto un modelo de daño que integra simultáneamente un criterio local basado en tensiones y otro energético, que recoge la competencia entre los dos modos de fallo observados en materiales poliméricos, y que es capaz de recoger el fenómeno de la transición frágil-dúctil en el modo de fallo.

Dicho modelo parte de uno inicialmente aplicado a metales, el cual se ha adaptado al PC incluyendo la distinción de comportamiento entre tracción y compresión. Así, mediante un modelo numérico 3D que incluye tanto probeta como proyectil, se han conseguido reproducir de forma cualitativa resultados experimentales publicados en la literatura como son: la velocidad de impacto a la que se produce la transición en el modo de fallo, y la dirección de propagación de la fisura.

Además, se ha realizado un análisis numérico detallado del proceso de transición entre los modos de fallo frágil y dúctil, observándose un diferente comportamiento en las caras libres de la probeta respecto al plano de simetría de la misma. Así, se ha comprobado como el modo de fallo que se produce en el plano de simetría propaga a lo largo del espesor de la probeta hacia las superficies libres, siendo éste el modo de fallo dominante. De esta manera, se pone de manifiesto el marcado carácter tridimensional de los procesos de propagación de fisuras.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer a la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología del Gobierno

de España, por el apoyo parcial a este trabajo a través del Proyecto de Investigación DPI2011-23191.

REFERENCIAS

- [1] Li, Z. y Lambros, J., *Strain rate effects on the thermomechanical behavior of polymers. International Journal of Solids and Structures*, vol. 38, pp. 3549-3562, 2001.
- [2] Loya, J.A. y Ravi-Chandar, K., *Análisis numérico de fractura dinámica de polímeros frágiles. Anales de Mecánica de la Fractura*, vol. 23, pp. 195-200, 2006.
- [3] Zhou, M., Rosakis, A.J. y Ravichandran, G., *On the growth of shear bands and failure-mode transition in prenotched plates: A comparison of singly and doubly notched specimens. International Journal of Plasticity*, vol. 14, pp. 435-451, 1998.
- [4] Loya, J.A., Villa, E. y Fernández-Sáez, J., *Crack-front propagation during three-point bending tests of polymethyl-methacrylate. Polymer Testing*, vol. 29, pp. 113-118, 2010.
- [5] Ravi-Chandar, K. y Knauss, W.G., *An experimental investigation into Dynamic Fracture. I. Crack Initiation and Arrest. International Journal of Fracture*, vol. 25, pp. 247-262, 1984.
- [6] Kalthoff, J., *Shadow optical analysis of dynamic shear fracture. Optical Engineering*, vol. 27, pp. 835-840, 1988.
- [7] Dolinski, M., Rittel, D. y Dorogoy, A., *Modeling adiabatic shear failure from energy considerations. Journal of Mechanics and Physics of Solids*, vol. 58, pp. 1759-1775, 2010.
- [8] Rittel, D. y Brill, A., *Dynamic flow and failure of confined polymethylmethacrylate. Journal of Mechanics and Physics of Solids*, vol. 56, pp. 1401-1416, 2008.
- [9] Ravi-Chandar, K., Lu, J., Yang, B. and Zhu, Z., *Failure mode transitions in polymers under high strain rate loading. International Journal of Fracture*, vol. 101, pp. 33-72, 2000.
- [10] Ritchie, R., Knott, J. y Rice, J., *Relationship between critical tensile stress and fracture toughness in mild-steel. Journal of Mechanics and Physics of Solids*, vol. 21, pp. 395-410, 1973.
- [11] Fu, S., Wang, Y. y Wang, Y., *Tension testing of polycarbonate at high strain rates. Polymer testing*, vol. 28, pp. 724-729, 2009.

INFLUENCIA DE LA AGUDIZACIÓN DE LA GRIETA EN LA TENACIDAD DE FRACTURA DE RESINAS EPOXI

A. Salazar^{1,*}, J. Rodríguez¹, Y. Patel² y J. G. Williams^{2,3}

¹ Departamento de Tecnología Mecánica, ESCET, Universidad Rey Juan Carlos.

C/ Tulipán s/n, Móstoles, 28933 Madrid, España.

* E-mail: alicia.salazar@urjc.es

² Mechanical Engineering Department, Imperial College London, London SW7 2AZ, United Kingdom.

E-mail: yatish.patel01@imperial.ac.uk

³ Aero, Mechanical and Mechatronics Engineering Department, University of Sydney, Sydney, Australia.

E-mail: g.williams@imperial.ac.uk

RESUMEN

Existen varios métodos para introducir una grieta afilada en polímeros, aunque la agudización mediante cuchilla es preferible frente a la agudización mediante fatiga. Se ha comprobado que el uso de métodos de contacto como el de la cuchilla para introducir grietas afiladas puede generar daño en el frente de grieta, obteniendo valores sobreestimados de la tenacidad de fractura. Este trabajo analiza el efecto del radio de la fisura en la tenacidad de fractura de una resina epoxi. Los ensayos se realizaron en la configuración de flexión en tres puntos sobre probetas con un amplio intervalo de radios en el fondo de la fisura, desde el tamaño de la grieta natural, $\sim 0.1 \mu\text{m}$, hasta 2 mm. El comportamiento de la tenacidad de fractura frente al radio de la entalla se ha analizado utilizando un modelo elástico cuyos parámetros han permitido estimar las razones de los valores sobreestimados de la tenacidad de fractura.

ABSTRACT

Notch sharpening of polymeric fracture samples is still an unsolved problem. The existing methodologies for the evaluation of the fracture toughness of polymers recommend the use of contact techniques such as razor sharpening which, in some cases, can induce high scatter in toughness results or even overestimated values. This work analyzes the effect of crack sharpness on the fracture toughness of epoxy resins. Three-point bending tests were carried out on specimens with a wide range of tip radii, going from the size of natural cracks, $\sim 0.1 \mu\text{m}$, to 2 mm. The behaviour of the fracture toughness versus the crack tip radius has been modelled using a two criterion elastic model, a length and a stress, to estimate the overestimated toughness values with the crack tip radius and the effect of blunting arising from plastic deformation.

PALABRAS CLAVE: Fractura, agudización, resinas epoxy.

1. INTRODUCCIÓN

La influencia de la agudización de la entalla en la tenacidad de fractura de materiales poliméricos ha captado de nuevo la atención de la comunidad científica. Recientemente, han aparecido varios trabajos resaltando el papel de la agudización de la entalla en los parámetros de fractura de tanto polímeros heterogéneos semi-cristalinos como los copolímeros en bloque etileno-propileno [1-3] o polímeros amorfos como el policarbonato [4]. En estos trabajos, los valores de la tenacidad de fractura obtenidos mediante diferentes aproximaciones se determinaron a partir de probetas agudizadas mediante dos procedimientos: la técnica tradicional de contacto utilizando una cuchilla y la técnica de no contacto basado en la ablación utilizando un láser pulsado de duración de femtosegundos

(femtoláser). Independientemente del material, la tenacidad de fractura obtenida a partir de probetas agudizadas mediante femtoláser presentó valores más bajos que los correspondientes asociados a probetas agudizadas mediante cuchilla. La razón estriba en que la ablación laser mediante laser pulsado de femtosegundo se caracteriza por la creación de fases en forma de vapor y plasma, y por tanto, completa ausencia de fases líquidas, así como completa ausencia de conducción térmica en el material [5-6]. Así, esta técnica permite eliminar material de la punta de la entalla sin apenas disipación de calor y, por tanto, sin fusiones ni deformaciones térmicas de los alrededores. En cambio, las probetas cuya grieta afilada fue introducida con cuchilla presentaron una zona deformada plásticamente en el frente de grieta responsable de los valores más elevados en la tenacidad.

Todos estos descubrimientos han hecho que se cuestione los criterios concernientes a la calidad de la entalla. Tanto la Sociedad Europea de Integridad Estructural (European Structural Integrity Society, ESIS) [7-9] como la Asociación Americana para el Ensayo de Materiales (American Society for Testing and Materials, ASTM) [10-11] señalan que cuando una grieta natural no puede generarse en polímeros mediante, o bien golpe seco en una cuchilla colocada en la entalla o por fatiga, la agudización puede realizarse deslizando una cuchilla a lo largo del fondo de la entalla mecanizada. En cualquier caso, ambas asociaciones coinciden en que el radio del fondo de la fisura no debe ser superior las 20 μm. Atendiendo a estos resultados, el objetivo de este trabajo es investigar el efecto del radio de la fisura en los parámetros de fractura de un material frágil como es una resina epoxy. Se prestará especial atención a la razón de los valores sobreestimados de la tenacidad de fractura con el radio de la punta de la grieta y la posible influencia del enromamiento causado por fenómenos de deformación plástica en el frente de grieta. Se empleará un modelo elástico modificado para grietas romas para aportar más información sobre los efectos de la agudización de la entalla en los parámetros de fractura [12].

2. FUNDAMENTOS TEÓRICOS

Kinloch y Williams [13] constataron que en polímeros frágiles, la deformación plástica localizada en el frente de grieta, seguida de enromamiento en la punta de la fisura generada previamente a la propagación de la fisura, es un factor que controla el proceso de rotura. Para analizar la tenacidad de fractura de entallas romas, se emplea un modelo basado en la solución elástica de las tensiones generadas en la punta de una fisura elíptica sometida a una tensión remota, σ , normal al semi-eje mayor, a , [12]. Durante el proceso de carga de una probeta, la deformación plástica que se genera en el frente de grieta (longitud r_C y tensión σ_C) da lugar a un fenómeno de enromamiento que hace aumentar el radio de la punta de la fisura desde el valor inicial R_0 hasta R_C (Figura 1).

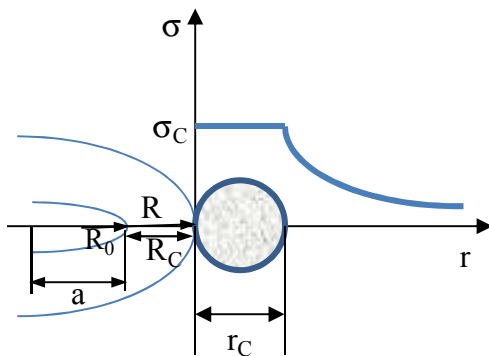


Figura 1. Frente de grieta en el instante de fractura de muestras con grietas romas.

La tensión generada en el frente de grieta σ_C y su

longitud r_C están relacionadas con el radio de la punta de la fisura en el momento de la fractura, R , y con la tensión remota σ a través de la expresión [14]:

$$\frac{\sigma_C}{\sigma} = \frac{2\sqrt{a}(R+r_C)}{(R+2r_C)^{3/2}} \quad (1)$$

Para una grieta afilada, $R=0$, se obtiene:

$$\frac{\sigma_C}{\sigma} = \sqrt{\frac{a}{2r_C}} \quad (2)$$

Y su tenacidad de fractura, K_{IC} , puede expresarse tanto en función de la tensión remota aplicada σ como de la tensión local en la punta de la grieta σ_C mediante:

$$K_{IC} = \sigma\sqrt{\pi a} = \sigma_C\sqrt{2\pi r_C} \quad (3)$$

Para grietas romas, las tensiones elevadas generadas en la punta de la grieta implican el uso de una tenacidad de fractura aparente, K_b , equivalente a la tenacidad de fractura de una muestra con una grieta afilada pero con una distribución de tensiones en el instante de la rotura idéntico a la de una probeta con una grieta roma. La tenacidad de fractura aparente está relacionada con la tenacidad de fractura de una probeta con una grieta afilada a través de:

$$\frac{K_b}{K_{IC}} = \frac{\left(1 + \frac{R}{2r_C}\right)^{3/2}}{\left(1 + \frac{R}{r_C}\right)} \quad (4)$$

Al utilizar las soluciones elásticas, la deformación plástica acumulada puede expresarse en función de la apertura de los labios de la fisura, δ , suponiendo que las tensiones generadas en el frente no superan la tensión de cedencia del material, σ_Y . De esta manera, utilizando la solución elástica:

$$\delta = \frac{K_b^2}{E\sigma_Y} \quad (5)$$

Para una probeta con un radio inicial de fisura R_0 , la deformación plástica desarrollada en el frente, cuyo efecto está contenido en la expresión de δ , induce mayor enromamiento de la punta de la fisura en una cantidad igual a R_C , obteniendo finalmente:

$$R = R_0 + R_C = R_0 + \frac{\delta}{2} \quad (6)$$

Por lo que el aumento en el radio de la punta de la fisura en el momento de la rotura es igual a la mitad de la apertura de los labios de la fisura. A su vez, el radio de la punta de la grieta en el instante de rotura, R , está relacionada con R_0 y R_C a través de:

$$\sqrt{\frac{R}{r_C}} = \sqrt{\frac{R_0}{r_C}} + \sqrt{\frac{R_C}{r_C}} \left(\frac{K_b}{K_{IC}}\right) \quad (7)$$

K_b se obtiene a partir de los valores de la tenacidad de fractura determinados experimentalmente, K_I , mediante:

$$K_b = \frac{2}{\pi} \hat{K} \left[\ln \left(\sec \left(\frac{\pi K_I}{2 \hat{K}} \right) \right) \right]^2 \tag{8}$$

donde \hat{K} es la tenacidad de fractura plástica. Las tensiones tan elevadas generadas en el frente de grieta al aumentar el radio inicial de la entalla requieren tener en cuenta una condición de colapso plástico del ligamento [13]. \hat{K} se calculó según las directrices dadas en [12].

Finalmente, combinando las ecuaciones (4) y (7):

$$K_I \approx K_{IC} \left[\frac{1}{2 \left(1 - \sqrt{\frac{R_C}{8r_C}} \right)} + \frac{\frac{R_0}{8r_C}}{\left(1 - \sqrt{\frac{R_C}{8r_C}} \right)^2} \right]^{1/2} \tag{9}$$

Por último, el grado de ductilidad alcanzado puede definirse a través de:

$$\frac{\pi}{8} \frac{\sigma_C^2}{E \sigma_Y} = 1 \tag{10}$$

siendo E el módulo de elasticidad del material.

3. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

El material objeto de estudio fue una resina epoxi comercial de diglycidyl ether de bisphenol A (DGEBA), con un módulo de Young de 2.65 GPa y una tensión de cedencia en tracción de 85 MPa.

Las probetas en forma de paralelepípedos y dimensiones 6x12x54 mm³ presentaron una entalla mecanizada en forma de V. Los procesos de agudización generaron probetas que pueden dividirse en dos grupos: muestras con grietas afiladas y muestras con grietas romas. Las grietas afiladas se introdujeron empleando dos procedimientos: uno de contacto, basado en la técnica tradicional de golpe seco en una cuchilla a 23 °C o enfriada en nitrógeno líquido, situada en el fondo de la entalla mecanizada; y otro de no contacto como es el uso de un femtoláser.

Para introducir grietas romas con radios diferentes, se emplearon distintas técnicas que pueden agruparse en tres grupos. Para generar grietas con diámetros de 0.01, 0.02, 0.05, 0.07 y 0.1 mm, se utilizaron cuchillas con distinto radio de filo procesadas en los laboratorios del Imperial College. El procedimiento de agudización consistió en deslizar la cuchilla a lo largo del fondo de la entalla sin presionar.

Para insertar grietas con un radio mayor, es decir, con diámetros de 0.4, 0.6, 0.8, 1, 1.5, 2, 2.5 y 3 mm, se

empleó una técnica de perforación utilizando brocas con distinto diámetro montadas en una máquina de perforación de alta velocidad.

Por último, se generaron probetas con radios en el fondo de la fisura de hasta 4 y 7 mm mediante un procedimiento de fresado.

Independientemente del proceso de agudización, la relación entre la grieta inicial final y el ancho de la probeta fue de 0.5.

Antes de ensayar, la superficie de todas las probetas agudizadas fueron inspeccionadas mediante microscopía para analizar el frente de grieta. Las probetas con cualquier tipo de daño, ya bien sea en forma de microgrietas o áreas con diferente color o textura, se desecharon.

Los ensayos de fractura se realizaron en una máquina electromecánica (Instron 3365) a 23 °C y bajo control de desplazamiento a una velocidad de 10 mm/min. Se empleó un dispositivo de flexión en tres puntos con una luz cuatro veces superior al ancho de la probeta y la fuerza se midió con una célula de carga de ± 1 kN Para determinar los valores de tenacidad de fractura se siguieron las directrices del protocolo ESIS TC4 titulado “ K_C and G_C at slow speeds for polymers” [7]. Tras los ensayos, la morfología de las superficies de fractura fue analizada mediante microscopía óptica.

4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

4.1. Resultados experimentales

La Figura 2 muestra los valores de la tenacidad de fractura, K_I , frente al radio inicial de la fisura, R_0 .

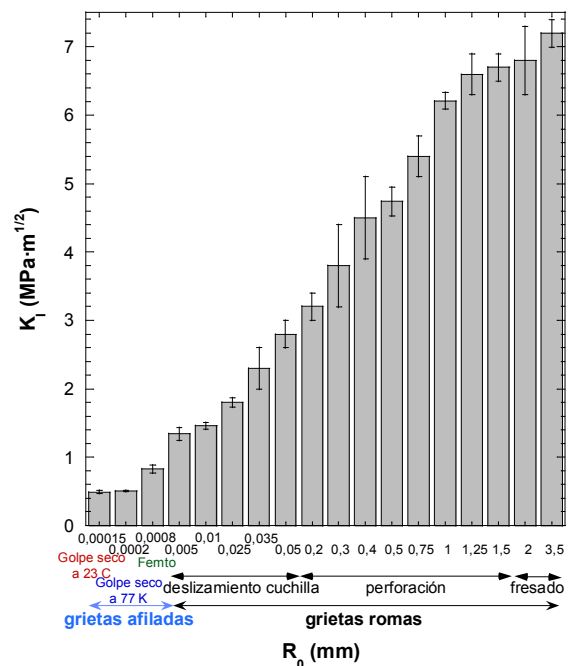


Figura 2. K_I frente a R_0

Como era de esperar, la tenacidad aparente aumenta con el radio del fondo de la fisura, siendo las muestras con grieta natural, radio de $0.2 \mu\text{m}$, agudizadas mediante un golpe seco de cuchilla las que presentaron los valores más bajos, $\sim 0.5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. Es interesante mencionar que un pequeño aumento en el radio de la punta de la fisura implica un notable aumento en los valores de la tenacidad. Así, incluso las muestras con grietas afiladas agudizadas mediante femtoláser presentaron valores de tenacidad dos veces superiores a los de las probetas con grietas naturales puesto que su radio fue de $0.8 \mu\text{m}$, es decir, cuatro veces superior.

El rápido crecimiento de la tenacidad de fractura con el radio de la punta de la fisura se debe al enromamiento tal y como muestran las superficies de fractura. La Figura 3 muestra una superficie de fractura característica de una probeta con una grieta afilada. La superficie es completamente plana sin ningún rasgo distintivo.

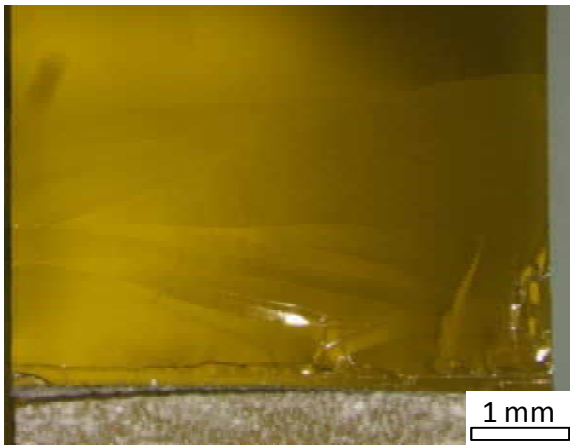


Figura 3. Superficie de fractura de una probeta con una grieta afilada (agudización mediante golpe seco con cuchilla a 23°C)

La superficie de fractura de las probetas agudizadas mediante deslizamiento de cuchilla son planas pero con marcas de río en las proximidades de la entalla (Figura 4), siendo más acentuadas a medida que el radio de la fisura era mayor.

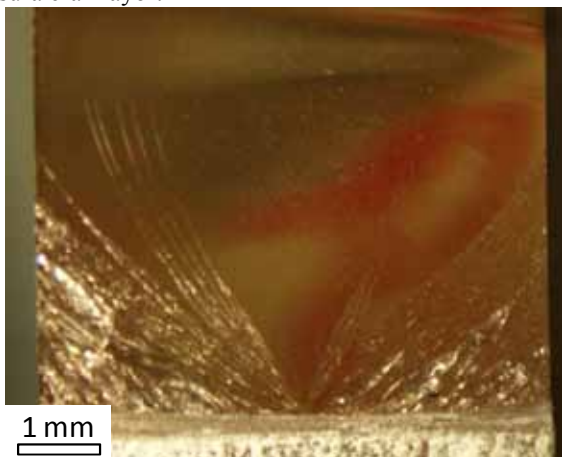


Figura 4. Superficie de fractura de una probeta con grieta roma insertada por deslizamiento de cuchilla.

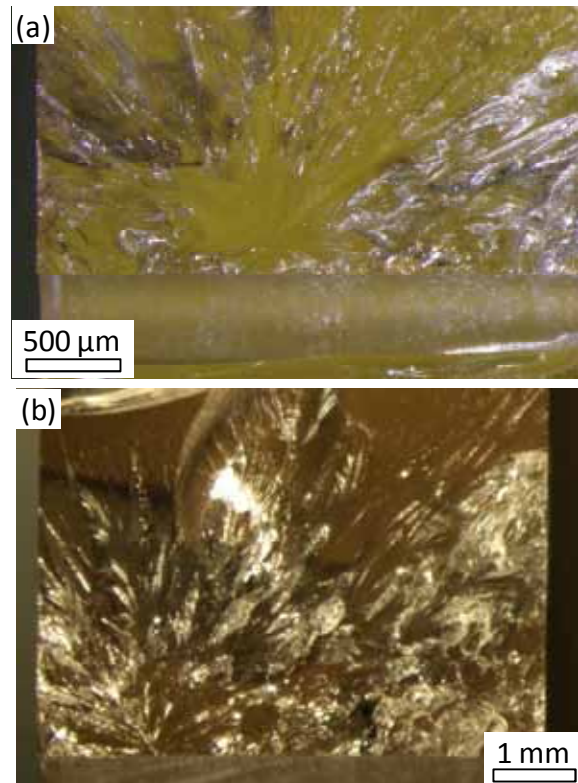


Figura 5. Superficies de fractura de probetas con grieta roma introducida por (a) perforación (radio inicial de la fisura de $400 \mu\text{m}$) y (b) fresado (radio inicial de 2 mm).

La morfología de las superficies de fractura de probetas con grietas romas insertadas mediante perforación o fresado se caracterizan por un elevada rugosidad y marcas de río acentuados a lo largo de toda la superficie (Figure 5). En las proximidades de la entalla puede apreciarse una zona redondeada que parece ser el iniciador de la propagación de la grieta. Este tipo de morfología es representativa del fenómeno de enromamiento.

4.2. Modelización

La Figura 6 muestra la tenacidad de fractura aparente, K_b , frente a la raíz cuadrada del radio inicial de fisura, $\sqrt{R_0}$. Cada color agrupa a las muestras agudizadas mediante una misma técnica. Independientemente del procedimiento de agudización, la tenacidad de fractura verdadera aumenta monótonamente con el radio en la punta de la fisura pero es importante señalar pequeñas desviaciones.

En primer lugar, los valores obtenidos de probetas con grietas romas insertadas mediante deslizamiento de cuchilla son ligeramente superiores a los esperados. La razón se debe a una pequeña región en el frente de grieta con una textura diferente a la del resto de la pieza (Figura 7). Esta zona se debe a la presencia de daño generada durante el proceso de agudización. En segundo lugar, los valores de la tenacidad de fractura aparente no

crecen para valores superiores a $7 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ tendiendo a una asíntota horizontal.

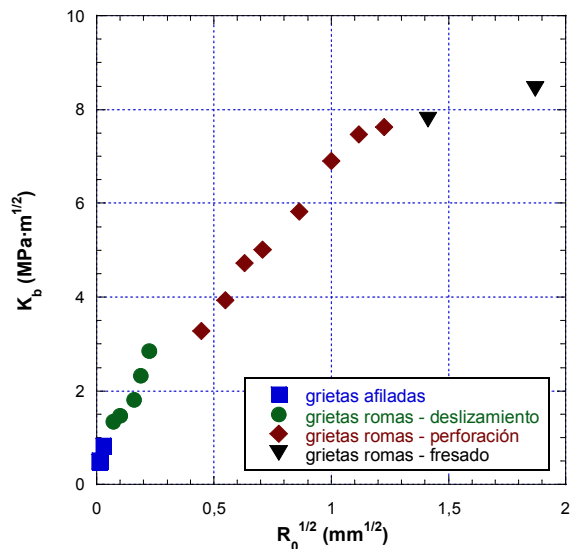


Figura 6. K_b vs $\sqrt{R_0}$.



Figura 7. Frente de grieta de una probeta agudizada mediante deslizamiento de cuchilla en la que el daño se ha delimitado con un trazo discontinuo en rojo.

La Figura 8 muestra la gráfica de los valores válidos de K_b frente a $R_0^{1/2}$ junto con los parámetros resultante del ajuste de los datos a la ecuación (9) del modelo. Estos parámetros también se recogen en la tabla 1. La tenacidad de fractura, K_{IC} ; resultante del ajuste de los datos a la ecuación (9) dan un valor de $0.89 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, que es mayor que la tenacidad de fractura determinada a partir de las probetas con fisuras afiladas ($0.49\text{-}0.83 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$) pero menor que la tenacidad de fractura obtenida a partir de muestras con grietas romas introducidas mediante deslizamiento de cuchilla ($1.34\text{-}2.80 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$) (Figura 2). Por otro lado, los parámetros relacionados con el proceso de fractura, r_c and σ_c describen la longitud crítica y la tensión cohesiva de la resina epoxi, respectivamente. Los valores de $r_c = 2.6 \mu\text{m}$ and $\sigma_c = 220 \text{ MPa}$ son comparables con aquellos encontrados en la literatura en resinas epoxi similares [13]. Es importante destacar que el grado de ductilidad

calculado a través de la ecuación (10) está bastante alejado de la unidad por lo que la deformación plástica desarrollada es relativamente pequeña. Por último, el aumento del radio de la punta de la grieta debido al enroscamiento en el instante de la rotura, R_c , es $82 \mu\text{m}$.

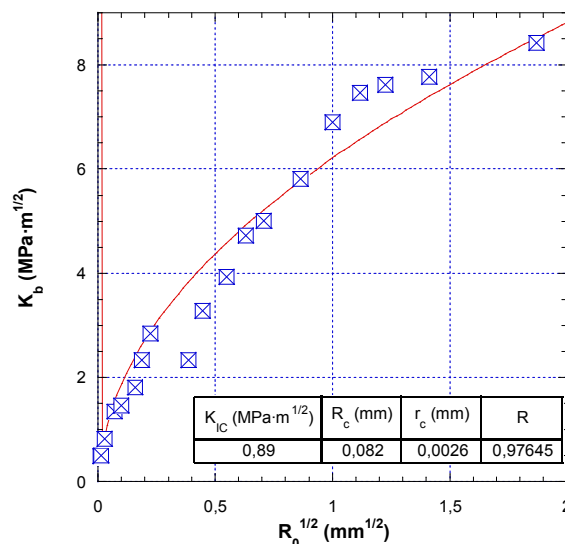


Figura 8. K_b vs $\sqrt{R_0}$ en la que se muestra el ajuste de los datos a la ecuación (9).

Tabla 1. Parámetros del modelo resultante del ajuste de los datos a la ecuación (9)

K_{IC} (MPa·m ^{1/2})	0.89
R_c (μm)	82
r_c (μm)	2.6
σ_c (MPa)	220
$\frac{\sigma_c}{\sigma_Y}$	2.6
$\frac{\pi \sigma_c^2}{8 E \sigma_Y}$	0.08

5. CONCLUSIONES

Este trabajo analiza la influencia del radio del fondo de la fisura en la tenacidad de fractura de un polímero frágil como es un resina epoxi. Se emplearon distintas técnicas de agudización para conseguir diferentes radios en el fondo de la grieta. Para insertar grietas afiladas, se utilizaron la técnica tradicional de contacto como es el golpe seco en una cuchilla situada en la raíz de la entalla y el procedimiento más sofisticado de no contacto como es la técnica de ablación usando un láser pulsado de duración de femtosegundos. Para conseguir entallas romas de distintas dimensiones, se emplearon procedimientos de deslizamiento de cuchilla a lo largo de la raíz de la entalla, perforación y fresado. Los valores más bajos de la tenacidad de fractura se

obtuvieron para muestras con grietas afiladas, en particular, para aquellas con grietas introducidas mediante golpe seco. Además, la tenacidad de fractura aumenta rápidamente con el radio del fondo de la grieta y el análisis microscópico de las superficies de fractura muestra que el enromamiento de la punta de la grieta es la razón de este incremento.

Se aplicó un modelo elástico para grietas romas a los datos experimentales para profundizar en los efectos que la agudización de la entalla tiene en la tenacidad de fractura. Los parámetros resultantes de la aplicación del modelo indican que el grado de ductilidad alcanzado durante el proceso de rotura no es elevado, y el tamaño y tensiones de la zona deformada plásticamente en el frente de grieta previa a la rotura son comparables a la longitud crítica y las tensiones cohesivas características de una resina epoxi durante el fenómeno de rotura.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al *Ministerio de Educación* la financiación a través de los proyectos MAT2009-14294 and MAT2012-37762, así como a la Universidad Rey Juan Carlos y a la Fundación Caja Madrid por la beca de investigación concedida a Alicia Salazar.

REFERENCIAS

- [1] Salazar, A., Rodríguez, J., Segovia, A., Martínez, A.B., *Influence of the notch sharpening technique on the fracture toughness of bulk ethylene-propylene block copolymers*. Polymer Testing, 29 pp. 49-59, 2010.
- [2] Salazar, A., Segovia, A., Martínez, A.B., Rodríguez, J., *The role of notching damage on the fracture parameters of ethylene-propylene block copolymers*. Polymer Testing, 29 pp. 824-831, 2010.
- [3] Salazar, A., Rodríguez, J., Segovia, A., Martínez, A.B., *Relevance of the femtolaser notch sharpening to the fracture of ethylene-propylene block copolymers*. European Polymer Journal, 46 pp. 1896-1907, 2010.
- [4] Salazar, A., Rodríguez, J., Martínez, A.B., *The role of notch sharpening on the J-fracture toughness of thermoplastic polymers*. Engineering Fracture Mechanics, <http://dx.doi.org/10.1016/j.engfracmech.2012.07.006>
- [5] Chichkov, B.N., Momma, C., Nolte, S., von Alvensleben, F., Tünnermann, A., *Femtosecond, picoseconds and nanosecond laser ablation of solids*. Applied Physics A – Materials Science and Processing, 63 pp. 109-115, 1996.
- [6] Moreno, P., Méndez, C., García, A., Arias, I., Roso, L., *Femtosecond laser ablation of carbon reinforced polymers*, Applied Surface Science, 252 pp. 4110-4119, 2006.
- [7] Williams, J.G., *K_C and G_C at slow speeds for polymes*, in: D.R. Moore, A. Pavan, J.G. Williams (Eds.), Fracture Mechanics Testing Methods for Polymers, Adhesives and Composites. Elsevier Science Ltd. And ESIS: The Netherlands, 2001, pp. 11-24.
- [8] 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.
- [9] Clutton, E., *Essential work of fracture*, in: D.R. Moore, A. Pavan, J.G. Williams (Eds.), Fracture Mechanics Testing Methods for Polymers, Adhesives and Composites. Elsevier Science Ltd and ESIS, The Netherlands, 2001, pp. 177-195.
- [10] ASTM D5045-99: *Standard Test Methods for Plane-Strain Fracture Toughness and Strain Energy Release Rate of Plastic Materials* (1999).
- [11] ASTM D6068-96: *Standard Test Method for Determining J-R Curves of Plastics* (2002).
- [12] Hashemi, S., Williams, J.G., *Crack sharpness effects in fracture testing of polymers*. Journal of Materials Science, 20 pp. 922-928, 1985.
- [13] Kinloch, A.J., Williams, J.G., *Crack blunting mechanisms in polymers*, Journal of Materials Science, 15 pp. 987-996, 1980.
- [14] Hashemi, S., Williams, J.G., *Size and load mode effects in fracture toughness testing of polymers*. Journal of Materials Science, 19 pp. 3746-3759, 1984.

SYMMETRIC AND NON-SYMMETRIC DEBONDS AT FIBER-MATRIX INTERFACE UNDER TRANSVERSE LOADS. AN APPLICATION OF ENERGETIC APPROACHES USING COLLOCATION BEM

C.G. Panagiotopoulos, 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: cpanagiotopoulos@us.es, mantic@us.es

ABSTRACT

One of complex failure mechanisms in fiber reinforced composite (FRC) materials referred to as matrix cracking or inter-fibre failure usually initiates by fiber-matrix debonds. There is a large amount of numerical studies of this problem available in the literature. However, there is still a controversy regarding the initiation of this failure mechanism. Considering a single fibre specimen under transverse loads, two main debond geometries are observed in numerical results, one with two symmetrically situated debonds, and the other one with one single debond representing a non-symmetric post-failure configuration. The aim of this work is to numerically investigate the energetics of such failure mechanisms, using boundary element analysis, and discuss the results.

KEY WORDS: Composites, Interface crack, Boundary Element Method

1. INTRODUCTION

The inter-fibre failure in Fibre Reinforced Composites (FRC) under transverse loads typically initiates as partial debonds at the fibre-matrix interface (or very close to this interface) [1]. In order to perform a detailed study of this failure mechanism, a simplified model composed by a unique fiber bonded to an infinite matrix has been intensively used. Several works analyzed the problem of the initiation by modelling the interface behaviour employing Cohesive Zone Models (CZM) [2, 3], and Linear Elastic-Brittle Interface Model (LEBIM) [4] or the coupled stress and energy criterion of the Finite Fracture Mechanics (FFM) [5, 6]. These works agree in some predictions as the size effect of the fibre-radius on the critical load value. However, there is a controversy about the symmetry of the partially debonded configuration after the crack initiation [7]. Two main geometries after the onset are observed in numerical results: two symmetric and separated debonds, typically in CZM with some exceptions, see [2, 3], or a non-symmetric configuration with one debond in LEBIM [4], which is however implementation dependent. In view of this, the aim of this work is to study the two failure scenarios, the symmetric and non-symmetric one by utilising energy based procedures such as the energetic solutions concept [8] or a local energy minimum through a direct minimization procedure [9].

Figure 1 schematically shows the problem under study. The elastic solutions required in the solution procedure adopted have been calculated with the aid of the collocational Boundary Element Method (BEM) [10].

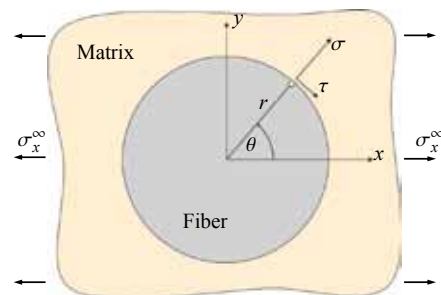


Figure 1: Configuration of the fiber-matrix problem under remote loading.

2. MINIMIZATION OF THE TOTAL ENERGY

We consider the evolution on a fixed finite time interval $[0, T]$ governed by a *stored energy* functional $\Pi : [0, T] \times \mathcal{U} \times \mathcal{Z} \rightarrow \mathbb{R} \cup \{\infty\}$ and a *dissipated energy* functional $\mathcal{R} : \mathcal{X} \rightarrow [0, \infty]$, where \mathcal{U} stands for the linear space of displacement field u , \mathcal{Z} for that of damage parameter field z while \mathcal{X} for the linear space of time derivatives of z . The rate-independent evolution we have in mind is governed by the following system of *doubly nonlinear degenerate parabolic/elliptic variational inclusions*:

$$\partial_u \Pi(t, u, z) \ni 0 \quad \text{and} \quad \partial \mathcal{R}(\dot{z}) + \partial_z \Pi(t, u, z) \ni 0, \quad (1)$$

where $\dot{z} := \frac{dz}{dt}$ and the symbol “ ∂ ” refers to a (partial) sub-differential, relying on that $\mathcal{R}(\cdot)$, $\Pi(t, \cdot, z)$, and $\Pi(t, u, \cdot)$ are convex functionals. Let $\Omega \subset \mathbb{R}^d$ ($d = 2, 3$) be a bounded domain decomposed into a finite number of mutually disjoint Lipschitz¹ subdomains Ω_i , $i = 1, \dots, M$.

¹Recall that a domain is called Lipschitz if its boundary can be covered by a finite number of graphs of Lipschitz functions. Roughly

We denote formally $\Omega_0 := \mathbb{R}^d \setminus \bar{\Omega}$. Further denote $\Gamma_{ij} = \partial\Omega_i \cap \partial\Omega_j$ the (possibly empty) boundary between Ω_i and Ω_j , and specially $\Gamma_{0i} \subset \partial\Omega_0 \cap \partial\Omega_i$, with $i, j = 1, \dots, M$. For $i, j = 0, \dots, M$, Γ_{ij} ($i < j$) represents a prescribed $(d-1)$ -dimensional surface, which may undergo debonding. We assume that the rest of the outer boundary $\partial\Omega$, i.e. $\partial\Omega \setminus \cup_{i=1}^M \Gamma_{0i}$, is the union of two disjoint subsets, Γ_D of a non zero measure and Γ_N . On the Dirichlet part of the boundary Γ_D we impose a time-dependent boundary displacement $u_D(t, x)$ ($x \in \Gamma_D$), while on the Neumann part of the boundary Γ_N a time-dependent boundary traction $p_N(t, x)$ ($x \in \Gamma_N$). Debonding, can be developed on the surface

$$\Gamma_C := \bigcup_{0 \leq i < j \leq M} \Gamma_{ij}, \quad (2)$$

where phenomenological elastic constant $\kappa_n(x)$ and $\kappa_t(x)$ ($x \in \Gamma_C$) represent the stiffnesses of a thin linear elastic adhesive layer in the normal and tangential directions, respectively. Usually κ_n is greater than κ_t , for an isotropic adhesive a condition $\kappa_n/\kappa_t \geq 2$ has been deduced in [4], see also further references therein.

In each linear elastic subdomain Ω_i , we consider linear homogeneous, possibly anisotropic, material with the elastic-moduli tensor $\mathbb{C}^{(i)}$. We use the notation $e(u) = \frac{1}{2}((\nabla u)^T + \nabla u)$ for the small strain tensor, and $[[u]]_n = [[u]] \cdot \nu$ with ν a unit normal to Γ_C , where $[[u]]$ denotes the differences of traces from both sides of Γ_C . Also $[[u]]_t = [[u]] - [[u]]_n \nu$. The functionals occurring in (1) are given as:

$$\Pi(t, u, z) := \begin{cases} \sum_{i=1}^M \int_{\Omega_i} \frac{1}{2} \mathbb{C}^{(i)} e(u) : e(u) dx - \int_{\Gamma_N} u p_N dS \\ + \int_{\Gamma_C} z \left(\frac{\kappa_n}{2} [u]_n^2 + \frac{\kappa_t}{2} |[u]_t|^2 \right) dS \\ \text{if } [[u]]_n \geq 0, 0 \leq z \leq 1 \text{ on } \Gamma_C, u = u_D \text{ on } \Gamma_D, \\ \infty \text{ elsewhere,} \end{cases} \quad (3a)$$

$$\mathcal{R}(z) := \begin{cases} \int_{\Gamma_C} a_1 |z| dS & \text{if } z \leq 0 \text{ a.e. on } \Gamma_C, \\ \infty & \text{otherwise.} \end{cases} \quad (3b)$$

From (1), one can identify that the activation criterion to trigger the delamination at Γ_C is given by

$$\frac{1}{2} \left(\kappa_n [u]_n^2 + \kappa_t |[u]_t|^2 \right) \leq a_1, \quad (4)$$

where a_1 plays the role of the prescribed and possibly non-uniform fracture energy on Γ_C .

By making an implicit time discretization, using for simplicity an equidistant partition of $[0, T]$ with a time-step

speaking, it excludes corners of 0° or 360° angle, otherwise most domains considered in engineering are Lipschitz.

$\tau > 0$, assuming $T/\tau \in \mathbb{N}$, the problem could be led to a recursive minimization problem [11]:

$$\left. \begin{aligned} & \text{minimize } (u, z) \mapsto \Pi(k\tau, u, z) + \mathcal{R}(z - z^{k-1}) \\ & \text{subject to } (u, z) \in \mathcal{U} \times \mathcal{Z}, \quad 0 \leq z \leq z^{k-1} \end{aligned} \right\} \quad (5)$$

to be solved successively for $k = 1, \dots, T/\tau$, giving the solution (u^k, z^k) at the time level k , while starting from $u^0 = u_0$ and $z^0 = z_0$.

In this work we utilize the concept of energetic solution [11, 12] and that of direct minimization scheme which leads to some local minimum of energy [9]. In what follows, we briefly describe these two procedures while a more exhaustive presentation and analysis, of energetic solutions in combination with the boundary element method, may be found in the previous references.

2.1. Direct minimization of the energy functional

The discrete incremental problem (5) represents a non-convex program. In order to overcome this problem we proceed by separating the minimization in a two-step procedure. Each step consists of a convex minimization problem, the first with respect to the displacement field u while the latter with respect to the damage variable z . First we solve,

$$\left. \begin{aligned} & \text{minimize } u \mapsto \Pi(k\tau, u, z^{k-1}) + \mathcal{R}(0) \\ & \text{subject to } u \in \mathcal{U}, \end{aligned} \right\} \quad (6)$$

and, denoting its unique solution by u^k , then we solve

$$\left. \begin{aligned} & \text{minimize } z \mapsto \Pi(k\tau, u^k, z) + \mathcal{R}(z - z^{k-1}) \\ & \text{subject to } z \in \mathcal{Z}, \quad 0 \leq z \leq z^{k-1} \end{aligned} \right\} \quad (7)$$

to obtain the solution z^k , for the damage variable. In order to achieve convergence to a local energy minimum, an iterative procedure of the above two-step minimization problem is adopted, known as *alternate minimization algorithm* (AMA) [13].

2.2. Energetic Solutions

The energetic solution of the rate-independent problem (1) is a process $(u(t, x), z(t, x))$ which has to verify, additionally to the stability inequality [12], that results in the minimization problem (5), and the initial conditions of the problem $u(0)=u_0$ and $z(0)=z_0$, the following energy equality:

$$\underbrace{\Pi(T, u(T), z(T))}_{\text{stored energy at time } t = T} + \underbrace{\int_0^T \mathcal{R}(\dot{z}) dt}_{\text{energy dissipated during } [0, T]} = \underbrace{\int_0^T \frac{\partial \Pi}{\partial t}(t, u, z) dt}_{\text{work done by mechanical load}} + \underbrace{\Pi(0, u_0, z_0)}_{\text{stored energy at time } t = 0} \quad (8)$$

This equality may be converted, after time discretisation, to a two-sided energy inequality condition. According to the stability condition an energetic solution $(u(t, x), z(t, x))$ is actually the global minimum of an energetic functional at each time level. Since the AMA algorithm of the previous Section 2.1 leads in general to a local minimum only, a heuristic *back-tracking* technique (BTA) proposed in [14] which is based on the satisfaction of the two-sided energy inequality, is applied.

3. NUMERICAL IMPLEMENTATION

A boundary element analysis software [15] has been developed by the authors, including among other capabilities, the implementation of problems of contact of solids utilizing the framework of EC-BEM, standing for Energetic approach for solution of elastic Contact problems by BEM [16]. The software has also been equipped with elements of damage and plasticity analysis at the interface and/or boundaries, based on the theory introduced in [12] while fully implemented and explained in [11].

Consider a discretization of the boundary $\Gamma_i = \partial\Omega_i$ by a boundary element mesh, which is also used to define a suitable discretization of boundary displacements $u^i(x)$ and tractions $p^i(x)$ by interpolations of their nodal values. By imposing (collocating) the Somigliana identity,

$$c_{ml}^i(\xi)u_m^i(\xi) + \int_{\Gamma_i} u_m^i(x)T_{ml}^i(x, \xi) dS_x = \int_{\Gamma_i} p_m^i(x)U_{ml}^i(x, \xi) dS_x, \quad (9)$$

at all boundary nodes (called collocation points) we set the BEM system of linear equations for Γ_i . The solution of this system gives the unknown nodal values of displacements and tractions along Γ_i representing a part of arrays of all nodal values denoted as \mathbf{u}^i and \mathbf{p}^i , respectively. The arrays \mathbf{u}^i and \mathbf{p}^i also include the known nodal values of displacements and tractions along Γ_i given by the prescribed boundary conditions. The BEM system obtained from Eq. (9) is usually written as,

$$\mathbf{H}^i \mathbf{u}^i = \mathbf{G}^i \mathbf{p}^i. \quad (10)$$

In our computer implementation of BEM, we employ straight elements with continuous and piecewise linear interpolation for displacements and possibly discontinuous piecewise linear interpolation for tractions. Discretization of the damage variable z , takes place on the common interface of the subdomains and the interpolation may be piecewise constant or (possibly discontinuous) linear.

4. DEBOND ONSET AT THE FIBER-MATRIX INTERFACE

4.1. Configuration of the problem

The problem of an elastic cylindrical inclusion embedded in an elastic matrix initially bonded at its whole interface

has been studied in depth during the past years, see e.g. [1, 4, 5] and references therein. In the present study an infinitely long cylindrical inclusion is considered, with circular section of radius $a=7.5\mu\text{m}$, inside an “infinite” matrix. The above configuration leads to the assumption of plane strain. Let (x, y, z) and (r, θ, z) be the cartesian and cylindrical coordinates, with the z -axis being the longitudinal axis of the inclusion, and the x -axis the one parallel to the direction of the load. The semi-debond polar angle is denoted as θ_d .

A typical bi-material system among the fiber reinforced composite materials has been chosen, that is composed by glass fiber and epoxy matrix. The elastic properties of these materials are given in Table 1, while the Dundurs bi-material parameters are $\alpha=0.919$ and $\beta=0.229$, and the harmonic mean of effective elasticity moduli in plain strain is $E^*=6.01$ (GPa). The same configuration of problem has been studied, by means of a BEM analysis using the LEBIM in [4].

Table 1: Elastic properties of the isotropic bi-material (f , fibre; m , matrix).

Material	Young's modulus(GPa)	Poisson's ratio
Glass	$E_f=70.8$ (GPa)	$\nu_m=0.22$
Epoxy	$E_m=2.79$ (GPa)	$\nu_f=0.33$

Interface parameters such as the fracture toughness in mode I, G_{Ic} , as well as the critical tension of the interface, σ_c , lack of widely accepted values [4]. For this reason we have adopted two sets of these properties as shown in Table 2, where κ_n and κ_t are the normal and tangential stiffness of the springs used to simulate the interface. For both materials the ratio $\kappa_n/\kappa_t=3$. Furthermore, the bi-material characteristic length a_0 is defined as,

$$a_0 = \frac{G_{Ic}E^*}{\sigma_c^2} = \frac{E^*}{2\kappa_n}, \quad (11)$$

and the dimensionless structural parameter characterizing the interface brittleness as, see [4, 5, 6],

$$\gamma = \frac{1}{\sigma_c} \sqrt{\frac{G_{Ic}E^*}{a}} = \sqrt{\frac{E^*}{2\kappa_n a}} = \sqrt{\frac{a_0}{a}}. \quad (12)$$

4.2. The Boundary Element Method model

The plane strain BEM model represents a circular inclusion (fiber) of radius a inside a quite large square matrix of 1 mm side, which has been considered in order to simulate the infinite matrix, discretized by 40 elements of equal length, that means 10 elements for each square side. For the embedded circular inclusion, 80 linear elements, of equal length, are used for each subdomain (fiber

Table 2: Combination of the interface properties, considering for a fiber radius $a=7.5\mu\text{m}$.

Properties/Set	A	B
$G_{Ic}(\text{Jm}^{-2})$	10	2
$\sigma_c(\text{MPa})$	60	90
$\kappa_n(\text{MPa}/\mu\text{m})$	180	2025
$\kappa_t(\text{MPa}/\mu\text{m})$	60	675
$\alpha_0(\mu\text{m})$	16.7	1.48
γ	1.5	0.44

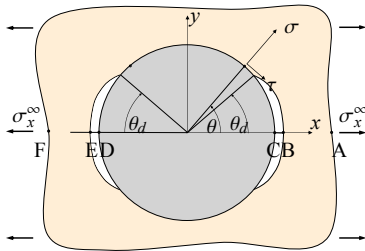


Figure 2: Symmetric debond configuration with tracked points A, B . . . , F.

and matrix). Summarizing, 200 boundary elements are used for the simulation, while 40 auxiliary interface elements are used for the intermediate interface, leading to the quadratic programming problem defined in (6), with 320 degrees of freedom (nodal values of components of the boundary displacement field), and a linear programming, defined by (7), of 80 degrees of freedom (nodal values of the interface damage variable). Regarding the remote loading, uniform remote (stretching) displacement u_x^∞ has been considered. Because of the quite large size of the matrix the assumption of constant displacements does not have a significant influence on the behaviour of tractions on these remote sides, which have also been found to be almost uniform. Results are presented in terms of the mean remote stress $\bar{\sigma}_x^\infty$ or in terms of the respective resultant force F_x^∞ , after integration of tractions along of the outer matrix side. As regards the damage variable z , linear distribution over each element, with continuity at each node, has been considered. This damage variable takes values in the range of $[0,1]$, with the value $z(x)=1$ for no interface damage at $x \in \Gamma_c$, while $z(x)=0$ means the totally damaged interface at x . Considering that dam-

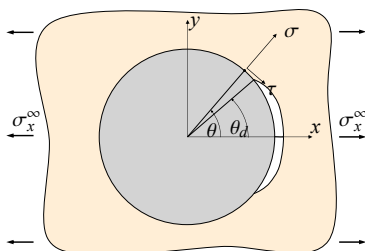


Figure 3: Non-symmetric debond configuration. Tracked point are not shown here while are the same as in Fig. 2

age could appear in any node of the fiber-matrix interface, our minimization algorithms was initially found to calculate always a symmetric pattern of damage initiation and further growth, such as the one depicted in Fig. 2. However, our main interest in this work is to study if a non-symmetric damage configuration would give comparable results with respect to the value of energy, as well as, to the value of σ_x^∞ , at the “time” of damage initiation. In other words we wanted to investigate whether, despite of these results of the minimization algorithm, exists a non-symmetric damage configuration which corresponds to the same or lower level of the total energy. An illustration of this failure configuration is shown in Fig. 3. In order to study such a case, we force our simulation to initiate a non-symmetric damage configuration, by assuming that before initial damage only the right half of the interface could be broken. After an initial appearance of damage, the whole fiber-matrix interface is allowed for damage appearance.

4.3. Numerical results

Both cases of non-symmetric and symmetric failure initiation have been considered, for the two sets of interface material properties given in Table 2. For the numerical analysis, the displacement boundary condition is given by a linear function of time, in the case of interface material A time step 600 stands for a horizontal remote displacement $u_x^\infty=90\mu\text{m}$, while for the case of interface material B time step 600 stands for $u_x^\infty=60\mu\text{m}$.

4.3.1. Interface properties: set A

The direct minimization solution, without back-tracking, for both the symmetric and non-symmetric failure configurations, has computed the same values of the resultant remote forces $F_x^\infty=82.641$ (kN/m) as well as of the total energy $\mathcal{F}=\Pi(k\tau, u^k, z^k) + \mathcal{R}(z^k - z^0)=1.141$ (J/m) (the second term meaning the energy dissipated in all previous time steps), at the instant of failure initiation. This observation means that, energetically, both failure configurations might happen. Unstable crack growth starts for both configurations at time step 45, while as can also been seen in Fig.5, the semi-debond angle θ_d , for which the unstable crack growth stops, equal to 42.75 and 33.75 degrees for the symmetric and non-symmetric configurations, respectively. However, in view of the *minimum rate of dissipation principle* (see [9] and [17]), which states that a thermodynamic system evolves towards a steady-state with the least possible dissipation, we might conclude that the non-symmetric configuration is a more appropriate solution. When the energetic solution procedure has been applied to the case of non-symmetric failure configuration, an earlier (time step 72) damage initiation has been computed corresponding to $F_x^\infty=66.677$ (kN/m), with the total energy $\mathcal{F}=0.730$ (J/m), while θ_d , for which the unstable crack growth stops, has been found

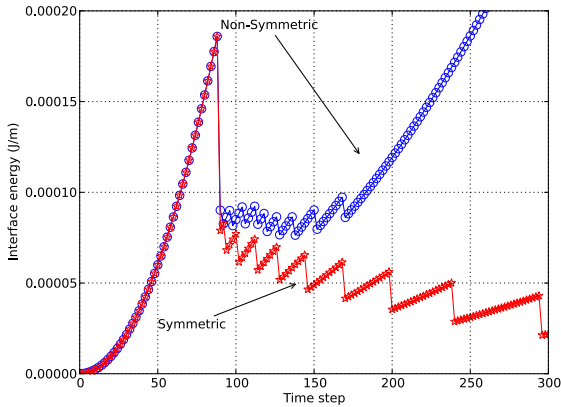


Figure 4: Stored energy in the interface of properties A, direct minimization.

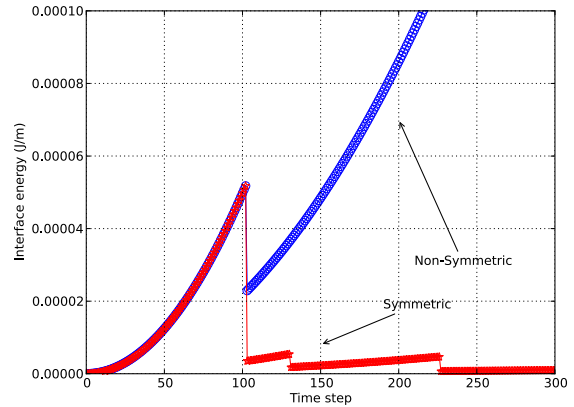


Figure 6: Stored energy in the interface of properties B, direct minimization.

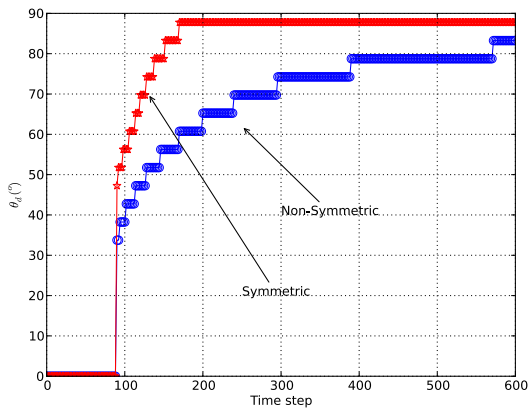


Figure 5: Semi-debond angle θ_d for the interface of properties A, direct minimization.

to be 47.25 degrees. Finally, it worths mentioning here that for the case of symmetric failure configuration, the energetic solution procedure has not been able to converge.

4.3.2. Interface properties: set B

Observations similar to those in the previous case have been confirmed for the interface of properties B. In this case the direct minimization solution, for both the symmetric and non-symmetric failure configurations, has computed the same values of the resultant remote forces at the instant of failure initiation. That is $F_x^\infty = 63.881$ (kN/m), with the total energy $\mathcal{F} = 0.664$ (J/m). This observation means that, energetically, both failure configurations might happen. Unstable crack growth starts for both configuration at time step 103, with the semi-debond angle θ_d , for which the unstable crack growth stops, equal to 87.75 and 78.75 degrees for the symmetric and non-symmetric con-

figurations, respectively. Furthermore, applying the en-

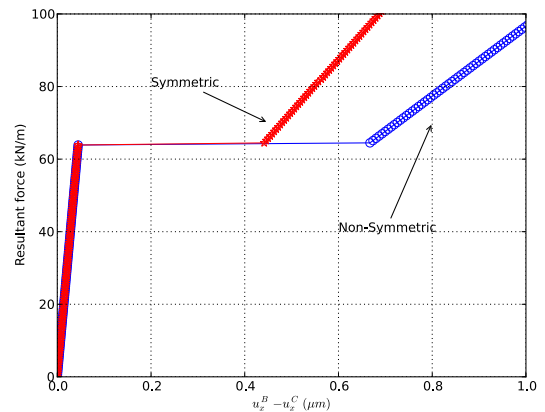


Figure 7: Resultant force, as integral of horizontal tractions, on the right remote side of the matrix for the interface of properties B, direct minimization.

ergetic solution procedure to the case of non-symmetric failure configuration has led to an earlier (time step 40) damage initiation for $F_x^\infty = 24.425$ (kN/m), with the total energy $\mathcal{F} = 0.1$ (J/m), while θ_d , for which the unstable crack growth stops, has been found to be 90.0 degrees. Finally, once again here for the case of symmetric failure configuration, the energetic solution procedure found to be non-convergent.

5. CONCLUDING REMARKS

The controversy on the debond initiation at the fibre-matrix interface under uniaxial transverse loading has been considered and numerically analysed employing the EC-BEM framework together with the energetic solutions concept or by means of a direct minimization. Two sets of interface properties have been considered (A more tough and

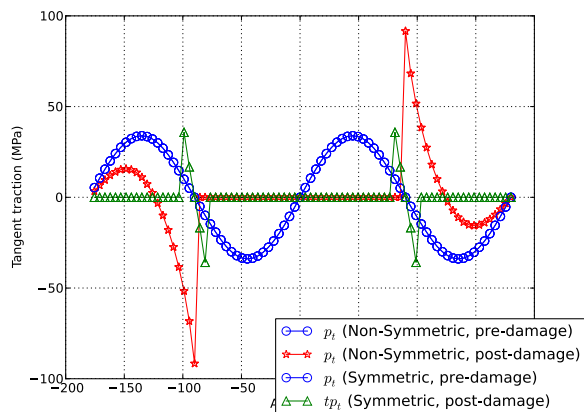


Figure 8: Tangent tractions on the interfaces for the interface of properties B, direct minimization.

B more brittle). In the case of the direct energy minimization, which leads to a local minimum solution, it has been observed that while both failure configurations appear at the same time point and for the same level of total energy and remote stresses, nevertheless non-symmetric one shows to have a lower value of dissipated energy which might lead us to consider it to be thermodynamically more consistent. Furthermore, for both sets of interface properties energetic solution found to be non-convergent for the case of the symmetric configuration, while for the non-symmetric configuration an earlier (with respect to the direct minimization) damage has been computed.

ACKNOWLEDGEMENT

Authors would like to thank Prof. Tomáš Roubíček (Charles University of Prague) for his motivation and continuous support of this work.

References

[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] A. Carpinteri, M. Paggi, and G. Zavarise. Snap-back instability in micro-structured composites and its connection with superelasticity. *Strength, Fracture and Complexity*, 3:61–72, 2005.

[3] R. Han, M.S. Ingber, and H.L. Schreyer. Progression of failure in fiber-reinforced materials. *Computers, Materials and Continua*, 4:163–176, 2006.

[4] L. Távara, V. Mantič, E. Graciani, and E. 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*, 35:207–222, 2011.

[5] 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.

[6] V. Mantič and I.G. García. Crack onset and growth at the fibrematrix interface under a remote biaxial transverse load. application of a coupled stress and energy criterion. *International Journal of Solids and Structures*, 49:2273–2290, 2009.

[7] I.G. García, V. Mantič, and E. Graciani. BEM study of the symmetry on the debond onset at the fiber–matrix interface under transverse load. In M.H. Aliabadi P. Procházka, editor, *Advances in Boundary Element & Meshless Techniques XIII. Proceedings of the 13th International Conference, Prague, Czech Republic*, pages 184–189, London, 2012. EC Ltd.

[8] A. Mielke. Evolution in rate-independent systems (Ch. 6). In C.M. Dafermos and E. Feireisl, editors, *Handbook of Differential Equations, Evolutionary Equations, vol. 2*, pages 461–559. Elsevier B.V., Amsterdam, 2005.

[9] T. Roubíček, M. Kružík, and J. Zeman. Delamination and adhesive contact models and their mathematical analysis and numerical treatment. In *Math. Methods & Models in Composites*, chapter 9. (V. Mantič, ed.) Imperial College Press, to appear in 2013, ISBN 978-1-84816-784-1.

[10] F. París and J. Cañas. *Boundary Element Method, Fundamentals and Applications*. Oxford University Press, Oxford, 1997.

[11] C.G. Panagiotopoulos, V. Mantič, and T. Roubíček. BEM solution of delamination problems using an interface damage and plasticity model. *Computational Mechanics*.

[12] T. Roubíček, V. Mantič, and C.G. Panagiotopoulos. A quasistatic mixed-mode delamination model. *Disc. Cont. Dynam. Syst., Ser. S*, 6:591–610, 2013.

[13] B. Bourdin, G. A. Francfort, and J.-J. Marigo. Numerical experiments in revisited brittle fracture. *J. Mech. Phys. Solids*, 48:797–826, 2000.

[14] A. Mielke, T. Roubíček, and J. Zeman. Complete damage in elastic and viscoelastic media and its energetics. *Computer Methods Appl. Mech. Engr.*, 199:1242–1253, 2009.

[15] C.G. Panagiotopoulos. Open BEM Project, Open Boundary Element Method Project, 2009. <http://www.openbemproject.org>.

[16] C.G. Panagiotopoulos, V. Mantič, I.G. García, and E. Graciani. Boundary formulation of frictionless contact problems based on energetic approach and its numerical implementation by the collocation BEM. In preparation.

[17] K. Hackl and F. D. Fischer. On the relation between the principle of maximum dissipation and inelastic evolution given by dissipation potential. *Proc. Royal Soc. A.*, 464:117–132, 2007.

TENACIDAD DE FRACTURA DE RESINAS EPOXI NANOESTRUCTURADAS

T. Gómez-del Río^{1*}, A. Salazar¹, J. Rodríguez¹ y R.A. Pearson²

¹Departamento de Tecnología Mecánica. ESCET. Universidad Rey Juan Carlos c/Tulipán s/n, Móstoles (Madrid), España.

* E-mail: mariateresa.gomez@urjc.es

²Center for Polymer Science and Engineering, Lehigh University, 5 East Packer Avenue, Bethlehem, PA 18015, USA.

RESUMEN

Las resinas epoxi presentan un comportamiento en fractura marcadamente frágil. En este trabajo se ha estudiado la influencia de la presencia de diferentes tipos de aditivos en la tenacidad de fractura de esta resina. Por un lado, se han añadido copolímeros en bloque tipo estireno-b-butadieno-b-polimetilmetacrilato (SBM) y, por otro lado, nanotubos de carbono (CNTs), y por último, se han añadido los dos tipos de aditivos al mismo tiempo. Para estudiar la tenacidad de los materiales, se realizaron ensayos de flexión en tres puntos de probetas prefisuras de acuerdo al protocolo ESIS TC4. Tal y como se esperaba, los parámetros estudiados aumentan de forma importante para las epoxis modificadas con el copolímero SBM, y aumentan ligeramente para los materiales compuestos con CNTs. Sin embargo, los materiales híbridos en los cuales se incluían tanto el copolímero SBM y los nanotubos, tanto la tenacidad de fractura como la energía, disminuían con respecto a la de las epoxis sólo con SBM.

ABSTRACT

Epoxy resins show a brittle behaviour and low fracture toughness. In this study, different additives influence on the fracture toughness of this resin has been studied. On one side, block copolymer styrene-b-butadiene-b-polymethylmethacrylate (SBM) and, and on the other, carbon nanotubes (CNTs) were added to an epoxy resin, and at the end, both additives were mixed with the epoxy resin. Three-point-bend tests on single-edge-notched beams were performed according to ESIS TC4 standard in order to measure the fracture energy and the fracture toughness. As expected, the fracture toughness of the rubber modified compounds had a great increase, and the CNTs filled epoxy increased modestly. But for the hybrid composites (both rubber copolymer and CNTs), both K_{IC} and G showed a little decrease compared to the rubber modified epoxy.

PALABRAS CLAVE: Tenacidad de fractura, materiales híbridos, copolímeros tribloque.

1. INTRODUCCIÓN

La incorporación de aditivos de tipo elastomérico o copolímeros termoplásticos a una matriz de resina epoxi conlleva una mejora en la resistencia a la fractura de la resina generalmente de comportamiento frágil [1-4]. Sin embargo, la mejora de la tenacidad implica, habitualmente, una disminución en las propiedades elásticas al incorporar este tipo de partículas blandas. Un modo de mejorar la tenacidad de las resinas epoxi sin perjuicio en el resto de propiedades mecánicas

consiste en utilizar al mismo tiempo diferentes tipos de aditivos, es decir, por un lado, partículas de tipo elastomérico o termoplásticas y, por otro lado, refuerzo rígido [5]. Estos materiales reciben el nombre de materiales híbridos. Además, en algunos casos, se ha demostrado que este doble tipo de refuerzo mejora la resistencia a la propagación de grieta en fatiga [6].

Sin embargo aún no está claro cuáles son los mecanismos que conducen a esta mejora en las propiedades de fractura de estos materiales. Para el

caso de epoxis con partículas de tamaño nanométrico de tipo gomoso, se han realizado estudios donde parece que los mecanismos pueden ir desde la cavitación de las partículas gomosas, deformación plástica de la resina o aparición de bandas de cizalladura (shear banding) en la matriz [1,2]. En concreto, los dos últimos mecanismos forman una zona plástica alrededor del fondo de la fisura lo cual dificulta el progreso de la grieta y da lugar a fenómenos de enromamiento. La cavitación de las partículas contribuye poco, de forma directa, al aumento de la tenacidad de la epoxi, sin embargo, de forma indirecta, el mecanismo permite la deformación plástica y generación de bandas en la matriz. Huang y Kinloch [7] propusieron un modelo que incluía los tres mecanismos cuantificando para cada uno la contribución al total del aumento de la tenacidad. En su modelo, la deformación plástica de la matriz y la aparición de bandas suponen más del 90% del aumento total de la energía de fractura en ensayos realizados a temperatura ambiente.

2. MATERIALES Y CARACTERIZACIÓN EXPERIMENTAL

Se ha seleccionado una resina epoxi tipo DGEBA (DER-331 Dow Chemical, Co.) como matriz, empleando piperidina (Aldrich) como agente de curado. El aditivo de tipo elastomérico añadido fue un tribloque formado por poliestireno-polibutadieno-poli(metilmacrilato) (SBM), con una parte de PMMA que es miscible en la resina escogida. Se incorporaron 5 phr (5 partes de copolímero por 100 de resina). Para el caso del refuerzo con nanotubos (Arkema), éstos venían como pre-mezclas con una resina epoxi DGEBA que se añadía en una proporción de 0.25 phr. El ciclo de curado fue de 6 horas a 160°C en todos los casos.

2.1. Caracterización microestructural

Para el estudio de la morfología, tamaño de las partículas y dispersión se empleó microscopía electrónica de transmisión (TEM). Se realizaron cortes muy finos de secciones de los materiales ya curados utilizando un crió-ultra-microtomo Leica EMFC6 a una temperatura de -20° C. El grosor final oscilaba entre los 60 y 80 nm. Debido a las características de los componentes, para el caso de los compuestos con tribloque, se tiñeron las muestras con tetraóxido de rutenio (RuO_4) durante 20 minutos. El microscopio empleado fue un Philips Tecnai 20 con un voltaje de aceleración de 200 kV. El RuO_4 se une a los dobles enlaces carbono-carbono presentes en los copolímeros SBM y permiten obtener un contraste entre las diferentes zonas. Las zonas más oscuras corresponden a los dominios de copolímero tribloque mientras que las zonas más claras corresponden a la matriz de epoxi. Se aprecia que las partículas del tribloque tienen

geometría esféricas y están distribuidas de forma homogénea en la matriz. Las imágenes de resina epoxi con nanotubos únicamente mostraban una distribución homogénea de nanotubos aunque con algunas aglomeraciones, sin embargo este tipo de cúmulos era más difícil de encontrar en el caso del compuesto híbrido (con SBM y nanotubos), esto implica una mejora en la dispersión de los nanotubos por el hecho de estar presente el tribloque en la mezcla.

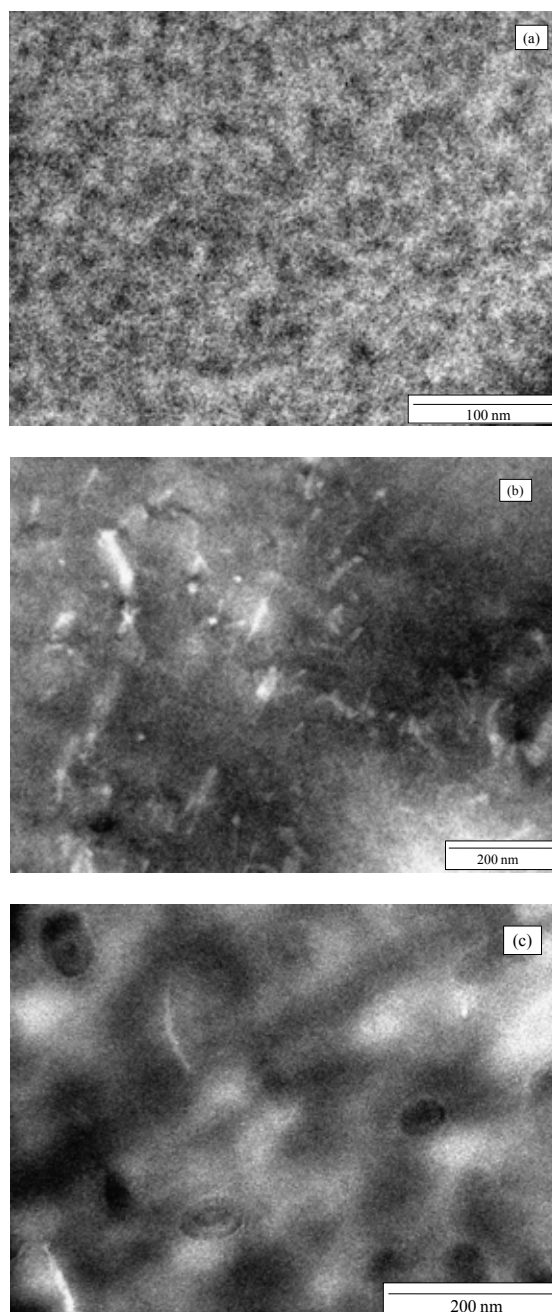


Figura 1. Imágenes de TEM de (a) resina +SBM, (b) resina + CNTs y (c) resina + SBM + CNTs.

También en el material híbrido parece que las partículas de copolímero aumentan de tamaño. De este modo se demuestra que efectivamente uno de los

bloques del copolímero, en este caso el PMMA, ha sido miscible en la matriz epoxi incluso durante el proceso de curado, y por tanto, se ha generado esta estructura con tamaños de partícula del orden de los nanómetros.

2.2. Caracterización mecánica

Los ensayos de tenacidad se realizaron sobre probetas de flexión, SENB, con dimensiones de 6x12x52.8 mm para todos los materiales. Se realizaron al menos 5 repeticiones de cada ensayo debido a la importancia de las condiciones de la entalla y a la dispersión posible por la fragilidad de las muestras. Todas las probetas presentaron una entalla mecanizada en forma de V con una longitud de 4.8 mm. La agudización se llevó a cabo mediante un golpe seco sobre una cuchilla previamente enfriada en N₂ líquido para conseguir una grieta natural. La longitud de la grieta inicial final referida al ancho de la probeta, a/W , fue de 0.5. Los ensayos de fractura se realizaron en una máquina electromecánica (Instron 3365) a 23 °C y bajo control de desplazamiento a una velocidad de 10 mm/min. Se empleó un dispositivo de flexión en tres puntos con una luz cuatro veces superior al ancho de la probeta y la fuerza se midió con una célula de carga de ± 1 kN. Para determinar los valores de tenacidad de fractura se siguieron las directrices del protocolo ESIS TC4 [8].

Una vez realizados los ensayos mecánicos, se analizaron las superficies de fractura de los distintos materiales utilizando un microscopio electrónico de barrido, Hitachi S3400 N, para determinar los mecanismos de fallo. Las imágenes se utilizaron también para analizar el tamaño de las partículas de copolímero SBM y el grado de deformación plástica de la matriz.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Mediante los ensayos SENB realizados se obtuvieron los valores de la tenacidad (K_{IC}) y de la energía de fractura (G_{IC}) recopilados en las Fig. 2 y 3. Las gráficas incluyen los valores medios así como la desviación estándar calculada utilizando los cinco ensayos realizados de resina epoxi pura, la resina con partículas de copolímero SBM, el compuesto con nanotubos de carbono y, por último, el material híbrido con partículas de copolímero en bloque SBM y nanotubos de carbono.

La tenacidad de fractura obtenida para la resina epoxi pura es semejante a la encontrada en la literatura [5,9].

Tal y como se esperaba, los parámetros estudiados aumentan de forma importante para las epoxis modificadas con el copolímero SBM, desde un valor de 1.17 MPa.m^{1/2} hasta 2.54 MPa.m^{1/2}. También se observa un ligero aumento para los materiales compuestos con CNTs ($K_{IC} = 1.34$ MPa.m^{1/2}). Sin

embargo, los materiales híbridos, tanto la tenacidad como la energía de fractura, disminuían con respecto a la de las epoxis sólo con SBM ($K_{IC} = 2.48$ MPa.m^{1/2} y $G_{IC} = 2.1$ kJ/m²).

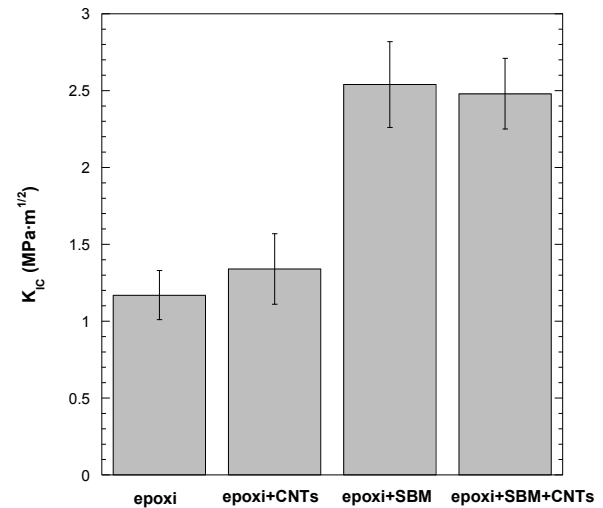


Figura 2. Tenacidad de fractura en función del material de refuerzo.

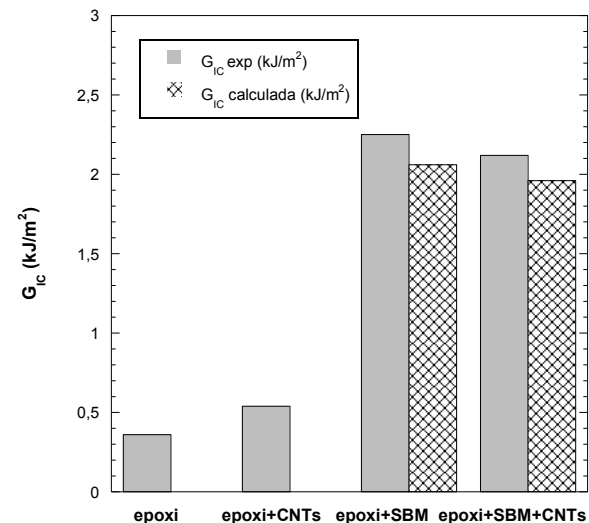


Figura 3. Energía de fractura en función del material de refuerzo.

Las superficies de fractura de las probetas rotas para los tres materiales con refuerzo se muestran en la Fig. 4.

La resina epoxi pura presenta una superficie suave típica de su comportamiento frágil. La matriz reforzada con partículas gomosas de SBM, presenta, sin embargo, un gran número de cavidades de diámetros 90 ± 20 nm. Estas cavidades hacen suponer que son las partículas de SBM desprendidas, en su mayoría,

durante el proceso de rotura. Para el caso del material híbrido, la superficie es semejante aunque los huecos encontrados presentan un diámetro algo superior, 110 ± 30 nm, de mayor tamaño que los dominios de las nanopartículas de SBM observados en TEM. El hecho de aparecer las partículas rotas en su mayoría hace pensar en una interfase entre partículas y matriz relativamente débil a pesar de haber añadido PMMA al copolímero en bloque para mejorar la interfase, aunque sí se ha conseguido la nanoestructura deseada.

Los valores obtenidos de energía de fractura se ajustaron a un modelo que permite hacer una estimación del efecto de las partículas de refuerzo en la mejora de la tenacidad de la matriz, el modelo empleado es el de Huang y Kinloch [7]. Este modelo asume que el comportamiento de la matriz es elástico y lineal y que la zona plástica generada en el proceso de fractura es pequeña en comparación con las dimensiones de la probeta y considera el aumento de energía de fractura debido al crecimiento plástico de huecos:

$$\Delta G_{IC} = \left(1 - \frac{\mu_m^2}{3}\right) f \left(\frac{1}{(1-k)^{\frac{3}{2}}} - 1\right) K_{vm}^2 \sigma_{yc} r_{yu} \quad (1)$$

donde μ_m es una constante del material y suele tomarse como 0.2 [10]. f es la fracción volumétrica de partículas; K_{vm} es el máximo factor de concentración de tensiones de la tensión de Von Mises en la resina epoxi y vale aproximadamente 2.2 alrededor de un hueco en una matriz de resina epoxi [10]; σ_{yc} es el límite elástico en compresión de la resina epoxi, aproximadamente 100 MPa, según ensayos previos; y el radio de la zona plástica de la resina sin modificar es r_{yu} , calculado asumiendo una zona plástica circular [11]; k es el índice de deformación que se mide utilizando las micrografías de las superficies de fractura y haciendo uso de la relación:

$$k = 1 - \frac{A_p}{A_v} \quad (2)$$

donde A_p es el área de las partículas y A_v el área total de los huecos generados donde estaban las partículas y se ha producido deformación plástica.

Con los resultados experimentales y haciendo uso del modelo de Huang y Kinloch [7], se ha realizado un cálculo comprobar la validez del modelo a estos materiales estudiados. Con la ecuación (1) se ha calculado un aumento del 90% del valor de la energía de fractura de la resina epoxi con partículas de SBM con respecto a la resina pura, y de la resina con SBM y nanotubos de carbono con respecto a la resina con nanotubos. Según estos cálculos las partículas de SBM tendrían un diámetro de $45 \mu\text{m}$ en el primer caso y, para el caso de la resina con nanotubos, un diámetro de $57 \mu\text{m}$. Estos resultados están de acuerdo a las observaciones hechas mediante microscopía

electrónica, y explicarán el menor aumento de la tenacidad del material con ambos aditivos (SBM y nanotubos de carbono) con respecto a la resina con sólo SBM.

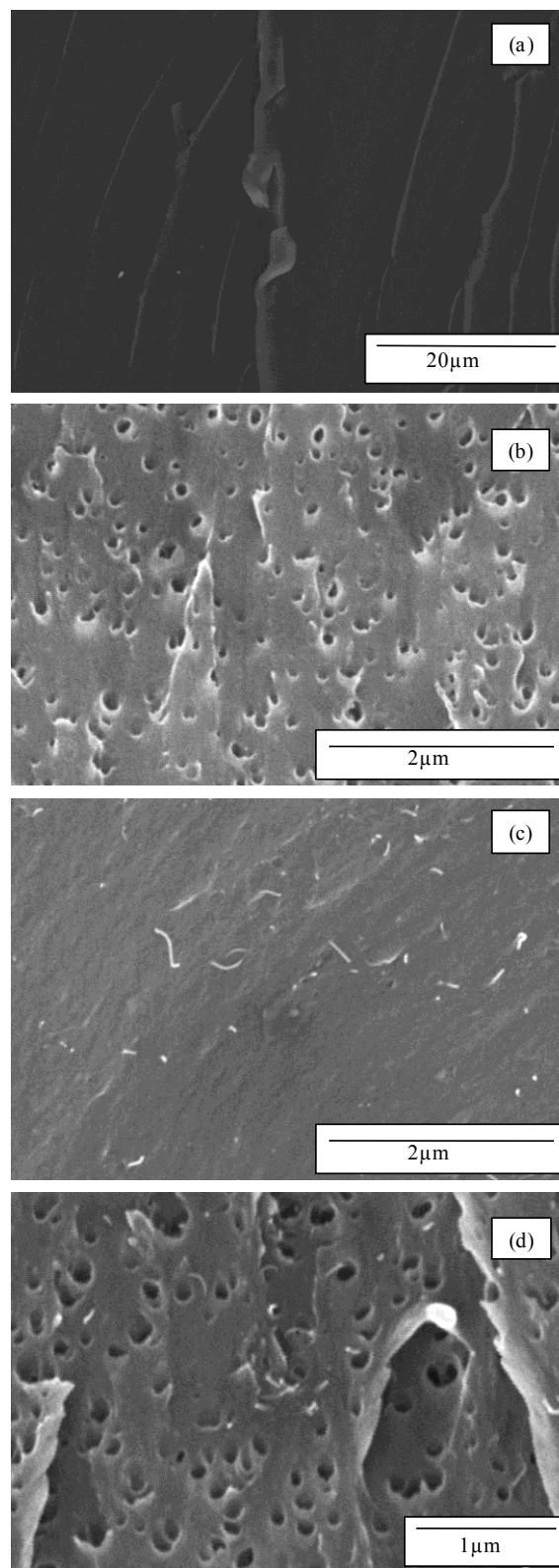


Figura 4. Fractografías mediante SEM de (a) resina +SBM, (b) resina + CNTs y (c) resina + SBM + CNTs.

4. CONCLUSIONES

En resumen, se ha estudiado la influencia de aditivos de tipo copolímero en bloque SBM y partículas duras, nanotubos de carbono, a una matriz de resina epoxi en su comportamiento en fractura. Los resultados mostraron que las partículas de SBM se distribuyen de forma homogénea y nanoestructurada en la resina y hacen aumentar la tenacidad y la energía de fractura de la resina pura en un factor de más de 2. También añadir CNTs hace mejorar estos parámetros pero sólo en un 14.5%. Sin embargo, no mejoran las propiedades al añadir CNTs a la resina que ya contenía partículas de SBM.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer a la Universidad Rey Juan Carlos, Comunidad de Madrid y Ministerio de Educación por la financiación a través de los proyectos CCG10-URJC/MAT-5413 y MAT2012-37762.

REFERENCIAS

- [1] Kinloch A.J., Shaw S.J., Tod D.A., Hunston D.L. Deformation and fracture behaviour of a rubber-toughened epoxy: 1. Microstructure and fracture studies. *Polymer* 24 (1983), pp. 1341-1354.
- [2] Pearson R. A., Yee A. F. Influence of particle size and particle size distribution on toughening mechanisms in rubber-modified epoxies. *Journal of Materials Science* 26 (1991), pp. 3828-3844.
- [3] Salazar A., Prolongo S. G., Rodríguez J., Fracture properties of epoxy/poly(styrene-co-allyl alcohol) blends, *Journal of Applied Polymer Science* 106 (2007), pp. 3227-3236.
- [4] Hydro, R. M. Pearson, R. A. Epoxies toughened with triblock copolymers. *Journal of Polymer Science: Part B: Polymer Physics* 45 (2007), pp. 1470-1481.
- [5] Liang Y.L., Pearson R.A. The toughening mechanism in hybrid epoxy-silica-rubber nanocomposites (HESRNs). *Polymer* 51 (2010), pp. 4880-4890.
- [6] Azimi H.R., Pearson R.A., Hertzberg R.W. Fatigue of hybrid epoxy composites: Epoxies containing rubber and hollow glass spheres. *Polymer Engineering and Science* 36 (1996), pp. 2352-2365.
- [7] Huang Y, Kinloch AJ. Modeling of the toughening mechanisms in rubber-modified epoxy polymers: 2. A quantitative description of the microstructure fracture property relationships. *Journal of Materials Science* 27 (1992), pp. 2763-2769.
- [8] Williams JG. KC and GC at slow speeds for polymers. In: Moore DR, Pavan A, Williams JG, editors. *Fracture mechanics testing methods for polymers, adhesives and composites*. The Netherlands: Elsevier Science Ltd., and ESIS; 2001. pp. 11-24.
- [9] Hedrick, J. C.; Patel, N. M.; McGrath, J. E. In *Toughened Plastic. I. Science and Engineering*; Riew, C. K., Kinloch, A. J., Eds.; American Chemical Society: Washington, 1993.
- [10] Johnsen BB, Kinloch AJ, Taylor AC. Toughness of syndiotactic polystyrene/epoxy polymer blends: microstructure and toughening mechanisms. *Polymer* 46 (2005), pp. 7352-7369.
- [11] Kinloch AJ, Young RJ. *Glassy Polymers II — Thermosets. Fracture Behaviour of Polymers*. London: Elsevier Applied Science; 1983. p. 286-323.

FATIGA E INTERACI3N CON EL MEDIO AMBIENTE

UN MODELO PARA CONSIDERAR LA INFLUENCIA DE GEOMETRÍA Y DISTRIBUCIÓN DE TENSIÓN EN EL ANÁLISIS DE FATIGA

C. Przybilla^{1,2,*}, R. Koller², A. T. Vielma³, E. Castillo⁴, A. Fernández-Canteli¹

¹ Departamento de Construcción e Ingeniería de Fabricación, Universidad de Oviedo. Campus de Gijón, 33203 Gijón, España.

* E-mail: przybillaconstanze@uniovi.es, afc@uniovi.es

² Mechanical Systems Engineering, EMPA. Überlandstr. 129, 8600 Dübendorf, Switzerland.

E-mail: Roland.Koller@empa.ch

³ Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica, Universidad de Oviedo. Campus de Gijón, 33203 Gijón, España.

E-mail: vielmaana@uniovi.es

⁴ Departamento de Matemática Aplicada y Ciencias de las Computación, Universidad de Cantabria. Avda. de los Castros s/n, 39005 Santander, España.

E-mail: castie@unican.es

RESUMEN

Para la determinación del campo de Wöhler de un material se recurre habitualmente a ensayos de fatiga con probetas de tamaño reducido. Esta información básica se utiliza para predecir la vida a fatiga de componentes de mayores dimensiones. Con el fin de garantizar la transferibilidad de esta información y un dimensionamiento seguro de elementos estructurales reales, se propone un modelo estadístico que define el campo S-N referido a un tamaño característico (longitud, área o volumen) sometido a una distribución uniforme de tensión, que tiene en cuenta la influencia de la distribución variable de tensiones, debida a la geometría de probeta, en la predicción de vida a fatiga. El modelo analítico desarrollado se contrasta con resultados de un programa experimental realizado con probetas lisas del mismo material pero con diferentes longitudes, diámetros y geometrías. Para ello, se obtiene una descripción probabilística del campo S-N, referida a un elemento superficial sometido a un rango de tensiones $\Delta\sigma$ uniforme, y se procede a la extrapolación para diferentes geometrías de probeta. Por último, se discuten consideraciones relativas a la dispersión de propiedades del material base.

ABSTRACT

For the estimation of the Wöhler field for a specific material, usually, experimental fatigue test are carried out on specimens of reduced size. This basic information is used for the prediction of fatigue lifetime of larger components. To guarantee the transferability of this information for a safe design of structural components a model is proposed which defines the SN field referred to a characteristic size (length, area or volume) under a uniform stress distribution. The influence of specimen geometry and variable stress state for the prediction of fatigue lifetime is investigated. The analytic model is contrasted with experimental fatigue test results on unnotched specimens of nominally the same material, but differing in length, diameter and geometry. Therefore, the SN field is described in a probabilistic way and referred to an elemental surface area loaded by a constant stress range $\Delta\sigma$. Subsequently, an extrapolation to different specimen geometries is carried out.

PALABRAS CLAVE: Fatiga, modelo probabilístico, efecto de escala.

1. INTRODUCCIÓN

Es bien conocido que la vida a fatiga de un componente o elementos estructural depende de su tamaño, de modo que probetas más grandes presentan vidas a fatiga más bajas que probetas pequeñas para el mismo rango de tensión. Este efecto denominado “de escala” se debe a la mayor probabilidad de que una probeta de mayor

tamaño contenga una grieta crítica, capaz de iniciar el proceso de fatiga, comparado con probetas más pequeñas. Diferentes investigaciones demuestran el efecto de escala en fatiga, tales como las se llevaron a cabo por Weibull sobre un acero de cojinete [1], por Picciotto sobre hilaturas [2], por Köhler sobre alambres y probetas planas [3], por Fernández Canteli et al. sobre alambres de pretensado [4] y por Shirani sobre acero

para aerogeneradores [5]. Para poder extrapolar los datos obtenidos sobre probetas de tamaño reducido en el laboratorio a estructuras reales es imprescindible entender y aplicar correctamente el efecto de escala. Además de este efecto, muchas probetas empleadas en ensayos de fatiga tienen una sección de diámetro variable a lo largo de su longitud (véase Fig. 2), que se traduce en una tensión variable a lo largo de su longitud. Como resultado, aunque sea más probable que una probeta rompa en la sección con el máximo rango de tensión $\Delta\sigma$, las demás secciones con menor $\Delta\sigma$ contribuyen en la probabilidad global de fallo. Por ello, cuando se evalúan estos ensayos y se procede a la extrapolación a otros tamaños es estadísticamente incorrecto considerar solamente la sección central de la probeta, tal como se procede generalmente. Así, aunque existen modelos de fatiga que permiten considerar el efecto de longitud (véase [6]), rara vez se tiene en cuenta el estado de tensión variable.

En este trabajo se propone un modelo para evaluar datos de fatiga considerando simultáneamente el efecto de escala y la distribución variable de la tensión en la probeta. Esto permite, por un lado, una comparación de datos de fatiga obtenidos sobre diferentes geometrías de probeta y por otro, la posibilidad de extrapolar desde los resultados experimentales a probetas de diferentes tamaños y a estructuras reales. La aplicabilidad del modelo se comprueba mediante la evaluación de tres series de ensayos a fatiga, obtenidas para tres geometrías diferentes de probetas de la aleación de aluminio AlMgSi1-6082.

2. PROPUESTA DE MODELO

En este apartado se presenta un nuevo método para evaluar datos de fatiga que extiende la aplicabilidad del modelo probabilístico de fatiga de Castillo y Fernández-Canteli [6] a una descripción más general del comportamiento a fatiga considerando el efecto de escala, debido a la geometría de la probeta, y un estado de tensiones variable.

2.1. Modelo probabilístico

El modelo de regresión de Weibull descrito en [6] se basa en consideraciones físicas y estadísticas. La condición de compatibilidad entre las funciones de probabilidad presentes en el campo de Wöhler, o sea la distribución de probabilidad $P_f(\Delta\sigma|N)$ de $\Delta\sigma$ para N constante y la distribución de probabilidad $P_f(N|\Delta\sigma)$ de N para $\Delta\sigma$ constante, es fundamental, demostrando que los valores de la probabilidad de fallo $P_f(\Delta\sigma|N)$ y $P_f(N|\Delta\sigma)$ tienen que ser iguales para toda combinación de $\Delta\sigma$ y N . El modelo representa el campo de Wöhler mediante curvas percentiles, es decir, curvas de probabilidad de fallo constante, y calcula la probabilidad de fallo $P_f(N, \Delta\sigma)$ mediante la expresión:

$$P_f(N, \Delta\sigma) = 1 - \exp \left[- \left(\frac{((\ln N - B)(\ln \Delta\sigma - C) - \lambda)}{\delta} \right)^\beta \right], \quad (1)$$

que corresponde a una distribución triparamétrica de Weibull de la variable $V = (\ln N - B)(\ln \Delta\sigma - C)$ con parámetro de localización λ , parámetro de forma β y parámetro de escala δ [7]. V representa una variable normalizada que puede interpretarse como un parámetro de daño. B y C son los valores umbrales de vida a fatiga y rango de tensión, respectivamente. Una descripción detallada del modelo se da en [6].

2.2. Efecto de escala y estado de tensiones variable

En principio, la vida a fatiga no sólo depende del material, del rango de tensión y de la relación de tensiones, sino también de la longitud de la probeta ensayada, tal como se demostró en [4]. Para el mismo rango de tensión $\Delta\sigma$, una probeta de mayor tamaño presenta una probabilidad de fallo más alta que una probeta pequeña al suponer una mayor probabilidad de contener una grieta crítica, capaz de iniciar el proceso de fatiga. A su vez, probetas empleadas en ensayos de fatiga presentan frecuentemente una sección con diámetro variable a lo largo de su longitud (figura 2). Los resultados obtenidos al fatigar estas probetas se evalúan normalmente considerando sólo el rango de tensión máximo $\Delta\sigma_0$ que actúa en la sección central de la probeta de diámetro mínimo para una relación de tensiones $R = \sigma_{min}/\sigma_{max}$. Así, mientras R se mantiene constante para todas las secciones de la probeta, $\Delta\sigma$ varía a lo largo de la misma. Para extrapolar estos resultados experimentales a elementos estructurales o probetas de tamaño diferente resulta ventajoso deducir un campo de Wöhler "normalizado". Con este fin, se desarrolló un nuevo método basado en las siguientes hipótesis:

- (a) Los defectos superficiales son los iniciadores de la fractura por fatiga. Por lo tanto, el efecto de escala está relacionado con el área tensionada, presentando áreas de mayor tamaño, mayores probabilidades de fallo para la misma combinación de $\Delta\sigma$ y N .
- (b) Se consideran aplicables la independencia estadística y el principio del eslabón más débil lo que implica que la probabilidad de supervivencia $P_{s,S}$ de un área con tamaño $S = n \cdot S_i$, compuesto por n elementos de tamaño S_i , es el producto de las probabilidades de supervivencia individuales P_{s,S_i} de los subelementos, sometidos cada uno de ellos a un rango de tensión $\Delta\sigma_i$,

$$P_{s,S}(N, \Delta\sigma) = \prod_{i=1}^n P_{s,S_i}(N, \Delta\sigma_i). \quad (2)$$

Si todos los elementos superficiales tienen el mismo tamaño S_i y soportan el mismo rango de tensiones, se obtiene

$$P_{s,S}(N, \Delta\sigma) = \left(P_{s,S_i}(N, \Delta\sigma_i) \right)^{S/S_i} \quad (3)$$

(c) De momento, solamente se considera el caso de tensión uniaxial, de modo que la expresión (1) describe la probabilidad de fallo $P_{f,\Delta S}$ de un elemento superficial bajo tensión uniaxial.

Bajo estos supuestos y puesto que $P_{s,\Delta S} = 1 - P_{f,\Delta S}$, las ecuaciones (1) y (3) se combinan para expresar la probabilidad de supervivencia para un elemento superficial bajo tensión uniaxial de tamaño $S_i = n_i \cdot \Delta S$ como

$$P_{s,S_i}(N, \Delta\sigma) = \left(1 - P_{f,\Delta S}(N, \Delta\sigma)\right)^{S_i/\Delta S} = \exp\left[-\frac{S_i}{\Delta S} \left(\frac{(\ln N - B)(\ln \Delta\sigma - C) - \lambda}{\delta}\right)^\beta\right] \quad (4)$$

Por lo tanto, en una estructura arbitraria, con una superficie total $S = n \cdot S_i$, compuesta por n elementos superficiales de tamaño S_i , sometidos a diferentes rangos de tensión $\Delta\sigma_i$, resulta, combinando ecuaciones (2) y (4):

$$P_f(N, \Delta\sigma_0) = 1 - \prod_{i=1}^n \exp\left[-\frac{S_i}{\Delta S} \left(\frac{(\ln N - B)(\ln \Delta\sigma_i - C) - \lambda}{\delta}\right)^\beta\right] = 1 - \exp\left[-\sum_{i=1}^n \frac{S_i}{\Delta S} \left(\frac{(\ln N - B)(\ln \Delta\sigma_i - C) - \lambda}{\delta}\right)^\beta\right] \quad (5)$$

Para una probeta de sección circular y diámetro variable $d(x)$, con un rango de tensiones máximo $\Delta\sigma_0$, en la sección de mínimo diámetro d_0 , el sumatorio se puede sustituir por una integral. Considerando $S_i = \pi d(x) dx$, se obtiene la expresión:

$$P_f(N, \Delta\sigma_0) = 1 - \exp\left[-\frac{2\pi}{\Delta S} \int_0^{UB} \left(\frac{(\ln N - B)(\ln(\Delta\sigma_0 \frac{d_0^2}{d(x)^2}) - C) - \lambda}{\delta}\right)^\beta d(x) dx\right] \quad (6)$$

Debido a la simetría de la probeta, la integral se aplica a la mitad de la misma, empezando por el centro hasta el límite superior UB, que es la coordenada de x en la que $(\ln N - B)(\ln(\Delta\sigma(x)) - C) = \lambda$.

2.3. Superficie efectiva

En una probeta bajo un estado de tensiones variable, se puede definir una superficie efectiva, S_{eff} , que tiene la misma probabilidad de fallo que la probeta entera, pero sometida a un rango de tensión constante. La variable normalizada para el rango de tensión máximo $\Delta\sigma_0$ que actúa en la sección central de la probeta con diámetro d_0 viene dada por $V_0 = (\ln N - B)(\ln \Delta\sigma_0 - C)$. Para otras secciones de la probeta con diámetro $d(x)$ resulta $V(x) = (\ln N - B)(\ln(\Delta\sigma_0 \cdot d_0^2/d(x)^2) - C)$. Se

puede obtener una expresión analítica para S_{eff} igualando las expresiones (5) (con $S_i = S_{eff}$) y (6):

$$S_{eff} = \frac{2\pi \int_0^{UB} (V(x) - \lambda)^\beta d(x) dx}{(V_0 - \lambda)^\beta} \quad (7)$$

Como se puede observar, en la ecuación (7), S_{eff} es independiente de δ , pero depende de los parámetros B , C , λ y β del modelo de Weibull, así como del número de ciclos N y del rango de tensión $\Delta\sigma$. Conocidos los parámetros B , C , λ y β , se puede calcular la superficie efectiva y la probabilidad de fallo para unos valores dados de N y $\Delta\sigma_0$. Sin embargo, para una probeta específica, S_{eff} no puede calcularse directamente de los datos de fatiga, porque los parámetros de Weibull son todavía desconocidos. Por lo tanto, para la estimación de los parámetros hay que llevar a cabo un proceso iterativo, tal como se explica en [8]. En primer lugar, los n datos de fatiga se ajustan al modelo dado por la expresión (1), después a los valores normalizados V_0 se les asigna una probabilidad de fallo acumulada aplicando $P_f = (i - 0.3)/(n + 0.4)$. Las probabilidades de fallo referidas a un elemento superficial ΔS se calculan con $P_{f,i,\Delta S} = 1 - \left(1 - P_{f,i,S_{eff}}\right)^{\Delta S/S_{eff,i}}$. Los $V_{0,i}$ y las $P_{f,i,\Delta S}$ correspondientes se ajustan a una distribución triparamétrica de Weibull. En cada iteración se usan los valores de λ y β para recalcular la superficie efectiva dada por (7). Estos pasos se repiten hasta que los parámetros de Weibull hayan convergido.

3. MATERIAL Y PROGRAMA EXPERIMENTAL

Para investigar la influencia del efecto de escala y del estado variable de tensiones sobre el comportamiento de fatiga, se han ensayado probetas con diferentes geometrías hasta su rotura completa en el EMPA-Dübendorf (Laboratorios Federal Suizo de Ensayos e Investigación de Materiales). Todas las probetas se mecanizaron en el mismo taller, con las dimensiones dadas en la tabla 1, referidas a la figura 2, a partir de barras de la aleación de aluminio AIMgSi1 6082-T6.

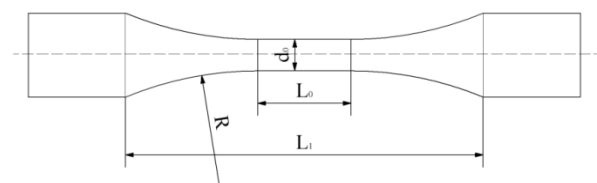


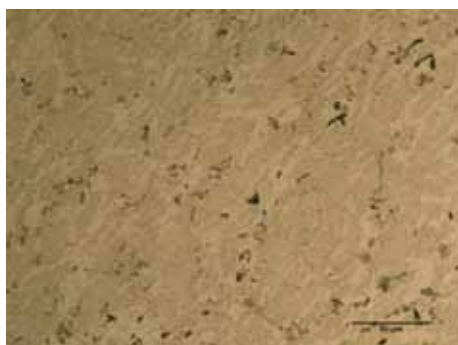
Figura 2. Geometría de probeta

Las probetas d3 y d8 se mecanizaron a partir de barras de diámetro 25 mm y las probetas d22, de barras de diámetro 45 mm. Los valores del límite elástico (402 MPa para las barras de 25 mm y 350 MPa para las de 45 mm) y de la tensión de rotura (410 MPa para las de 25 mm y 369 MPa para las de 45 mm) se calcularon como media de tres valores obtenidos en ensayos estáticos de rotura sobre probetas normalizadas.

Tabla 1. Geometrías de probetas ensayadas

Referencia	d_0 [mm]	L_0 [mm]	L_1 [mm]	R [mm]
d3	3	0	22.4	24
d8	8	24	88.6	90
d22	22	240	385.0	245

Ante la discrepancia en la resistencia estática para las diferentes barras, se tomaron microfotografías de cada barra para comprobación de las microestructuras (véase Fig. 3). La similitud de éstas parece justificar una comparación directa de los resultados experimentales de fatiga.



a) Barra $d=25$ mm (probetas d3 y d8)



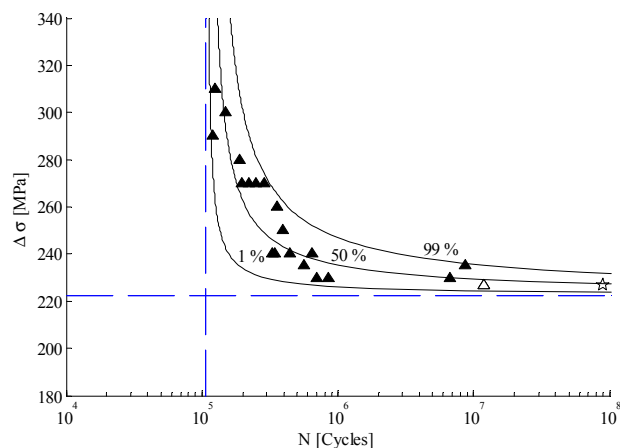
b) Barra $d=45$ mm (probetas d22)

Figura 3. Microestructura de AlMgSi1

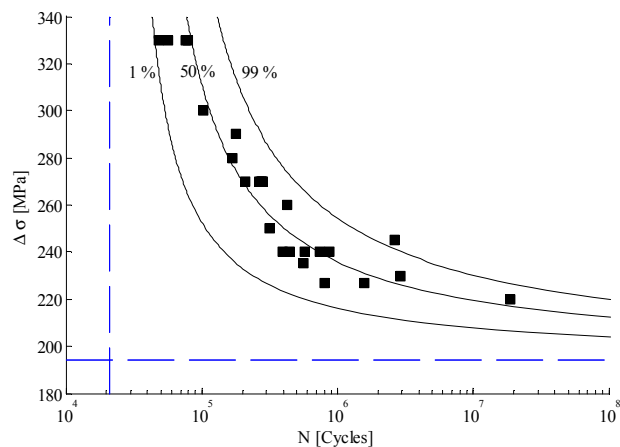
Se llevaron a cabo ensayos de fatiga con amplitud constante en tracción pura para una relación de tensiones $R=0.1$. Las probetas d3 y d8 se ensayaron en máquinas de resonancia (Rumul) equipadas con una célula de carga de 5 kN y 100 kN, respectivamente. Para las probetas d22 se empleó una máquina servo-hidráulica (Schenck) con célula de carga de 630 kN. Las cargas de ensayo se determinaron teniendo en cuenta los diámetros medidos en la sección central de cada probeta y el rango de tensiones $\Delta\sigma$ previsto para esta sección. La diferencia entre los diámetros medidos y nominales fue menor de 0.03 mm para todas las probetas. El papel predominante de los defectos de superficie se corroboró mediante inspección ocular y microscópica de la localización de las roturas, observándose que prácticamente todas las roturas por fatiga se iniciaron desde la superficie de las probetas. En algún caso, en el que se identificó una rotura con origen en un defecto interior, el resultado no se consideró en el presente análisis.

4. APLICACIÓN DEL MODELO

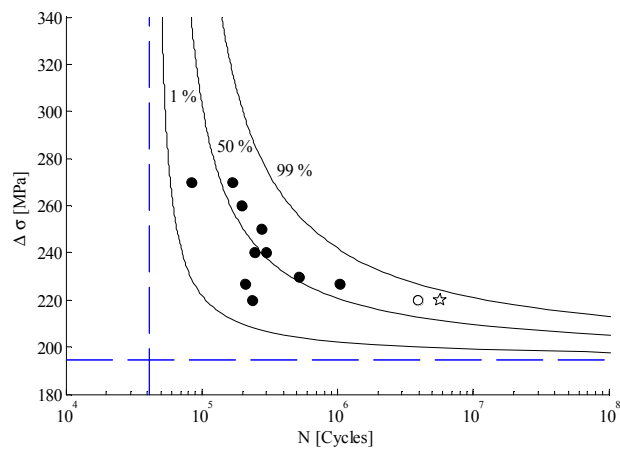
Para cada tanda de ensayos de los tres diámetros, el modelo, dado por la ecuación (6), se ajustó para obtener los parámetros referidos a una superficie $\Delta S=9 \text{ mm}^2$, según la tabla 3. La selección de ΔS es libre, mientras valores más altos de ΔS van a resultar en valores más bajos de δ con los restantes parámetros iguales.



a) $d_{\min} = 3$ mm



b) $d_{\min} = 8$ mm



c) $d_{\min} = 22$ mm

Figura 4. Resultados de fatiga para AlMgSi1 con curvas percentiles para probabilidades de fallo de 1, 50 y 99 %

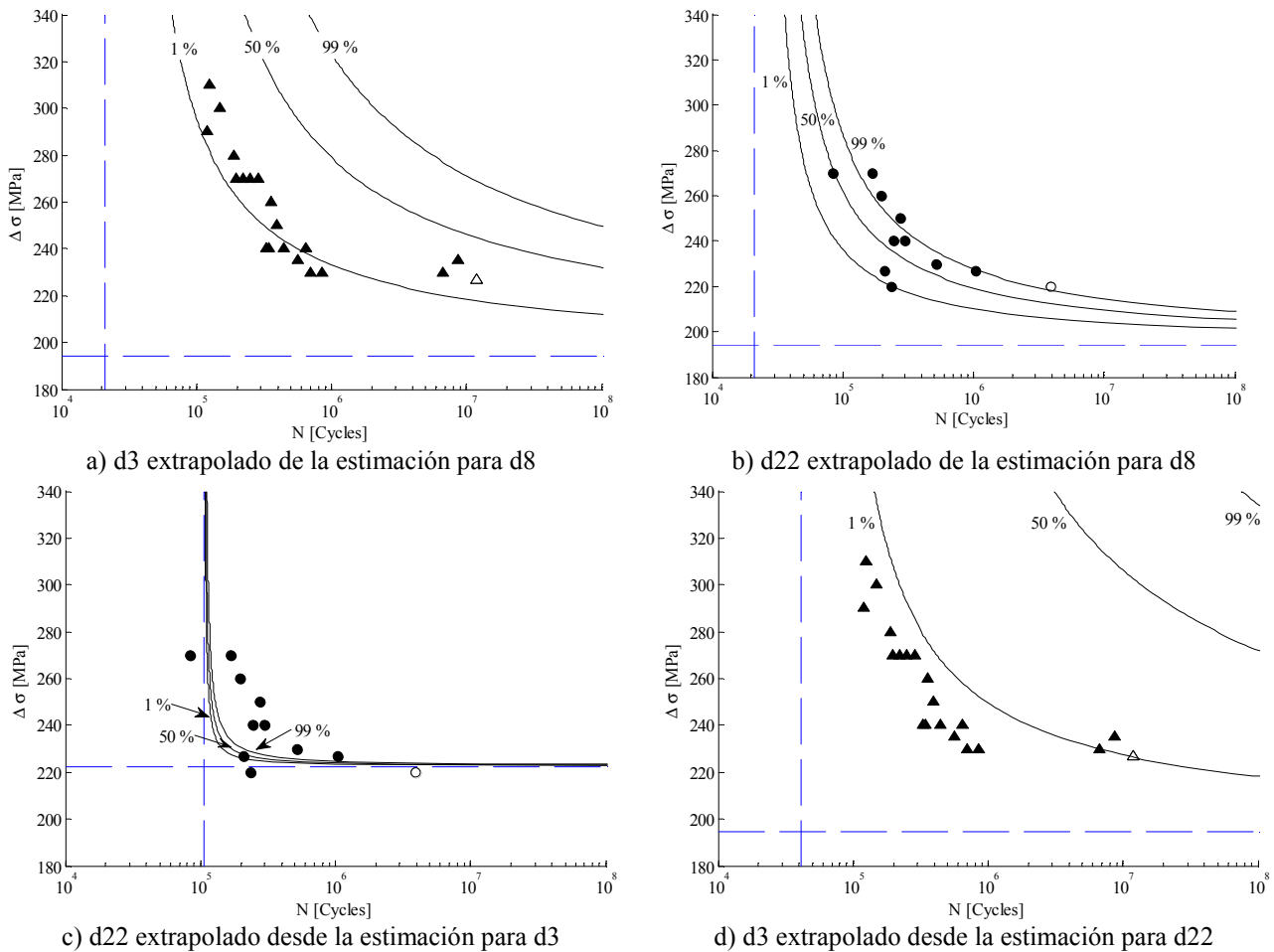


Figura 5. Extrapolación a diferentes geometrías de probeta (1, 5 y 99 % curvas percentiles)

La selección de ΔS es libre, mientras valores más altos de ΔS van a resultar en valores más bajos de δ con los restantes parámetros iguales.

Tabla 3. Parámetros estimados

d_{\min} [mm]	B	exp(B) [ciclos]	C	exp(C) [MPa]	λ	β	δ
3	11.57	105873	5.40	221	0.01	2.42	0.16
8	9.95	20952	5.27	194	0.21	4.31	1.65
22	10.63	41357	5.27	194	0.00	3.41	4.09

Los resultados experimentales de fatiga y los correspondientes campos de Wöhler para las series d3, d8 y d22 se representan en la figura 4. Las curvas percentiles se han obtenido aplicando la ec. (6) con los parámetros referidos a ΔS de la tabla 3 y las geometrías de probetas de la tabla 1.

A su vez, los campos de Wöhler para las probetas d3 y d22 se deducen con ayuda de las estimaciones obtenidas para distintas geometrías de probeta, sustituyendo los diámetros y longitudes en la ecuación (2). En las figuras 5a y b se muestran los campos S-N para las probetas d3 y d22 en base a los parámetros estimados a partir de los resultados de las probetas d8. Las extrapolaciones de las probetas d3 a las probetas d22 y viceversa se muestran en las figuras 5c y d, respectivamente.

5. DISCUSIÓN

Como se puede observar en la figura 4, el modelo define de manera satisfactoria las curvas percentiles para las tres geometrías de probeta, tanto en lo relativo a la curva media como a la dispersión de datos. Como los parámetros estimados están referidos al área ΔS , deberían coincidir para las tres tandas de ensayos. No obstante, se puede observar en la tabla 3, que esto solamente se cumple para el parámetro C , estimado en las tandas de las probetas d8 y d22. Según el modelo, para una comparación de los parámetros λ , β y δ , es necesario que los parámetros B y C coincidan para calcular consecuentemente la variable normalizada V .

La extrapolación al campo de Wöhler para la geometría d3, a partir de la estimación para la d8, sobrevalora tanto la curva media de la vida a fatiga, como la dispersión de los datos. Una posible causa sería, que no se cumple la independencia estadística para una dimensión tan pequeña de probeta ya, fallando, por lo tanto una de las hipótesis de partida del modelo. En [6], también se llegó a la misma conclusión en el comportamiento a fatiga de los alambres más cortos no deducible a partir de las estimaciones para los alambres más largos. Por lo tanto, resulta obligado un estudio sobre la dependencia estadística [9], basado en consideraciones relacionadas con los defectos iniciadores de la fatiga del material. Como todas las

probetas se fabricaron en el mismo taller, supuestamente presentan el mismo acabado superficial pudiendo descartarse diferentes distribuciones de defectos superficiales, aunque el hecho de haberse realizado los ensayos con diferentes máquinas (de resonancia y servohidráulica, respectivamente) pudiera ser también otro factor a considerar. Precisamente, las probetas d3 y d8 fueron ambas mecanizadas a partir de barras de diámetro 25 mm. Esto significa que la superficie de las probetas d3 está más cercana al núcleo de las barras que la de las probetas d8 y por lo tanto han podido experimentar diferentes velocidades de enfriamiento. Sin embargo, la diferencia debería ser insignificante teniendo en cuenta el diámetro inicial de la barra.

Mientras que los resultados de los ensayos de fatiga de las probetas d3 y d8 podrían relativizar la existencia del efecto de escala, la figura (6) muestra claramente que las probetas d22 tienen menor vida a fatiga que las probetas d3 y d8 para los mismo rangos de tensión. Sin embargo, en la zona de bajos rangos de tensión las probetas d3 presentan una tendencia hacia mayores vidas de fatiga que las de las probetas d8.

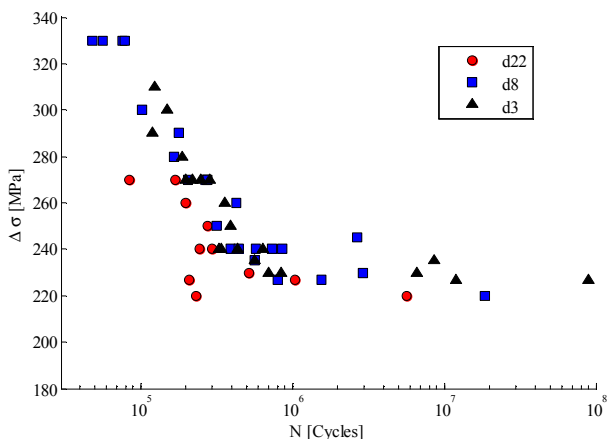


Figura 6. Resultados experimentales para AlMgSi1

Por otro lado, la predicción para las probetas d22 basada en la estimación para las probetas d8 (figura 5b) resulta satisfactoria conteniendo prácticamente todos los datos d22 entre las curvas percentiles del 1 y 99 %, aunque existe una ligera tendencia hacia la subestimación de la resistencia a fatiga tal como se observa en la correspondencia de probabilidades mayores del 99 % con los datos de las mayores *N*.

La extrapolación a las probetas d22 a partir de la estimación para las d3 (figura 5c) conduce a una subestimación tanto de la dispersión de datos como de la curva media. En particular, el límite de endurancia exp(*C*) de d3 resultó ser de 221 MPa, es decir, ligeramente mayor que el de 220 MPa para las probetas d8 y d22. Por lo tanto, es imposible que el modelo represente datos de fatiga con tensiones por debajo del límite de fatiga estimado. En cambio, la predicción del campo S-N para la geometría d3 basada en la estimación para d22 (figura 5d) representa una sobrevaloración de la curva media y de la dispersión de datos.

6. CONCLUSIONES

Se ha presentado un nuevo modelo para la evaluación de resultados de fatiga que abarca simultáneamente el efecto de escala y la distribución variable de tensiones. El modelo, que describe el campo S-N mediante curvas percentiles, se aplicó a la evaluación de tres series de datos de fatiga sobre probetas con diferentes geometrías del material AlMgSi1. Los campos S-N estimados se ajustan, en principio, bien a los datos experimentales. Como los parámetros del modelo están referidos a un elemento superficial bajo tensión uniaxial y uniforme, es posible realizar una extrapolación a cualquier otra geometría de probeta. Sin embargo, se comprueba que con los datos presentados en este trabajo, solamente la extrapolación desde las probetas d8 a las probetas d22 es satisfactoria. En los otros casos, una extrapolación de mayores a menores tamaños de probetas mediante el modelo, sobrevalora la vida a fatiga y viceversa: una extrapolación de probetas menores a mayores tiende a infravalorar la vida a fatiga. En consecuencia, se propone continuar la investigación con el fin de alcanzar una mejor comprensión del efecto de escala, así como de la distribución de defectos y la condición de independencia estadística.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al MICINN (Ministerio de Ciencia e Innovación) (proyecto BIA2010-19920) la financiación de este trabajo.

REFERENCIAS

- [1] W. Weibull. *A statistical representation of fatigue failures in solids*. Technical report, Royal Institute of Technology of Sweden, 1949.
- [2] R. Picciotto. *Tensile fatigue characteristics of sized polyester/viscose yarn and their effect on weaving performance*. PhD thesis, North Carolina State University, 1970.
- [3] J. Köhler. *Statistischer Größeneinfluss im Dauerschwingverhalten ungekerbter und gekerbter metallischer Bauteile*. PhD thesis, TU München, 1975.
- [4] A. Fernández-Canteli, V. Esslinger, and B. Thürlimann. *Ermüdungsfestigkeit von Bewehrungs- und Spannstählen*. Technical report, Institut für Baustatik und Konstruktion ETH Zürich, 1984.
- [5] M. Shirani and G. Härkegård. Fatigue life distribution and size effect in ductile cast iron for wind turbine components. *Eng Fail Anal*, 18(1):12-24, 2011.
- [6] E. Castillo and A. Fernández-Canteli. *A Unified Statistical Methodology for Modeling Fatigue Damage*. Springer, 2009.
- [7] W. Weibull. A statistical theory of the strength of materials. *Proc Roy Swed Inst Eng Res*, (151):1-45, 1939.
- [8] C. Przybilla, A. Fernández-Canteli, and E. Castillo. Deriving the primary cumulative distribution function of fracture stress for brittle materials from 3- and 4-point bending tests. *J Eur Ceram Soc*, 31:451-60, 2011.
- [9] E. Castillo, A. Fernández-Canteli, J. Ruiz-Tolosa, and J. Sarabia. Statistical models for analysis of fatigue life of long elements. *J Eng Mech*, 116(5):1036-1049, 1990.

FATIGUE ASSESSMENT OF CARBON NANOTUBES ENHANCED GLASS/EPOXY LAMINATES

J.A.M. Ferreira^{1,2*}, J.D.M. Costa^{1,2}, H. Silva^{1,3}, C. Capela^{1,4}

¹CEMUC, University of Coimbra. Rua Luís Reis Santos, 3030-788, Coimbra, Portugal.

*E-mail: martins.ferreira@dem.uc.pt

²Mechanical Engineering Department, University of Coimbra. Rua Luís Reis Santos, 3030-788, Coimbra, Portugal.

E-mail: jose.domingos@dem.uc.pt

³Mechanical Eng. Department, ESTG, Polytechnic Institute of Viseu. Campus Politécnico, 3510 Viseu, Portugal.

E-mail: heni@demgi.estv.ipv.pt

⁴Mechanical Engineering Department, ESTG, Polytechnic Institute of Leiria. Morro do Lena - Alto Vieiro, 2400-901

Leiria, Portugal.

E-mail: ccapela@ipleiria.pt

RESUMEN

La mejora de las propiedades mecánicas de la fibra de polímero reforzadas de materiales compuestos de matriz polimérica reforzadas con fibras ha sido un objetivo importante en muchos trabajos de investigación en los últimos años. Una forma explorada recientemente con relativo éxito es el uso de nano partículas para reforzar la matriz. Este trabajo presenta los resultados de un estudio del comportamiento a fatiga de laminados de fibra de vidrio e matriz epoxi reforzada con nanotubos de carbono de pared múltiple. El principal objetivo fue caracterizar el efecto de la adición de los nanotubos. Los resultados de fatiga se representan gráficamente en términos de tradicionales curvas S-N y muestra que la adición de pequeñas cantidades de MWCNT de en la matriz promueve un ligero aumento de la resistencia a la fatiga para ambos modos de carga, mientras que para mayores porcentajes de adición nanotubos (1% en peso) de la fatiga fuerza de flexión tiene tendencia para disminuir causado por la pobre dispersión de las nano partículas y la formación de aglomerados. La relación de la fatiga en tracción-tracción aumenta con la adición de MWCNT que indica que los nanotubos de carbono pueden actuar como barreras a la propagación de grietas por fatiga.

ABSTRACT

The improvement of the mechanical properties on fiber reinforced polymer–matrix composites has long been an important goal in many research works during last years. One way recently explored with relative success is the use of nanoparticles to reinforce the matrix. This paper presents the results of a current study concerned to the understanding of the fatigue behaviour of multiwalled carbon nanotubes enhanced glass/epoxy laminates. The main objective of this study is to characterize the effect of nanotubes addition on fatigue strength. Composites plates manufactured by moulding in vacuum were submitted to both tension and bending fatigue tests. The fatigue results showed that the addition of small amounts of MWCNT's into the matrix promotes a slight increase in fatigue strength for both loading modes, while for higher percentages of nanotubes addition (1% wt) the fatigue strength in bending tends to decrease due to a poor nanoparticles dispersion and the formation of agglomerates. The fatigue ratio under tensile-tensile loading mode increases with the addition of MWCNT's suggesting that carbon nanotubes can act as barriers to fatigue crack propagation.

KEYWORDS: Nanocomposites, fatigue, epoxy resin, carbon nanotubes.

1. INTRODUCTION

Fiber reinforced laminate composites have been widely used in aerospace, automobile and marine industries, due to their high specific strength. Nevertheless, composite laminates exhibits low mechanical properties in the thickness direction, particularly the interlaminar fracture toughness, which is a consequence of the absence of fibers to sustain transverse load [1].

In the last years many researchers have explored matrix modification by the addition of different types of nanoparticles to improve mechanical properties, namely, TiO₂, carbon nanofiber and carbon nanotubes and nanoclays. Results reported in literature showed no apparent consensus. Weiping *et al.* [2] studied the performance of epoxy matrix composites concluding that nanocomposites made with a high pressure mixing method showed fracture toughness K_{1C} and G_{1C} improved by 1.89 and 3.25 times, even for about 1 wt% clay content in comparison with pristine resin properties. In contrast, Kornmann *et al.* [3] and Kinloch *et al.* [4] reported that the fracture toughness of epoxy/clay nanocomposites is lower than that of microcomposite. These results may be due to the poor clay dispersion at the high concentration, which leads to the formation of big clusters of clay that reduce the plastic deformation of polymer matrix.

By adding carbon nanotubes (CNT's) into polymer matrices it is expected a decreasing of scale in damage mechanisms, leading to an increase in the absorption of strain energy through the creation of a multitude of fine nano scale cracks [5]. High specific surface areas (SSA) of nanometric particles presents as an advantage over micro-scaled fillers, since they act as interface for stress-transfer. According to Gojny *et al* [6] single wall carbon nanotubes (SWCNT) have a higher SSA, about 1300 m²/g, but have a tendency to form agglomerates, and these particles are more difficult to separate and blend them within matrix. On the opposite side, multi wall carbon nanotubes (MWCNT's) have a smaller SSA, but presents a better ability to disperse, although lacking in mechanical reinforcement. Mechanical rather than chemical approaches to disperse and exfoliate particles have being tested in other studies such as, direct mixing, and sonication. Gojny *et al* [7] used a three-roll mill to disperse carbon nanotubes successfully, without degrading their structure enough to distress their performance.

Despite the abundant literature reporting the mechanical behavior of nanoparticle reinforced matrix polymer composites, scarce studies on the fatigue behavior were found. Manjunatha [8] found that by adding silica nanoparticles, fatigue life of a GFRP was increased by three to four times. Böger [9] also obtained a fatigue improvement on GFRP composites modified with

fumed silica and MWCNT by performing fatigue tests in tensile, alternating and compression loading.

The objective of present work was to contribute to understand the effect of carbon nanotubes matrix reinforcement on fatigue behavior of epoxy/glass fiber composites.

2. MATERIALS PROCESSING AND TESTING

2.1. Specimens manufacture

Present work studied the impact response of fiber glass mats/nanoreinforced epoxy matrix laminates. The matrix used in this work was the epoxy resin Biresin® CR120, formulated by bisphenol A - (epichlorhydrin) epoxy resin 1,4 - bis (2,3-epoxypropoxy) butane, combined with the hardener CH120-3, both supplied by Sika. The plates were processed using 10 layers of fiber glass triaxial mats ETXT 450, supplied by Saapi, with fiber orientation 0/±45°. Multiwalled carbon nanotubes (MWNT) 98% in carbon supplied by Sigma-Aldrich were used.

The nanotubes were dispersed into the epoxy resin using a direct mixing method. The mixture of resin and the desired amount of nanoparticles was done using high rotation speed (8000 rpm) during 1 h. Then, the mixture was degassed under vacuum for 15 minutes and afterwards, the hardener agent was added.

Composites were manufactured with three different matrix compositions as listed in Table 1. The specimens used in tests were machined from plates manufactured by molding in vacuum. Fibers and resin were hand placed in a mold with all the fiber layers oriented in the same direction and subjected to a low compression. The mold was put into a vacuum bag as shown in figure 1. To obtain good mold release of the molded plates, it was used a film that promotes the separation between the plate surface and the mold. During composites manufacturing, woven fiberglass layers and resin were applied alternately, while ensuring the complete impregnation of the fibers.

Table 1. Formulation of composite matrix and laminate strength

Reference	Epoxy (wt %)	MWNT (wt %)	Tensile strength [MPa]	Bending strength [MPa]
GF/E	100	-	332	373
GF/ENT0.5	99.5	0.5	319	361
GF/ENT1	99	1	310	371

The composite laminates were cured at room temperature for 8 hours. The resulting plates were 300 mm long, 100 mm wide and nominally 4 mm thick. Post cure process was carried out as follows: 55 °C during 16

hours, 75 °C during 3 hours and finally 120 °C during 12 hours.

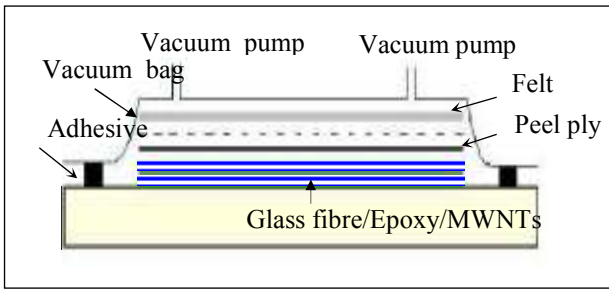


Figure 1. Schematic view of the vacuum system in mould curing process.

Specimens were cut from plates, and then were machined, grinded and polished, with geometry and dimensions shown in figure 2. Tensile and bending tests were performed in order to determine failure features of the material required to planning study fatigue. Three specimens were tested for each condition.

2.2. Static tests

The tensile tests were performed in an Instron 4206-100 kN testing machine, with a constant crosshead speed of 2 mm/min until final failure. Load, displacement and time were acquired during the tests and ultimate tensile stress was calculated for the maximum load. Bending tests were also performed in order to obtain the ultimate stress in bending. These tests were made in a Shimadzu AG-X-5kN testing machine with a constant crosshead speed of 3 mm/min until failure.

Figure 3 presents typical examples of bending stress versus displacement curves, showing that neat matrix and enhanced matrix composites have very similar stiffness and strength. Enhanced matrix composites only have a higher displacement at failure.

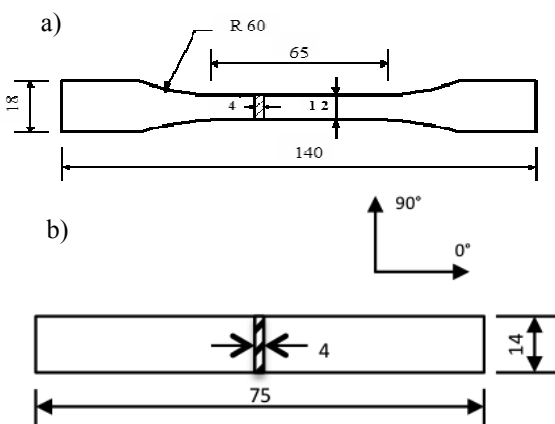


Figure 2. Geometry and dimensions of specimens. a) Tension; (b) Bending.

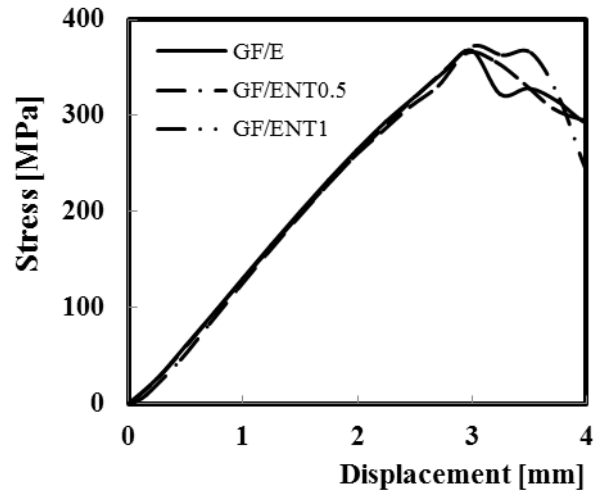


Figure 3. Stress-displacement curves for three point bending tests.

Tensile and bending strengths were calculated at peak load. The average values, obtained using four samples for each condition, are also listed in Table 1. Despite the significant improvement in the interlaminar fracture toughness obtained previously by the authors [10] with the addition of nanoparticles, the results indicated in Table 1 shows that both the tensile and flexural strengths are not improved.

3. FATIGUE RESULTS AND DISCUSSION

Fatigue tests were performed under both three points bending and tensile loadings, using a servo-controlled hydraulic Instron 1341-100kN machine. The tests were performed under constant load amplitude with controlled sinusoidal load/tune wave. The stress ratio was $R=0.05$ with a frequency of 10 Hz.

Fatigue results obtained from three points bending tests are plotted in figure 4a) in terms of stress amplitude versus the number of cycles to failure (S-N curves). These results show that control GFRP and 0.5% wt of MWCNT's are close, but GFRP with 1% wt of MWCNT's have a significant lower fatigue performance.

Figure 4b) shows the non-dimensional fatigue strength (defined as the ratio between the stress amplitude and the static strength) versus the number of cycles to failure. This plot quantifies the sensibility to fatigue failure of the different materials in comparison with their static behaviour. The analysis of figure 4b) shows that GFRP with 0.5% wt of MWCNT's exhibits higher fatigue damage tolerance than control GFRP, while the GFRP with 1% wt of MWCNT's has the lower fatigue damage tolerance.

The causes for the increase in the fatigue sensibility must be related with the poor particle distribution for higher particles content with the consequent formation

of agglomerates. These agglomerates increase the local stress concentration and facilitate fatigue crack initiation.

Some samples were observed by transmission electron microscopy (TEM) in order to analyse the dispersion of the nanotubes into the matrix. Samples were prepared in an ultramicrotome for ultrathin sectioning, EM FCS, Leica company. Morphological analyses were performed in an Ultra-high resolution Field Emission Gun Scanning Electron Microscopy (FEG-SEM), NOVA 200 Nano SEM, FEI Company, using a Scanning Transmission Electron Microscopy (STEM) detector and an acceleration voltage between 15 and 18.4 kV to obtain the micrographs. figure 5 shows one of these observations for 1% nanotubes content. A fair dispersion and the formation of agglomerates were observed, which leads to the decrease of both static and fatigue strength performances, particularly for the composites with higher nanotubes volume fraction.

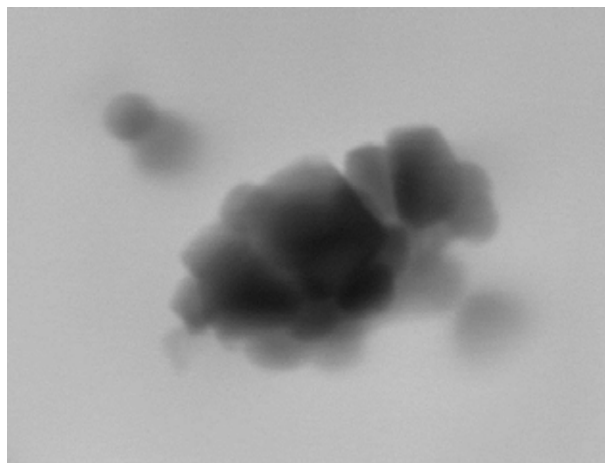


Figure 5. TEM observation of nanotubes distribution. Magnification 200 000 times.

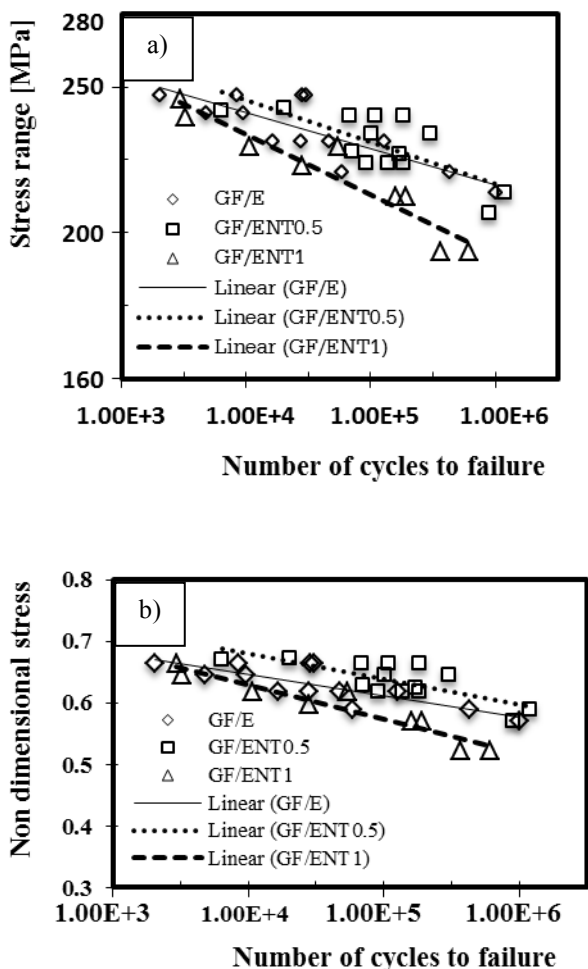


Figure 4. Fatigue S-N curves in bending. a) Absolute fatigue strength; b) Non-dimensional fatigue strength.

Figure 6 shows the non-dimensional fatigue strength versus the number of cycles to failure for the tensile-tensile tests. The analysis of figure 6 confirms that GFRP with 0.5% wt of MWCNT's is the most tolerant to fatigue damage of the three materials. For this particular loading mode the GFRP with 1% wt of MWCNT's is more tolerant to fatigue damage than control composites which means that in this case the nanotubes agglomerates do not have a very detrimental effect on fatigue strength.

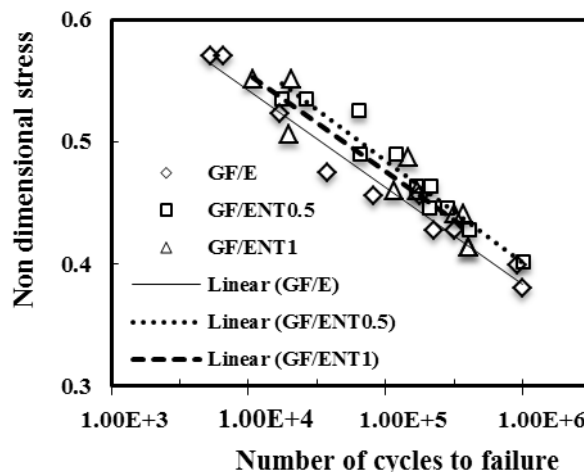


Figure 6. Non-dimensional fatigue curves in tensile.

The compliance of the specimens during the fatigue tests was calculated using the monitored values of the maximum and minimum load, maximum and minimum displacement.

Figure 7 shows the relative compliance against the number of cycles for the control composite and the GFRP with 1% wt of MWCNT's, both tested in tensile-tensile using as maximum stress half of the tensile static strength. The relative compliance is quantified by C/C_0 , using equation 1,

$$\frac{C}{C_0} = \frac{\delta_{\max} - \delta_{\min}}{P_{\max} - P_{\min}} \quad (1)$$

where C_0 is the initial value of compliance, C is the current compliance, δ_{\max} and δ_{\min} are the maximum and minimum displacements, respectively, P_{\max} and P_{\min} are the maximum and the minimum loads, respectively. An earlier and/or a high stiffness decrease mean high fatigue damage.

For this particular loading mode the fatigue damage in terms of stiffness decay starts at similar number of cycles for both materials (about three hundred of cycles), afterwards increases progressively with a nearly constant damage rate until near the final failure. The damage rate is lower for GFRP with 1% wt of MWCNT's, promoting an higher number of cycles to failure, than for control composite, suggesting that carbon nanotubes can act as barriers to fatigue crack propagation.

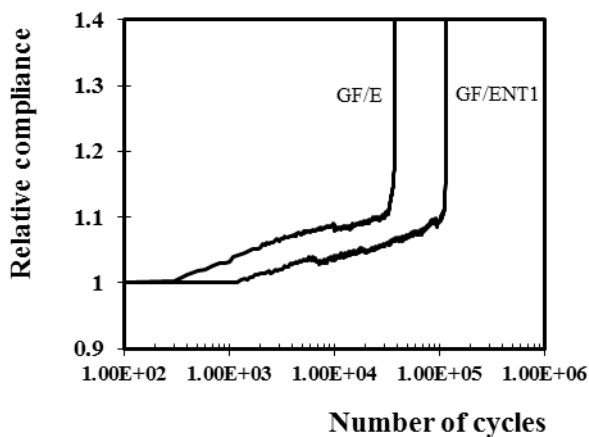


Figure 7. Relative compliance against the number of cycles. Tensile-tensile stress range $\Delta\sigma=0.5\sigma_{UTS}$.

In order to control and prevent the possible degradation of the polymer matrix due the increases of the sample temperature during the fatigue tests, the temperature at surface of the specimen was monitored at the middle point of the specimens, using type K thermocouples.

Figure 8 shows the temperature rise against the number of cycles for the control composite and the GFRP with 1% wt of MWCNT's tested in tensile-tensile with different maximum stress. The temperature increases for the earlier fatigue cycles, afterwards remains almost constant until nearly the final failure when occurs a sudden increasing. The value of the stable temperature increases significantly with the stress range, but always below 25 °C and therefore it is not expected the degradation of the matrix.

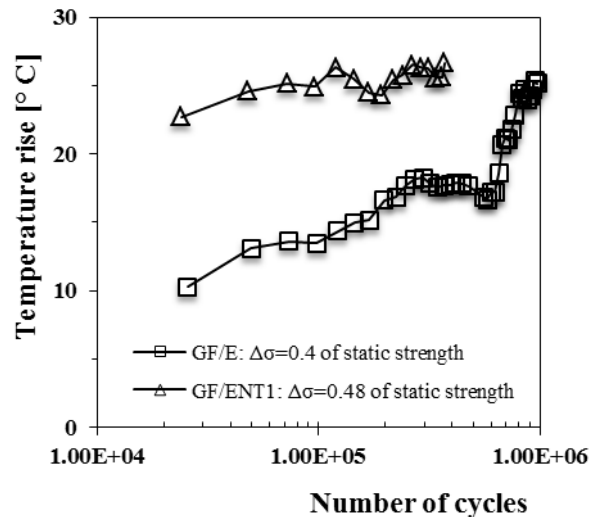


Figure 8. Temperature rise against the number of cycles.

4. CONCLUSIONS

In present paper it was studied the effect of the addition of MWCNT's into epoxy matrix on the fatigue behaviour of glass fiber composites. The following concluding remarks were drawn:

- Both bending and tensile static strengths, were not improved, possibly due a good dispersion of MWCNT's into matrix was not achieved;
- Fatigue strength in terms of absolute stress range values was slightly increased by the addition of 0.5% wt MWCNT's, but for 1% wt of MWCNT's a decrease of fatigue strength was observed;
- The fatigue ratio in bending loading increases with the addition of 0.5% wt MWCNT's, but decreases for 1% wt of MWCNT's as a consequence of the formation of agglomerates;
- The fatigue ratio in tensile-tensile loading increases with the addition of MWCNT's suggesting that carbon nanotubes can act as barriers to fatigue crack propagation.

ACKNOWLEDGMENTS

The authors thank Portuguese Foundation to Science and Technology –FCT- for funding this work, Project n° PTDC/EME-PME/113695/2009 co-financed by FEDER, through the Operational Factors for Competitiveness Programme of the QREN with reference COMPETE: FCOMP-01-0124-FEDER-015152. This research is sponsored by FEDER funds through the program COMPETE and by national funds

through FCT, under the project PEst-C/EME/UI0285/2011.

REFERENCES

- [1] Rosselli F, Santare MH, *Comparison of the short beam shear (SBS) and interlaminar shear device (ISD) tests. Compos Pt A: ApplSciManuf*, Vol. 28, Num. 6, pp.587–594, 1997.
- [2] Weiping Lui, Suong V. Hoa, Martin Pugh. *Organoclay-modified high performance epoxy nanocomposites. Composites Science and Technology*, Vol. 65, pp. 307–316, 2005.
- [3] Kornmann, X., Thomann, R., Mulhaupt, R., Finter, J., Berlund, L., *Synthesis of Amine-cured, epoxy-layered silicate nanocomposites: The influence of the silicate surface modification on the properties. J. Appl. Polym. Sci.*, Vol. 86, pp. 2643-2652, 2002.
- [4] Kinloch, A. J.; Taylor, A. C. *Mechanical and fracture properties of epoxy/inorganic micro- and nano-composites. J MATER SCI LETT*, Vol. 22, pp. 1439-1441, 2003.
- [5] C. Grimmer and C. K. H. Dharan., *High-cycle fatigue of hybrid carbon nanotube/glass fiber/polymer composites. Journal of Materials Science*, Vol. 43, pp. 4487-4492, 2008.
- [6] F. H. Gojny, M. H. G. Wichmann, B. Fiedler, W. Bauhofer, and K. Schulte., *Influence of nano-modification on the mechanical and electrical properties of conventional fibre-reinforced composites. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Vol. 36, pp. 1525-1535, 2005.
- [7] F. H. Gojny, M. H. G. Wichmann, B. Fiedler, and K. Schulte., *Carbon nanotube-reinforced epoxy-composites: enhanced stiffness and fracture toughness at low nanotube content. Composites Science and Technology*, Vol. 64, pp. 2363-2371, 2004.
- [8] C. M. Manjunatha, A. C. Taylor, A. J. Kinloch, and S. Sprenger., *The tensile fatigue behaviour of a silica nanoparticle-modified glass fibre reinforced epoxy composite. Composites Science and Technology*, Vol. 70, pp. 193-199, 2010.
- [9] L. Böger, J. Sumfleth, H. Hedemann, and K. Schulte., *Improvement of fatigue life by incorporation of nanoparticles in glass fibre reinforced epoxy. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Vol. 41, pp. 1419-1424, 2010.
- [10] Silva H., Capela C., Ferreira J.A.M., Costa J.D.M. *Assessment of the interlaminar fracture toughness on nano-filled epoxy/glass fibre composites. Proceedings of 1st International Conference on the International Journal of Structural Integrity*, Porto, June 25-28, pp. 170-175, 2012.

FATIGUE ASSESSMENT OF ALUMINIUM MIG BUTT WELDS SUBMITTED TO FRICTION STIR PROCESSING

L. P. Borrego^{1,2*}, J. M. Costa¹, J.S. Jesus¹, A. R. Loureiro¹, J. M. Ferreira¹

¹ CEMUC, Departamento de Engenharia Mecânica, Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra, Rua Luís Reis Santos, 3030-788 Coimbra, Portugal.

* E-mail: borrego@isec.pt

² Departamento de Engenharia Mecânica, Instituto Superior de Engenharia de Coimbra, IPC, Rua Pedro Nunes, 3030-199 Coimbra, Portugal.

ABSTRACT

The Friction Stir Processing (FSP) is an adaptation of Friction Stir Welding (FSW). The FSP technique presents several attributes, between which can provide localized modification and control of microstructures in near-surface layers of processed metallic components in order to modify the correspondent mechanical behaviour. In this research MIG (Metal Inert Gas) butt welds, performed in 5083-H111 aluminium alloy plates with 6 mm thickness, were post-processed by the FSP technique. The FSP effect was analysed performing tensile and fatigue tests, as well as microstructural analysis and hardness measurements. Fatigue tests were carried out under constant amplitude loading at a stress ratio $R=0$ and with the load applied perpendicular to the weld bead. The hardness and mechanical strength of the welds were not significantly modified by the Friction Stir Processing. However, an important fatigue life improvement was obtained due to the stress concentration reduction by geometry modification, elimination of MIG weld defects and also by achieving a refined microstructure in the post-processed weld toe.

KEYWORDS: Fatigue strength, Friction stir processing, MIG welding, Aluminium alloy.

1. INTRODUCTION

Aluminium alloys are widely used in structural applications, such as automotive parts, railway vehicles and aeronautics, due to the fact of presenting relatively high strength, good corrosion resistance and high toughness combined with good formability and weldability. In this context, the utilisation of welded profiles leads to a reduction of structural weight and a simpler process of production. However, the geometrical discontinuities and high residual stresses associated with welded joints turn them critical points in what is concerned to structural strength, especially in the presence of cyclic loading.

The most used techniques for joint different aluminium alloys components are MIG (Metal Inert Gas) and TIG (Tungsten Inert Gas) welding. However, these welding techniques can induce different drawbacks as porosity, lack of wetting, hot cracking, strength reduction, distortion and tensile residual stresses. The strength reduction, stress concentration and weld defects lead to a global static strength and fatigue strength reduction in aluminium alloys welds [1-3].

Some techniques have been applied to increase the fatigue behaviour of MIG or TIG welds, e.g., shot peening [4]. Recently, a new technique emerged as an alternative for improving the fatigue behaviour of MIG welds, the Friction Stir Processing (FSP).

The basic concepts of FSP are the same as those of friction stir welding (FSW) [5,6]. In both techniques a non-consumable rotating tool, with shoulder and profiled pin, is plunged into a workpiece and translated along the selected path. Rotation of the tool produces frictional heating and corresponding plastic deformation within the workpiece, producing a narrow zone of material which is transferred around the tool as the tool advances. The material consolidation behind the tool produces a fully recrystallized and fine-grained microstructure. The objective of FSP is the improvement of specific properties through the localized microstructure modification.

The aim of this research is to investigate the fatigue behaviour of MIG butt welds, performed in 5083-H111 aluminium alloy, and the improvement in fatigue strength due to post friction stir processing.

Additionally, metallographic analysis, hardness profiles and tensile strength were also evaluated to correlate the fatigue behaviour.

2. EXPERIMENTAL DETAILS

2.1. Base material

The base material used for this research was the 5083-H111 aluminium alloy in 6 mm thick laminates plates. The 5xxx aluminium alloys are not heat-treatable, being plastic deformation the main hardening mechanics in these alloys. The H111 condition was obtained with some work hardening by shaping processes but less than required for a H11 temper. The nominal chemical composition and mechanical properties are presented in table 1 and table 2, respectively.

Table 1. Chemical composition of the 5083 aluminium alloy (wt %).

Si	Mg	Mn	Fe	Cr	Cu	Zn	Ti
0.4	4.0	0.4	0.4	0.05	0.1	0.25	0.15
0.7	4.9	1.0	0.4	0.25	0.1	0.25	0.15

Table 2. Mechanical proprieties of the 5083-H111 aluminium alloy.

Tensile strength, σ_{uts} [MPa]	300-330
Yield strength, σ_{ys} [MPa]	175-190
Elongation, ϵ_r [%]	16-23
Hardness, Hv _{0.2}	75-85

2.2. MIG welding

MIG welds were performed using a SAFMIG TRI 480 welding machine, where the weld torch is mounted on an automatic running tracking car and the plates are fixed in a steel table. The filler metal was the AWS A5.10-80: ER 5356 with 1.2 mm diameter and pure argon was used to shield the welds. Plates with dimension 333x80x6 mm were welded perpendicularly to the rolling direction. The joint preparation and welding parameters are presented in figure 1 and table 3, respectively.

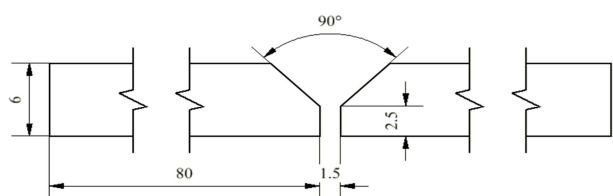


Figure 1. Joint preparation (dimensions in mm).

Two weld beads were deposited in each side of the plates. Before deposition of the second weld bead, the root of the initial one was cleaned using a 3 mm thick

gridding disc. To obtain a fully penetrated butt joint the weld parameters were adapted.

Table 3. MIG welding parameters.

Current [A]	Voltage [V]	Speed [cm/min]	Torch distance [mm]
150	24	46	15

2.3. FSP of MIG welds

The FSP of MIG welds was performed in a Cincinnati milling machine, with the welded plates fixed to the machine steel table, as illustrated in figure 2.



Figure 2. MIG welded plate post-processed by FSP.

The milling machine enables control of the tool speed rotation and of the table feed rate, but does not allow the shoulder load control. The geometry of the non-consumable tool used for post-processing the MIG welded plates is presented in figure 3.

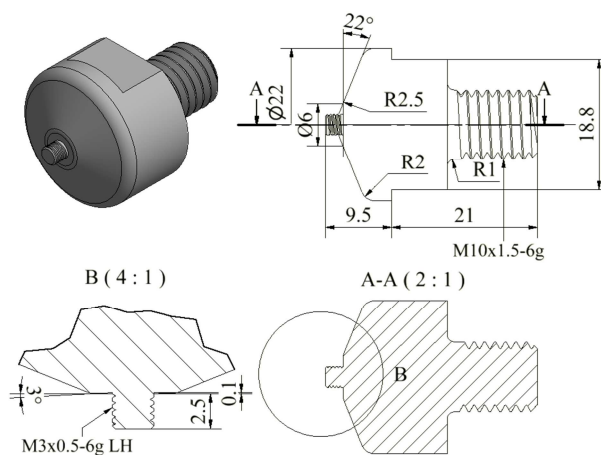


Figure 3. Geometry of the tool used for post-processing MIG welded plates (dimensions in mm).

The post-processing of the 5083-H111 aluminium alloy welded plates was performed by aligning the probe axis of the non-consumable tool at a distance of 7.5 mm from the weld bead center plane and ensuring that the probe is correctly plunged into the MIG welded plate,

i.e., ensuring 2.6 mm of effective penetration, as schematically illustrated in figure 4. This procedure was adopted in order to achieve 0.5 mm interference between the weld bead and the tool truncated cone with an angle of 22° , as also depicted in figure 4.

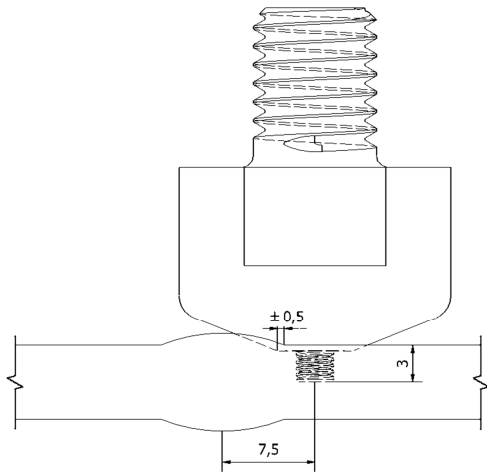


Figure 4. Schematic representation of the tool position relatively to MIG welded plate (dimensions in mm).

The Friction Stir Processing was performed with a tool rotating speed of 1500 rpm, 240 mm/min of feed rate and a tilt angle of 2.5° . The post-processed MIG welded plates were classified as the MIG+FSP series.

2.4. Experimental testing procedure

After welding and FS processing the aluminium alloy plates were cut in slices of 20x160x6 mm, perpendicularly to the welding direction (transverse orientation), forming specimens to perform the fatigue and tensile test.

Microstructure observations were performed, using optical microscopy, both in MIG and MIG+FSP samples with 8x40x6 mm, sectioned perpendicular to the welding direction, prepared according to standard metallographic practice and etched with modified Poulton's reagent.

In order to characterise the welded joint, both before and after FSP, Vickers hardness profiles were obtained using a Struers Type Duramin-1 microhardness tester, with an indentation load of 200 gf during 15 s, according to the ASTM E 348 standard. The hardness profiles were obtained at the welded joint cross-sections, along a longitudinal line at 0.25 mm from the plate surface in samples identical to the ones used in the metallographic analysis. The measurements were performed at each 0.5 mm, along a distance from the weld bead centre until hardness stabilization.

An Instron mechanical tensile/compression testing machine, model 4206, was used for carried out the

tensile test. The tests were performed in air and at room temperature, using a testing speed of 2 mm/min.

Fatigue tests were performed in load control using a computer-controlled servo-hydraulic Instron machine with 100 kN capacity. The tests were carried out under constant amplitude loading, with a stress ratio $R=0$. The load was applied in the perpendicular direction to the weld bead (material base rolling direction), using a sinusoidal load wave. All tests were conducted in air, at room temperature and with a load frequency of 25 Hz. The specimens were clamped by hydraulic grips.

3. RESULTS AND DISCUSSION

3.1. Metallographic analysis

Several transverse plane macrographs of MIG welds, before and after performing the friction stir processing, are presents in figure 5 and figure 6, respectively.

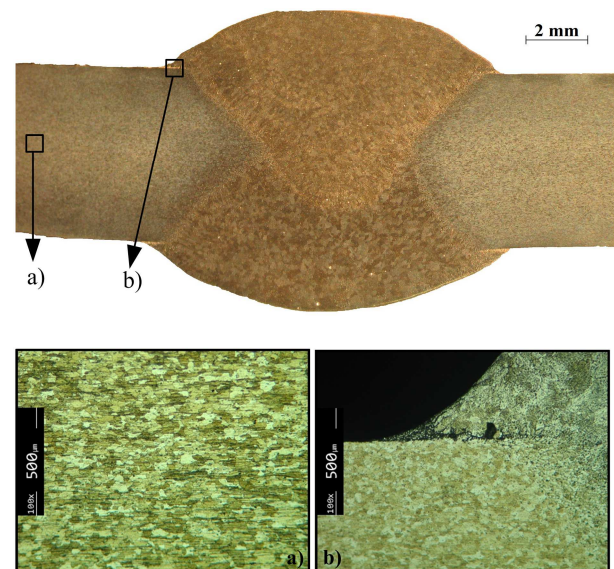


Figure 5. Macrographs of MIG welds: a) base material; b) weld toe.

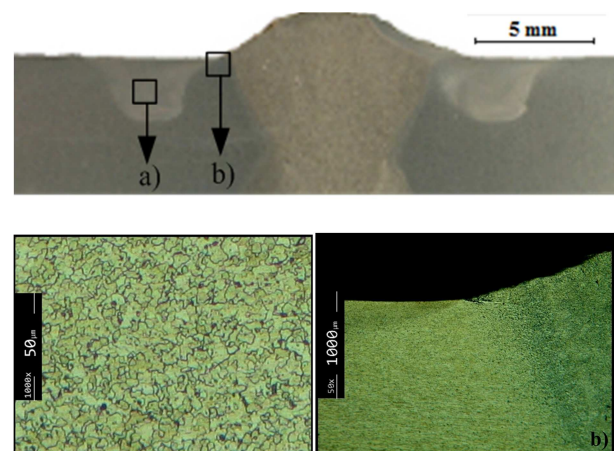


Figure 6. Metallographic analysis of post processed MIG welds: a) nugget zone; b) weld toe.

The base material is composed by relatively equiaxed grains, slightly elongated in the rolling direction, as shown in figure 5a), with an average grain size of 25 to 35 μm , measured by the Heyn linear intercept procedure [7]. Figure 5b) clearly shows some defects in the toe of the MIG weld, namely, porosity and lack of wetting.

The optical macrographs of MIG welds processed by FS (MIG+FSP) are depicted in figure 6. The nugget has approximately 2.6 and 5 mm, depth and surface length, respectively. In the nugget zone, presented in figure 6a), a large grain refinement occurs, with a grain size of 4 to 6 μm , which is significantly smaller than the grain size of the base material. Figure 6b) clearly shows that the MIG weld defects referred previously were eliminated from the weld toe. Additionally, a thin layer of fine-grained material is also observed in this figure.

Fuller *et al.* [10], observed that microstructures within the FSP region contained smaller constituent particles and finer precipitates than those found in the other microstructural regions. Therefore, the application of FSP resulted in a large grain size refinement and an improvement of precipitation strengthening forming higher volume of Mg_2Si and $\text{Al}_6(\text{Fe}, \text{Mn})$ precipitates in comparison with the MIG welded zone.

3.2. Hardness

The hardness profiles measured in the cross section of unprocessed and friction stir processed MIG welds are shown in figure 7.

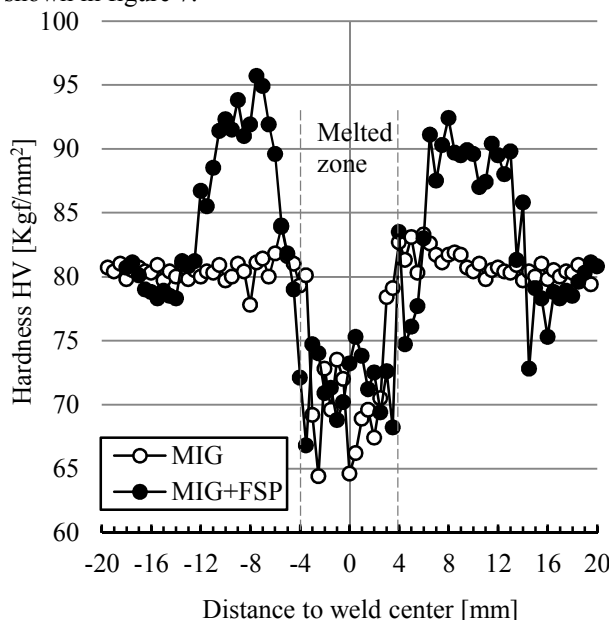


Figure 7. Hardness profiles of unprocessed and FS processed welds.

The hardness of the base material is about 80 $\text{HV}_{0.2}$. A hardness decrease is observed for both unprocessed and FS processed MIG welds in the melted zone, located at a distance of the weld center between -4 and +4 mm, attaining a mean value of approximately 72 $\text{HV}_{0.2}$,

which represents only a decrease of approximately 10%. The hardness peaks observed in the MIG welds melted region are due to some reprecipitation that occurs during weld cooling.

Both the base and filler materials, 5083-H111 and 5356, aluminium alloys, respectively, are not heat-treated alloys. Therefore, a significantly hardness change due to the MIG process heat input is not to be expected, because the main hardening mechanism of these alloys is plastic deformation [8,9].

It can be seen that the application of FSP to the MIG welds induced an increase of the hardness values, especially in the nugget zone, located at a distance of the weld center between -12 to -7 and 7 to 12 mm, typically between 90 and 95 $\text{HV}_{0.2}$. The hardness increase, obtained in the nugget and thermo-mechanically affected zones, is attributed to the plastic deformation induced by the friction stir processing.

3.3. Tensile strength

Table 4 presents the tensile tests results of unprocessed and processed welds. The indicated values represent the average of at least three tests for each condition. This table also presents the weld efficiency, *i.e.*, the rate between the tensile strengths of the welds and the base material.

Table 4. Tensile strength.

Series	σ_{uts} [MPa]	σ_{uts} [MPa]	ϵ_{max} [%]	Weld efficiency, η
BM	158	307	20	-
MIG	144	292	12	0.95
MIG+FSP	144	295	12	0.96

All the welded specimens have weld efficiencies lower than one, meaning a strength decrease in comparison to the base material (BM). The strength differences are due to a reduction in strain hardening as a result of thermal exposure produced from MIG welding [10].

The FS processed MIG welds display slightly higher weld efficiency than MIG welds. Additionally, all welded specimens suffered a reduction of elongation at maximum load (ϵ_{max}). However, the post processing by friction stir welding does not alter significantly the mechanical strength of the welds.

3.4. Fatigue strength

The Fatigue strength of unprocessed and FS processed MIG welded specimens are plotted in figure 8, as the nominal stress range, $\Delta\sigma_{\text{nom}}$, against the number of cycles to failure, N_f (S-N Wohler curves).

This Figure shows a significant fatigue strength decrease of all welded specimens in comparison to the base material. However, an important fatigue resistance increase with the friction stir processing of the MIG welds can also be observed. The favorable effect of FS post-processing increases the fatigue strength at 10^6 cycles in approximately 50% relatively to unprocessed MIG welds.

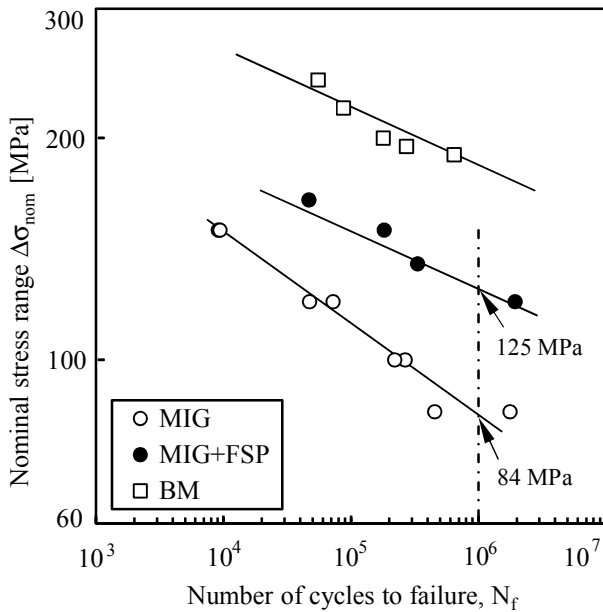


Figure 8. Fatigue life of unprocessed and FS processed MIG welds.

The decrease of fatigue strength of welded series in comparison with base material can be explained by both the decrease of mechanical strength and the notch effect due to the stress concentration at the weld toe.

The fatigue strength increase induced by the friction stir processing is partially related to the geometry modification, mainly due to the toe radius increase. To evaluate the geometry influence on the fatigue life, the Lawrence equation (eq. 1) for butt welds [11] and Peterson equation (eq. 2) [12], can be used to determine the theoretical, k_t , and fatigue, k_f , concentration factors of the welded specimens, respectively.

$$k_t = 1 + 0.27 \tan \theta^{1/4} \left(\frac{t}{\rho} \right)^{1/2} \quad (1)$$

$$k_f = 1 + \frac{k_t - 1}{1 + \frac{a}{\rho}} \quad (2)$$

where, θ is the weld angle, ρ is the weld toe radius of curvature and t the plate thickness. Peterson material constant a is 0.51 mm for aluminium alloys [12].

To obtain equation 1 and 2 parameters, the geometry of unprocessed and FS processed MIG welds was statistically analysed using a Gaussian distribution. In the MIG weld foot, an average angle and curvature radius of 39° and 0.43 mm were obtained, respectively. For the post-processed MIG welds an average curvature radius of 2.73 mm was calculated. Table 5 summarizes the values obtained for k_t and k_f factors for MIG and MIG+FSP series.

Table 5. Static and dynamic stress concentration factors.

Series	Radius, ρ [mm]	k_t	k_f
MIG	0.43	1.93	1.43
MIG+FSP	2.73	1.33	1.28

The local stress range at the weld toe, $\Delta\sigma_{loc}$, was calculated from the nominal stress range, $\Delta\sigma_{nom}$, using the following expression:

$$\Delta\sigma_{loc} = k_f \Delta\sigma_{nom} \quad (3)$$

The local stress range, calculated by equation 3, against the number of cycles to failure is plotted in figure 9 for unprocessed and FS processed MIG welded specimens. This figure shows that the fatigue strength of MIG+FSP specimens increased approximately 38% at 10^6 cycles relatively to the unprocessed MIG welds.

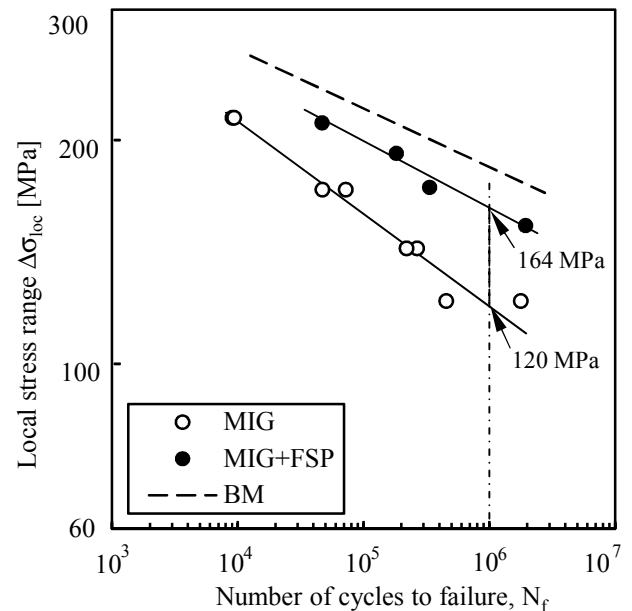


Figure 9. Results of fatigue tests: local stress range versus number of cycles to failure.

It is important to notice that figure 9 eliminates the effect of the geometry modification. The friction stir processing induces a very significant increase of the toe radius as depicted in table 6. However, comparing figure 8 and 9, it can be easily estimated that the

correspondent fatigue concentration factor reduction from $K_f=1.43$ to $K_f=1.28$ only improves the fatigue resistance of MIG+FSP specimens, in comparison to MIG welds, approximately 12%. Therefore, the microstructural grain refinement and the removal of MIG weld defects, namely, porosity and lack of wetting, achieved by the friction stir processing have the major contribution to the improvement of fatigue resistance.

4. CONCLUSIONS

From the experimental study of the friction stir processing of 5083-H111 aluminium alloy MIG butt welds, the following concluding remarks can be drawn:

The friction stir processing does not change significantly the hardness and mechanical strength of the welds.

A significantly fatigue life improvement was obtained by post-processing MIG welds by Friction Stir Processing.

The microstructure grain refinement and the removal of previous welding defects, such as porosity and lack of wetting, are the main causes for the fatigue resistance improvement. Additionally, the stress concentration reduction due to toe radius increase also contributes to fatigue life enhancement.

ACKNOWLEDGEMENTS

The authors gratefully acknowledge the Portuguese Foundation for Science and Technology for funding the work reported, Project n° PTDC/EME-PME/114605/2009 co-financed by FEDER, through the Operational Factors for Competitiveness Programme of the QREN with reference COMPETE: FCOMP-01-0124-FEDER- 015165.

This research is sponsored by FEDER funds through the program COMPETE – Programa Operacional Factores de Competitividade – and by national funds through FCT – Fundação para a Ciência e a Tecnologia –, under the project PEst-C/EME/UI0285/2011.

The authors also would like to thank Thyssen Portugal - Steels and Services Ltd., Marinha Grande, for providing the friction stir processing tools heat treatments.

REFERENCES

[1] Brandt, U., Lawrence, F.V. and Sonsino, C.M. *Fatigue crack initiation and growth in AlMg4.5Mn butt weldments. Fatigue Fract Engng Mater Struct*, pp. 117–126, 2001.

[2] Sanders Jr., W.W. and Lawrence Jr., F.V., *Fatigue behaviour of aluminium alloy weldments, ASTM STP 648. American Society for Testing and Materials*, Philadelphia, PA, pp. 22, 1978.

[3] Costa, J.D., Ferreira, J.A.M., Borrego, L.P. and Abreu, L.P., *Fatigue behaviour of AA6082 friction stir welds under variable loadings. Int J Fatigue*, pp. 8-16, 2012.

[4] Sidhoma, N., Laamouria, A., Fathallahb, R., Brahamc C. and Lieuraded, H.P., *Fatigue strength improvement of 5083 H11 Al-alloy T-welded joints by shot peening: experimental characterization and predictive approach. Int J Fatigue*, pp. 729-745, 2005.

[5] Arbogast, W.J. and Hartley, P.J., U.S. Patent No. 6,230,957, May 15, 2001.

[6] Mishra, R.S. and Ma, Z.Y., *Friction stir welding and processin. Mater Sci Eng*, pp.1– 78, 2005.

[7] ASTM E 112 – 96e2, *Standard Test Methods for Determining Average Grain Size. American Society for Testing and Materials*, 2003.

[8] Leal, R.M. and Loureiro, A., *Microstructure and mechanical properties of friction stir welds in aluminium alloys 2024-T3, 5083-O and 6063-T6. Materials Science Forum*, Vols 514-516, pp. 697-701. 2006

[9] Svensson, L.E., Karlsson, L., Larsson, H., Karlsson, B., Fazzini, M. and Karlsson J., *Microstructure and mechanical properties of friction stir welded aluminium alloys with special reference to AA 5083 and AA6082. Science and Technology of Welding and Joining*, pp. 285-297, 2000.

[10] Fuller, C.B. and Mahoney, M.W., *The effect of friction stir processing on 5083-H321/5356 Al arc welds: microstructural and mechanical analysis. Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 37 A, pp. 3605-3615, 2006.

[11] Yung, J.Y. and Lawrence, F.V., *Analytical and graphical aids for the fatigue design of weldments. Fatigue Fract Eng Mater Struct*. pp. 223-241, 1985.

[12] Peterson, R.E., *Analytical Approach to Stress Concentration Effect in Aircraft Materials, U.S. Air Force-WADC Symposium on Fatigue of Metals*, Technical Report 59-507, Dayton, Ohio, pp. 273-, 1959.

IMPROVEMENT OF FATIGUE RESISTANCE BY FRICTION STIR PROCESSING OF MIG WELDED ALUMINIUM T-JOINTS

J.M. Costa^{1*}, J.S. Jesus¹, A.R. Loureiro¹, J. M. Ferreira¹, L.P. Borrego^{1,2}

¹CEMUC, Departamento de Engenharia Mecânica, Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra, Rua Luís Reis Santos, 3030-788 Coimbra, Portugal.

*E-mail: jose.domingos@dem.uc.pt

²Departamento de Engenharia Mecânica, Instituto Superior de Engenharia de Coimbra, IPC, Rua Pedro Nunes, 3030-199 Coimbra, Portugal.

E-mail: borrego@isec.pt

ABSTRACT

Friction Stir Processing (FSP) was based on the principles of the Friction Stir Welding (FSW), a solid-state joining process, invented at the Welding Institute (TWI) (Cambridge, United Kingdom) in 1991, for welding soft materials such as aluminium alloys. From this technique, another process called Friction Stir Processing (FSP) was developed, for microstructural modification based on the principles of FSW. Friction Stir Processing (FSP) is an emerging metalworking technique that can provide localized modification and control of microstructures in near-surface layers of processed metallic components. In this research the FSP was applied on MIG (Metal Inert Gas) T-fillet welds performed in 6082-T651 aluminium alloy plates of 6 mm thick. FSP potential benefits were studied through microstructural analysis, hardness measurements, tensile strength and fatigue testing. Fatigue tests were carried out under constant amplitude loading with stress ratios $R=0$. Tensile testing results show that the FSP does not change significantly the hardness and mechanical strength of MIG welds. However, an important improvement of fatigue strength was observed, due to microstructure grain refinement, defects removal, such as porosity and lack of wetting, and stress concentration reduction due to the increase of the toe radius.

KEYWORDS: Fatigue strength, Friction stir processing, MIG welding, Aluminium alloy.

1. INTRODUCTION

The aluminium and its alloys are increasingly used for structural applications, particularly in aerospace, aeronautic, naval and automotive industries, due to their favourable characteristics, such as, the lightweight, resistance to corrosion and high mechanical properties.

The most used techniques for joining different aluminium components are MIG (Metal Inert Gas) and TIG (Tungsten Inert Gas) welding processes. However, these welding techniques can lead to different drawbacks as porosity, lack of wetting, hot cracking, strength reduction, distortion and residual stresses. The strength reduction, stress concentration and weld defects lead to global static and fatigue strength reduction in aluminium alloys welds in comparison with the base materials [1-3].

Some techniques have been applied to increase the fatigue behaviour of MIG or TIG welds such as shot

peening, re-melting, hammering and blasting. Recently, a new technique called Friction Stir Processing (FSP) arose as an alternative for improving the fatigue behaviour of MIG welds. The FSP [4, 5] is an adaptation of Friction Stir Welding process (FSW), developed by the Welding Institute (TWI) [6]. In both techniques a non-consumable rotating tool, with or without shoulder and profiled pin, penetrates in the components and advancing along a selected path, induces frictional heating and plastic deformation, thus producing recrystallized and refined microstructures. The final objective of FSP is the improvement of specific properties through the localized microstructure modification.

The main goal of this study is to apply the FSP technique for grain refinement of the microstructure, defects removal (such as porosity and lack of wetting), and the increase of the toe radius of MIG T-fillet welds, in order to improve their fatigue strength. In addition, to explain fatigue results variation, metallographic

analysis, hardness profiles and tensile strength were also determined.

2. EXPERIMENTAL DETAILS

2.1. Base material

The aluminium alloy 6082-T651 in laminated plates of 6 mm thick was used in this research. This alloy was solution heat treated at 530-550 °C and then quenched to room temperature; the T6 condition is obtained through artificial ageing at a temperature in the range of 170-200 °C. The nominal chemical composition of the alloy is given in Table 1 [7] and the mechanical properties of the plates, evaluated in a previous study [8], are shown in Table 2.

Table 1. Chemical composition of AA6082-T651 aluminium alloy (wt %) [7].

Si	Mg	Mn	Fe	Cr	Cu	Zn	Ti	Other
1.05	0.8	0.68	0.26	0.01	0.04	0.02	0.01	0.05

Table 2. Mechanical properties of AA6082-T6 aluminium alloy [8].

Tensile strength, σ_{uts} (MPa)	330
Yield strength, σ_{ys} (MPa)	307
Elongation, ϵ_r (%)	10
Hardness, Hv _{0.2}	115

2.2. MIG welding

MIG welds were performed in a SAFMIG TRI 480 welding machine, with a weld torch mounted on an automatic running tracking car and the plates fixed in a steel table. The AWS A5.10-80:ER 5356 of 1.2 mm diameter and pure argon were used as filler metal and shield gas, respectively. The joint preparation and welding parameters used are shown in figure 1 and Table 3, respectively.

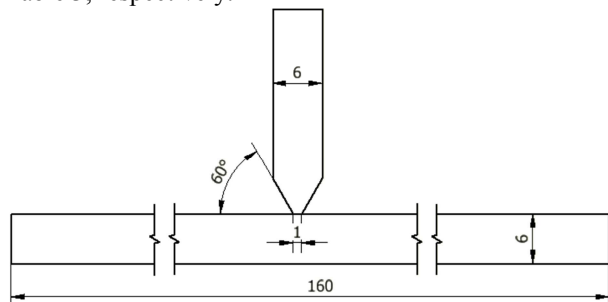


Figure 1. Joint preparation (dimensions in mm).

The T joint is formed by two plates with dimensions 333x160x6 and 336x25x6 mm welded perpendicularly to the rolling direction. One weld bead was deposited in

each side. The root of the first weld bead was cleaned using a gridding disc with 3 mm thickness before deposition of the second weld bead.

Table 3. MIG welding parameters.

Current (A)	Voltage (V)	Speed (cm/min)	Torch distance (mm)
252	23.6	50	15

2.3. Post-processing MIG welds

The FS post-processing of MIG welds was performed in a Cincinnati milling machine, clamping the welded plates to a steel table, as illustrated in figure 2. The milling machine enables control of the tool speed rotation and table feed rate, but does not allow control of the axial load.

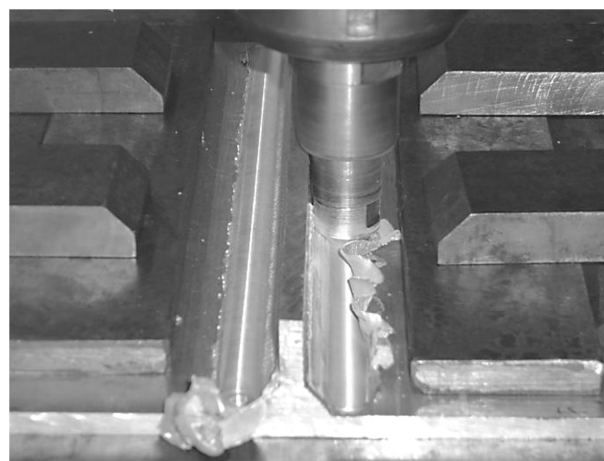


Figure 2. FS processing of the MIG T-fillet welds.

Figure 3 shows the geometry of the non-consumable tool used for post-processing MIG welded plates.

For post-processing MIG+FSP series the tool was positioned relatively to the welded plate so that the truncated cone of angle equal to 45° stays interfering about 0.5 mm with weld as shown in figure 4. Both sides of welded plates were post-processed, with the tool advancing side interfering with the weld. The burr produced by the FS process in the retreating side was removed by machining. The post-processing creates a new post-processed toe with an improved radius of about 2.3 mm.

The procedure parameters were: tool rotating speed of 1500 rpm, 170 mm/min of feed rate and a tilt angle of 2.5°.

MIG welded plates and post-processed plates were cut in slices of 20x160x6 mm perpendicularly to the weld bead for performing both tensile and fatigue tests.

Tensile specimens were also removed from parent plates.

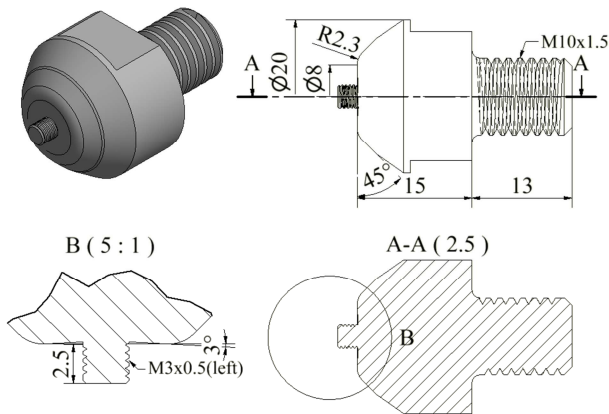


Figure 3. Geometry of the tool used for post-processing MIG welded plates (dimensions in mm).

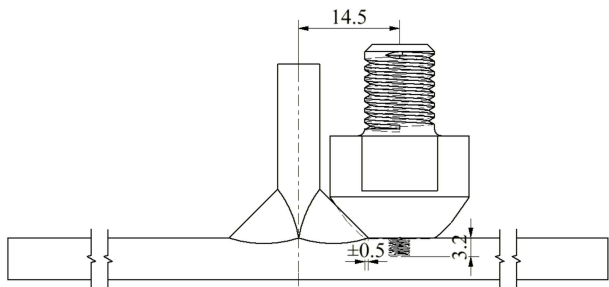


Figure 4. Schematic representation of weld/tool relative position (dimensions in mm).

Metallographic analysis was performed by using optical microscopy, in order to identify the weld microstructures. MIG and MIG+FSP samples of 8x40x6 mm were cut perpendicularly to the weld beads, prepared according to standard metallographic practice and etched with modified Poulton’s reagent.

Vickers hardness measurements were performed using a Struers Duramin hardness tester with 0.2 kg load. The distance between indentations was 0.5 mm along a line at 0.5 mm from the plate surface.

2.5. Tensile strength-testing and fatigue testing

Tensile test were carried out at room temperature in an Instron mechanical tensile/compression testing machine, model 4206, using a testing speed of 2 mm/min. The fatigue tests were carried out using an Instron hydraulic machine, loading the specimens perpendicularly to the to the weld bead direction (i.e. in the parent material rolling direction), applying a sinusoidal load wave with a frequency within the range 20-30 Hz, a stress ratio set to R=0 and stress ranges between 90 and 170 MPa. The results of fatigue tests will be presented as S-N curves, plotting the stress range against the number of cycles to failure.

3. RESULTS AND DISCUSSION

3.1. Metallographic analysis

Figures 5 and 6 present the most important zones of unprocessed and FS processed MIG welds, respectively.

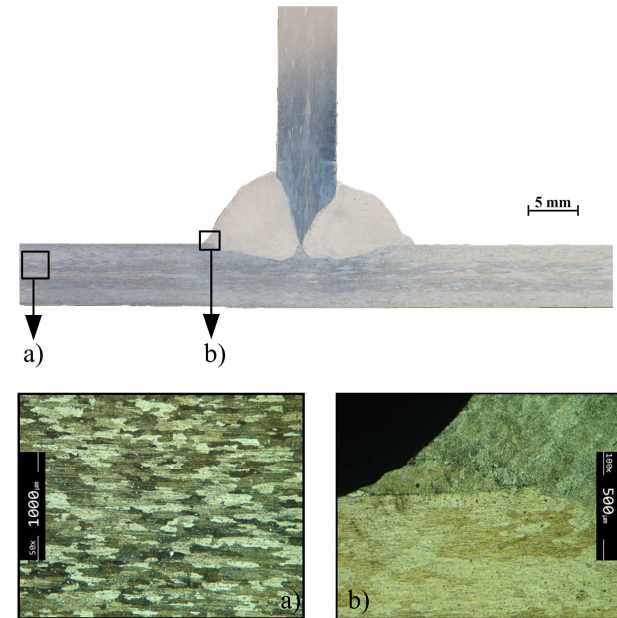


Figure 5. Metallographic analysis of MIG welds: a) base material; b) toe of weld.

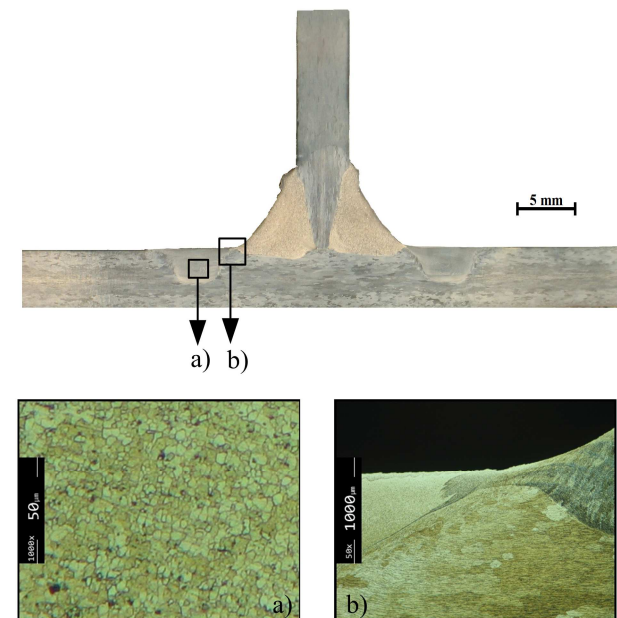


Figure 6. Metallographic analysis of the cross section of a post processed MIG weld: a) nugget zone ; b) toe of a post-processed weld.

The base material presents “pancake type” grains, as shown in figure 5a), with an average grain size of 135-150 and 80-90 μm on rolling and thickness directions, respectively, measured by Heyn linear intercept

procedure [9]. The toe of MIG weld is shown in figure 5b) where the defects mentioned previously (porosity and lack of wetting) can be observed.

The metallographic structures of MIG+FSP series are illustrated in figure 6. It can be observed that the weld defects were eliminated in post-processed toes, by comparing figure 6 b) with figure 5b). Besides, a thin refined layer is visible in figure 6b).

The nugget, figure 6a), is the zone where a large grain refinement occurs, with a grain size of 1-4 μm , obviously smaller than the grain size of the base material.

3.2. Hardness

The measured hardness profiles in the cross section of the welds, before and after FS processing, are shown in figure 7. The base material presents a hardness of about 110 $\text{HV}_{0.2}$. Besides, all the welds, unprocessed and processed, display a significant decrease of hardness in the melted (MZ), heat affected zone (HAZ), thermo-mechanically affected zone (TMAZ) and nugget (N). Hardness decreases in these zones are due to the dissolution and coarsening of strengthening precipitates, as mentioned elsewhere [10]. Figure 7 shows that the hardness of the melted zone (distance to weld centre between -9 and +9 mm), typically ranged between 65 and 75 $\text{HV}_{0.2}$. The hardness peaks observed in melted region of MIG welds are due to some re-precipitation that occurs during weld cooling.

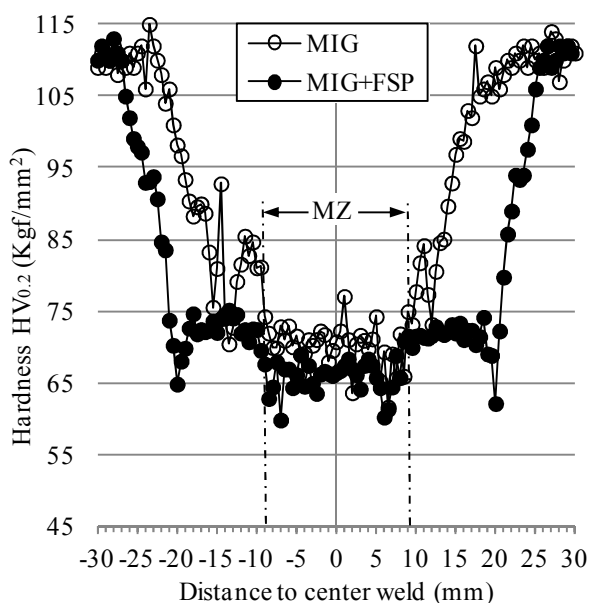


Figure 7. Hardness profiles of unprocessed (MIG series) and processed (MIG+FSP series) welds.

The post-processing does not alter the hardness of MIG welds significantly, because for this aluminium alloy the main mechanism of hardening is not the grain refinement or the plastic deformation, but the presence

of hardening precipitates, already dissolved by MIG welding. However, the aforementioned hardness peaks were removed due to the dilution of the reprecipitation during processing.

The regions showing loss of hardness are wider in FS post-processed welds than in MIG welds because post-processing was performed in the MIG weld leg of either side, as shown in figure 6, producing dissolution and coarsening of precipitates in a wider band

3.3. Tensile strength-testing

Table 4 presents the results of tensile tests of the unprocessed and processed welds. The values indicated in the table represent the average of at least three tests. The weld efficiency is defined as the relationship between the tensile strengths of the welds and the base material. All the welded specimens, unprocessed and processed, were in the undermatch condition, which means they presented weld efficiency lower than the unit, due to the dissolution or coarsening of precipitates, mentioned above. The values of yield stress in Table 4 also show that if the weld efficiency was defined in terms of yield stress, the efficiency of that welds would not exceed 0.52.

Table 4. Tensile testing results

Series	σ_{YS} (MPa)	σ_{UTS} (MPa)	ϵ_{max} (-)	Weld efficiency
MB	300	338	0.08	-
MIG	156	249	0.04	0.74
MIG+FSP	156	238	0.06	0.70

Welded specimens suffered a reduction of elongation at maximum load, due to the local reduction of mechanical strength which leads to the concentration of plastic deformation in the weakest zones, the TMAZ and HAZ.

MIG+FSP series present lower monotonic tensile strength and higher elongation at maximum load when compared with MIG series. This can be explained by the lowest hardness and consequently tensile strength of HAZ of FSP beads as well the larger width of the softened zone, as shown in Figure 7.

3.4. Fatigue strength

Figure 8 presents the fatigue results for the processed and unprocessed welded specimen series and base material, plotting the nominal stress range against the number of cycles to failure.

The decrease of fatigue strength of welded series in comparison with base material can be explained by both the decrease of mechanical strength and the notch effect due to the stress concentration at the weld toe. The S-N curve of MIG+FSP series is clearly above the S-N curve

of the MIG series, especially for long lives: for a fatigue life of 10^6 cycles an increase of 30% in the nominal stress range was reached. Therefore, a favorable effect of FS post-processing on the fatigue strength was obtained, although fatigue strength of MIG+FSP series remains well below that of the base material.

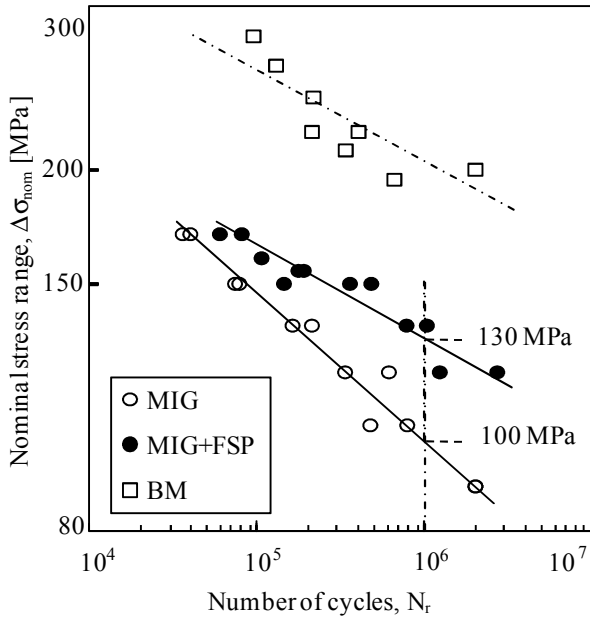


Figure 8. Results of fatigue tests: nominal stress range versus number of cycles to failure.

The increase on fatigue strength produced by the FS processing can be explained in part by the geometry modification, especially due to toe radius increase. In order to evaluate the influence of the geometry on the fatigue strength, Lawrence equation (eq. 1) for T-fillet welds [11] and Peterson equation (eq. 2) [12], were used to calculate k_t and k_f factors, respectively:

$$k_t = 1.03 + 0.27 \theta^{0.22} \times \left(\frac{\rho}{t}\right)^{-0.47} \times \left(\frac{s}{t}\right)^{0.18} \quad (1)$$

$$k_f = 1 + \frac{k_t - 1}{1 + \frac{a}{\rho}} \quad (2)$$

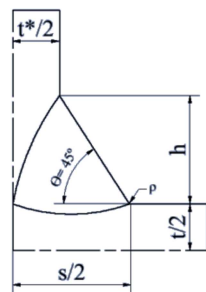


Figure 9. Variables in the calculation of k_t for a full penetration T joint [11].

where, according to figure 9, θ is the weld angle, ρ is the weld toe radius of curvature, t the thickness and s the distance toe-to-toe. k_t and k_f are the theoretical and

fatigue stress concentration factors of the welded specimens, respectively. The Peterson material constant, a , is 0.51 mm for aluminium alloys [12].

In order to calculate these parameters, the geometry of the MIG and MIG+FSP weld series was statistically analysed, using a Gauss distribution. An average angle of 47° and an average curvature radius of 0.41 mm were obtained, both measured in the foot of MIG welds. For the post-processed MIG+FSP series an average curvature radius of 2.26 mm was obtained. Table 5 summarizes the values calculated for k_t and k_f factors for MIG and MIG+FSP series.

Table 5. Static and dynamic stress concentration factors.

Series	Radius, ρ (mm)	k_t	k_f
MIG	0.41	2.28	1.56
MIG+FSP	2.26	1.52	1.42

Figure 10 presents the fatigue results for the processed and unprocessed welded specimen series and S-N mean curve of base material, plotting the local stress range against the number of cycles to failure. The local stress range at the weld toe $\Delta\sigma_{loc}$ was calculated from the nominal stress range $\Delta\sigma_{nom}$ using the equation 3:

$$\Delta\sigma_{loc} = \Delta\sigma_{nom} \cdot k_f \quad (3)$$

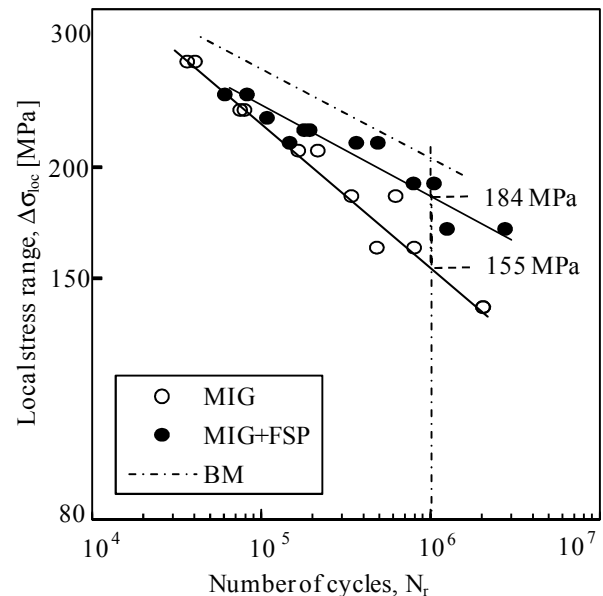


Figure 10. Results of fatigue tests: local stress range versus number of cycles to failure.

The increase of the toe radius, promoted by the FS post-processing, improves the fatigue resistance of MIG welds about 10% due to a reduction in the fatigue notch factor (k_f changes from 1.56 to 1.42). Therefore, the grain refinement of the microstructure and the removal of weld defects (porosity and lack of wetting) in the

MIG+FSP series, as can be seen in figures 11a) and 11b), further contributed to an improvement of fatigue strength at 10^6 cycles in approximately 20%.

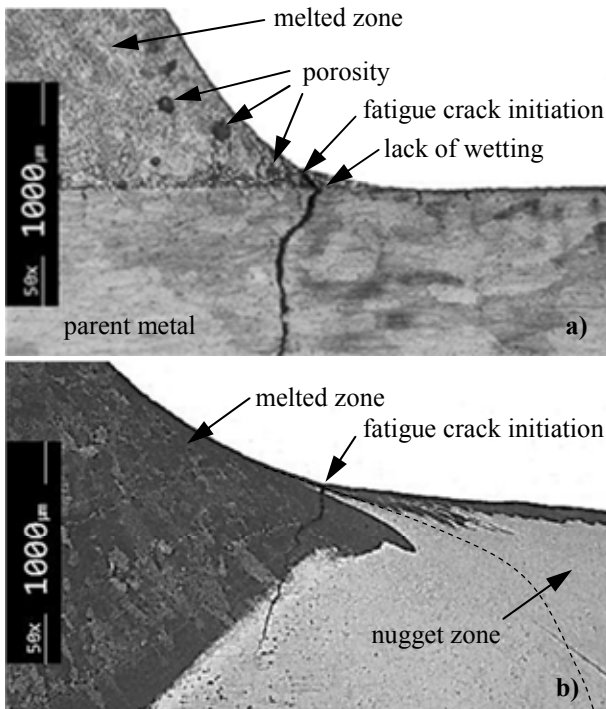


Figure 11. Crack initiation sites: a) MIG T-fillet weld toe; b) FS post-processed weld toe.

4. CONCLUSIONS

The improvement of the fatigue behaviour of MIG T-fillet welds on AA6082-T651 aluminium alloy by friction stir processing was analysed in this research.

The post processing by friction stir does not alter significantly the hardness and mechanical strength of the MIG welds.

Friction Stir Processing promotes fatigue strength improvement, due to the microstructure grain refinement, the removal of previous defects, such as porosity and lack of wetting, and stress concentration reduction due to toe radius increase.

ACKNOWLEDGEMENTS

The authors gratefully acknowledge the Portuguese Foundation for Science and Technology for funding the work reported, Project nº PTDC/EME-PME/114605/2009 co-financed by FEDER, through the Operational Factors for Competitiveness Programme of the QREN with reference COMPETE: FCOMP-01-0124-FEDER- 015165.

This research is sponsored by FEDER funds through the program COMPETE – Programa Operacional Factores de Competitividade – and by national funds through

FCT – Fundação para a Ciência e a Tecnologia, under the project PEst-C/EME/UI0285/2011.

The authors also would like to thank Thyssen Portugal - Steels and Services Ltd., Marinha Grande, for providing the friction stir processing tools heat treatments.

REFERENCES

- [1] Brandt, U., Lawrence, F.V. and Sonsino, C.M. *Fatigue crack initiation and growth in AlMg4.5Mn butt weldments*, 2001, *Fatigue Fract Engng Mater Struct*, pp. 117–126.
- [2] Sanders Jr., W.W. and Lawrence Jr., F.V., *Fatigue behaviour of aluminium alloy weldments*, ASTM STP 648. American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA, pp. 22, 1978.
- [3] Costa, J.D., Ferreira, J.A.M., Borrego, L.P., Abreu, L.P., *Fatigue behaviour of AA6082 friction stir welds under variable loadings*. *Int J Fatigue*, pp. 37:8-16, 2012.
- [4] Arbogast, W.J. and Hartley, P.J., U.S. Patent No. 6,230,957, May 15, 2001.
- [5] Mishra, R.S. and Ma, Z.Y., *Friction stir welding and processing*, *Mater Sci Eng*, pp.1– 78, 2005.
- [6] Thomas, W.M., Nicholas, E.D., Needham, J.C., Murch M.G. and Dawes C.J., G.B. Patent Application No. 9125978.8, 1991.
- [7] Borrego, L.P., Abreu, L.M., Costa, J.M. and Ferreira, J.M., *Analysis of low cycle fatigue in AlMgSi aluminium alloys*, *Engineering Failure Analysis*, Vol. 11 No. 5, pp. 715-25, 2004.
- [8] Costa, J.D., Ferreira, J.A.M., Borrego, L.P. and Abreu, L.P., *Fatigue behaviour of AA6082 friction stir welds under variable loadings*, *International Journal of Structural Integrity*, pp.122-134, 2011.
- [9] ASTM - *American Society for Testing and Materials. Standard Test Methods for Determining Average Grain Size*; Designation: E 112 – 96e², 2003.
- [10] Leal, R.M. and Loureiro, A., *Microstructure and mechanical properties of friction stir welds in aluminium alloys 2024-T3, 5083-O and 6063-T6*. *Materials Science Forum*, pp. 697-701, 2006.
- [11] Yung, J.Y., Lawrence, F.V., *Analytical and Graphical aids for the fatigue design of weldments*. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, pp. 223-241, 1985.
- [12] Peterson, R.E., *Analytical Approach to Stress Concentration Effect in Aircraft Materials*, U.S. Air Force-WADC Symposium on Fatigue of Metals, Technical Report 59-507, Dayton, Ohio, pp. 273-, 1959.

ANÁLISIS DE LA INFLUENCIA DE LA TOPOGRAFÍA SUPERFICIAL GENERADA POR EL MECANIZADO SOBRE LA VIDA A FATIGA

A. Madariaga^{1,*}, P. J. Arrazola¹, J. A. Esnaola¹, M. Ezkurra¹, I. Torca¹

¹ Escuela Politécnica Superior, Mondragon Unibertsitatea.
Loramendi 4, 20500, Arrasate-Mondragon, Gipuzkoa, España.
^{*}E-mail: amadariaga@mondragon.edu

RESUMEN

Frecuentemente, las operaciones de mecanizado se realizan en una de las etapas finales de la fabricación del producto condicionando la integridad superficial de la pieza final y repercutiendo sobre la vida a fatiga del componente. El objetivo principal del presente trabajo es analizar la influencia de los parámetros de mecanizado sobre la topografía superficial y correlacionarlos con la vida a fatiga del componente.

En primer lugar, se han desarrollado teóricamente los modelos de concentración de tensiones K_t propuestos por Neuber y Arola-Ramulu en función del radio de punta de la herramienta (r_n) y avance por vuelta (f). Posteriormente, se ha analizado cómo varía la vida a fatiga de un acero perlítico tras un proceso de torneado para r_n (0,8-4 mm) y f (0,15-0,8 mm/rev). Se ha observado que la resistencia a fatiga disminuye al aumentar el ratio f/r_n y que el modelo propuesto por Neuber es mucho más conservador.

ABSTRACT

Frequently, machining operations are performed at the end of the manufacturing processes of the product affecting the surface integrity of the final product and thus influencing on its fatigue life. The main goal of the present work is analysing the influence of the machining parameters on the surface topography and relating them with the fatigue life of the component.

First of all, the stress concentration factor K_t models proposed by Neuber and Arola-Ramulu have been theoretically developed by means of the tool nose radius (r_n) and feed-rate (f). Then fatigue life changes on a perlitic steel turned with different r_n (0,8-4 mm) at various f (0.15-0,8 mm/rev) have been studied. It has been observed that fatigue strength reduces when increasing f/r_n ratio and that the model proposed by Neuber is more conservative.

PALABRAS CLAVE: Fatiga, Modelos de predicción, Integridad superficial.

1. INTRODUCCIÓN

En la fabricación de un componente, desde la recepción de la materia prima hasta la ejecución de la última operación, suelen emplearse por lo general más de un proceso de fabricación. Cada uno de estos procesos de fabricación produce alteraciones en el material (cambios microestructurales, topografía superficial, generación de tensiones residuales...), de forma que las propiedades mecánicas del componente final pueden diferir de las propiedades del material de partida. En el caso particular del comportamiento a fatiga de un componente, el estado final de las capas superficiales y sub-superficiales (también definido como integridad superficial) es crucial a la hora de estimar la vida.

Concretamente, las operaciones de acabado de mecanizado suelen ejecutarse al final de la cadena de producción. Por lo tanto, estas operaciones toman un papel relevante en la generación de la integridad superficial final del componente y, en consecuencia, en el comportamiento final del componente.

Ya desde los comienzos de las investigaciones en torno a la fatiga mecánica, se ha considerado que los procesos de mecanizado afectan a la vida a fatiga del componente. Tradicionalmente, y sobre todo desde un punto de vista ingenieril, se han empleado coeficientes de reducción de la vida a fatiga en función de la resistencia del material y el proceso empleado (figura 1). Sin embargo, estos procedimientos son muy

generalistas y no contemplan la influencia de las múltiples variables que intervienen en el proceso de mecanizado: geometría y material de herramienta, condiciones de corte, empleo de refrigerante... Además, con el fin de mejorar el proceso de mecanizado, resulta interesante comprender cómo influyen en la vida a fatiga las distintas alteraciones generadas por el mecanizado: topografía superficial, tensiones residuales, defectos microestructurales, etc.

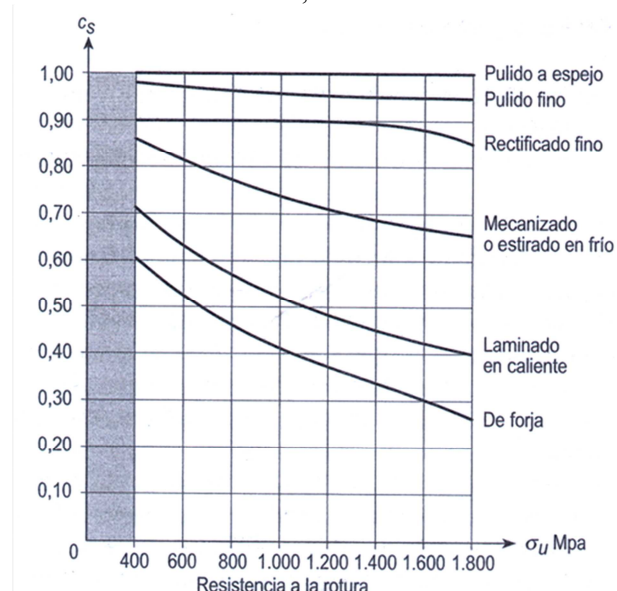


Figura 1. Coeficientes de reducción de la vida a fatiga en función del proceso y resistencia del material [1].

Novovic *et al.* [1] realizaron una extensa revisión bibliográfica del efecto del mecanizado y la topografía superficial generada sobre la vida a fatiga de distintos materiales. En el estudio se encontraron algunas tendencias contrapuestas a la hora de correlacionar la rugosidad superficial con la vida a fatiga. La mayoría de trabajos indican que una menor rugosidad aumenta la vida a fatiga. Para valores del parámetro rugosidad media (R_a) en el rango de 2,5 a 5 μm , la influencia de las tensiones residuales y defectos microestructurales es más relevante que el de la topografía superficial. Sin embargo, ante la ausencia de tensiones residuales, valores de R_a superiores a 0,1 μm tienen una elevada influencia sobre la vida a fatiga.

Los parámetros estándares habituales empleados para determinar la rugosidad superficial no siempre se pueden utilizar como medidas fiables para determinar la reducción de la vida a fatiga [3]. Por ejemplo, tal y como se puede observar en la figura 2, donde ambas superficies tienen los mismos parámetros de rugosidad media (R_a), altura pico-valor (R_y) y rugosidad 10 puntos (R_z), la forma en diente de sierra reduce en mayor medida la vida a fatiga debido al menor radio ρ en el fondo del valle del perfil generado. Una de las vías adoptadas para solucionar este problema ha sido relacionar la resistencia a fatiga y la topografía superficial a través del factor de concentración de tensiones K_t .

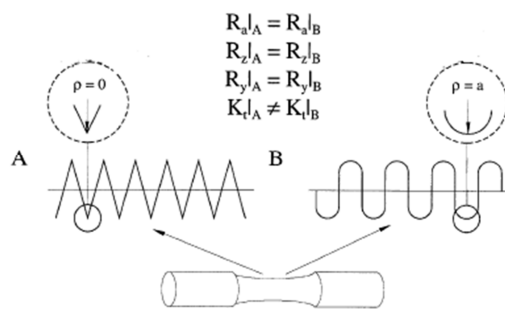


Figura 2. Comparativa de superficies ideales en forma de diente de sierra y sinusoidal [3].

Neuber en 1958 [4], consideró que la superficie rugosa debía tratarse como múltiples entallas adyacentes y no como una única entalla aislada. Propuso la expresión semiempírica (1) teniendo en cuenta el parámetro R_z y el radio de curvatura ρ del fondo del valle. El estado tensional se tiene en cuenta a través del parámetro n ($n=1$ para cortadura y $n=2$ para tracción) y λ representa el ratio entre la separación de picos y altura de las irregularidades. Debido a la dificultad de estimar λ en la práctica se toma $\lambda=1$ como valor apropiado.

$$K_t = 1 + n \sqrt{\lambda \frac{R_z}{\rho}} \tag{1}$$

Recientemente Arola y Ramulu [3] han propuesto otra expresión para definir el factor de concentración de tensiones impuesto por la topografía superficial. En este caso, tal y como se muestra en la ecuación (2), el factor de concentración de tensiones efectivo (\bar{K}_t) se define a través de los parámetros de rugosidad R_a , R_y , R_z , radio de curvatura medio de los valles $\bar{\rho}$, y n definido de la misma forma que en la expresión establecida por Neuber.

$$\bar{K}_t = 1 + n \left(\frac{R_a}{\bar{\rho}} \right) \left(\frac{R_y}{R_z} \right) \tag{2}$$

Tras obtener el factor de concentración de tensiones, el factor de entalla a fatiga (K_f) puede obtenerse empleando las expresiones (3), (4) y (5) [4]:

$$\bar{K}_f = 1 + q (\bar{K}_t - 1) \tag{3}$$

$$q = \frac{1}{(1 + \gamma / \bar{\rho})} \tag{4}$$

$$\gamma = 0,025 \left(\frac{2070 \text{MPa}}{\sigma_u} \right)^{1,8} \text{ mm} \tag{5}$$

Otros autores, en lugar de utilizar las expresiones semiempíricas descritas en los párrafos anteriores han propuesto metodologías para incorporar las topografías

superficiales medidas a un programa de elementos finitos y estimar la vida a fatiga de una forma más realista [5, 6].

Todos los procedimientos descritos en la bibliografía están basados en la medición de los parámetros de la topografía superficial y, después, utilizarlos en expresiones semiempíricas o aplicarlos en programas de elementos finitos. Sin embargo, de cara a comprender mejor la influencia de la topografía generada por el proceso de mecanizado, sería interesante describir estas expresiones en función de los parámetros de mecanizado, como pueden ser la geometría de herramienta o condiciones de corte.

El objetivo principal de este trabajo de investigación es desarrollar de forma teórica las expresiones de factor de concentración de tensiones de Neuber y Arola-Ramulu en función de las principales variables de mecanizado. Posteriormente, las expresiones obtenidas se aplicarán a un acero perlítico con el fin de analizar la influencia de la rugosidad generada por las variables de mecanizado y evaluar ambos modelos de concentración de tensiones.

2. DESARROLLO TEÓRICO

A partir del procedimiento descrito por Qu y Shih [7], considerando que la punta de la herramienta se aproxima a una curva elíptica, el perfil teórico de la superficie mecanizada se puede observar en la figura 4. La distancia entre picos viene dada por el avance por vuelta (f). De esta forma se pueden expresar los parámetros de rugosidad R_a , R_y y R_z , y el radio del valle ρ , en función de la geometría de la herramienta (cotas $a=r_n$ y $b=r_n$ radio de punta de la herramienta) y el avance por vuelta (f):

$$R_a \approx \frac{4}{9\sqrt{3}} \left(r_n - \sqrt{r_n^2 - \frac{f^2}{4}} \right) \quad (6)$$

$$R_y = r_n - \sqrt{r_n^2 - \frac{f^2}{4}} \quad (7)$$

$$R_z = r_n - \sqrt{r_n^2 - \frac{f^2}{4}} \quad (8)$$

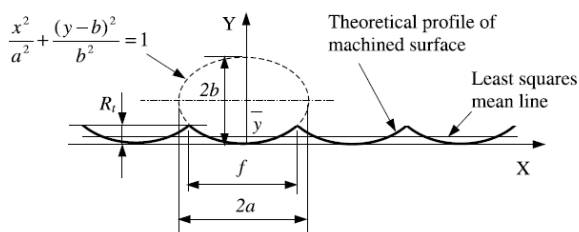


Figura 4. Superficie teórica generada a través de arcos elípticos [7].

Substituyendo las expresiones (6), (7) y (8) en las expresiones (2) y (3) se obtienen los factores de concentración de tensiones propuestos por Neuber (9) y Arola-Ramulu (10) en función del radio de punta de la herramienta y el avance por vuelta:

$$\bar{K}_t = 1 + n \sqrt{\left(1 - \sqrt{1 - \frac{f^2}{4r_n^2}} \right)} \quad (9)$$

$$\bar{K}_t = 1 + n \frac{4}{9\sqrt{3}} \left(1 - \sqrt{1 - \frac{f^2}{4r_n^2}} \right) \quad (10)$$

En la figura 5 se comparan gráficamente las dos expresiones del factor de concentración de tensiones bajo cargas de tracción. Tal y como se puede observar el factor de concentración de tensiones aumenta con el ratio f/r_n , es decir, al aumentar el avance o disminuir el radio de punta de la herramienta. El factor de concentración de tensiones propuesto por Arola-Ramulu prácticamente se mantiene por debajo de 1,1 para $f/r_n < 1$. Sin embargo la expresión planteada por Neuber es mucho más conservadora, y su valor crece considerablemente al aumentar el ratio f/r_n .

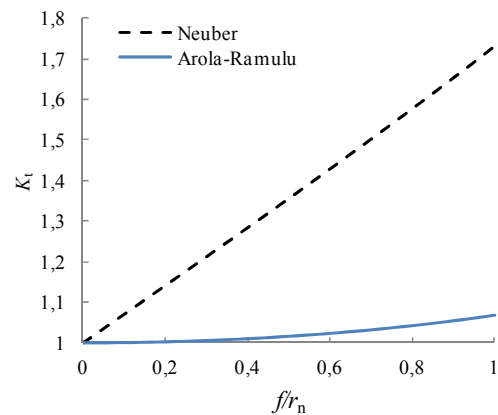


Figura 5. Factor de concentración de tensiones ante cargas de tracción en función del ratio f/r_n .

3. CASO PRÁCTICO

3.1. Material seleccionado

El material seleccionado para el estudio de la influencia de la rugosidad sobre la vida a fatiga es un acero forjado perlítico según norma DIN EN 10267. Las propiedades mecánicas del material suministradas por el proveedor del material se muestran en la tabla 1.

Tabla 1. Propiedades mecánicas de la aleación según norma DIN EN 10267.

Límite elástico (MPa)	Límite de rotura (MPa)	Módulo de Young (GPa)
647	921	210

3.2. Caracterización a fatiga uniaxial

El acero perlítico seleccionado para el presente trabajo de investigación se ha caracterizado a fatiga uniaxial. Tanto la preparación de las probetas como los ensayos de fatiga se han realizado conforme a la norma ASTM E466-96. La geometría de las probetas empleadas en los ensayos se muestra en la figura 6. Los ensayos de fatiga en control por carga se han llevado a cabo en una máquina servohidráulica MTS 819. Concretamente, se han empleado distintos niveles de carga sinusoidal de 5 Hz a $R = -1$, ejecutando al menos dos repeticiones por cada nivel de carga. La rotura total de la probeta se ha considerado como criterio de fallo.

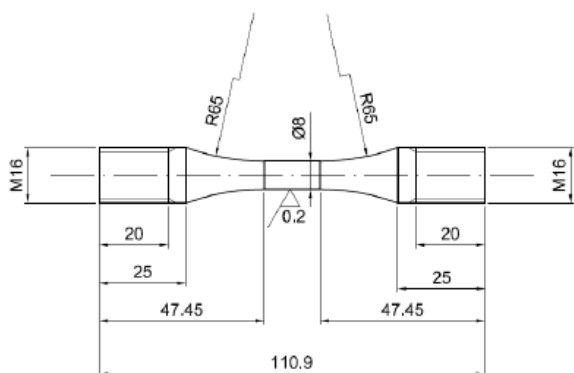


Figura 6. Geometría de las probetas empleadas en los ensayos de caracterización a fatiga uniaxial.

Los resultados de los ensayos de caracterización uniaxial a fatiga se muestran en la figura 7. El límite de fatiga de la material, vida superior a 2 millones de ciclos, se ha establecido para una tensión alterna de 400 MPa. Por otro lado, los datos experimentales se han tratado para obtener la ecuación de Basquin, $\sigma_a = \sigma'_f (2N_f)^b$, determinando que $\sigma'_f = 1091,2$ (MPa) y $b = -0,0619$. En la figura 7 se puede observar la curva representada mediante la ecuación de Basquin.

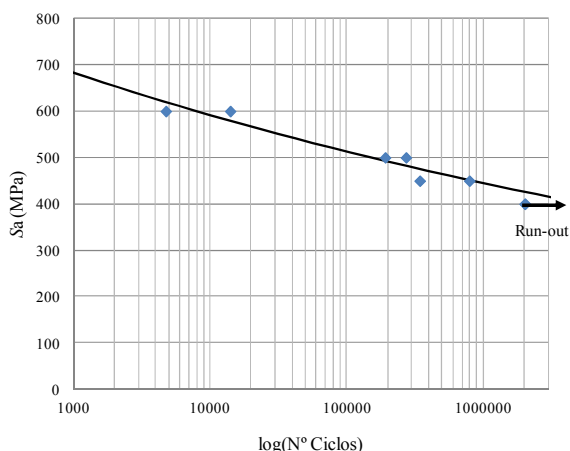


Figura 7. Geometría de las probetas empleadas en los ensayos de caracterización a fatiga uniaxial.

3.3. Parámetros de mecanizado

Tal y como se ha explicado en el apartado 2, el factor de concentración de tensiones correspondiente a una superficie mecanizada depende de dos variables principales: el avance por vuelta f y el radio de punta de la herramienta r_n . Para analizar la influencia de estas dos variables se han seleccionado radios de punta de 0,8 y 4 mm y avances de 0,15 a 0,8 mm/rev. Estos valores se emplean en la práctica en operaciones de acabado y semidesbaste en torneado.

4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

En la figura 8 se muestran los valores de rugosidad R_a y R_z para las condiciones de mecanizado y geometrías de herramienta seleccionadas, valores que crecen cuadráticamente con el avance. La rugosidad R_a y R_z son ≈ 5 veces menores para herramientas de radio de punta 4 mm (el radio de punta de la herramienta es 5 veces mayor), proporción que aumenta ligeramente con el avance.

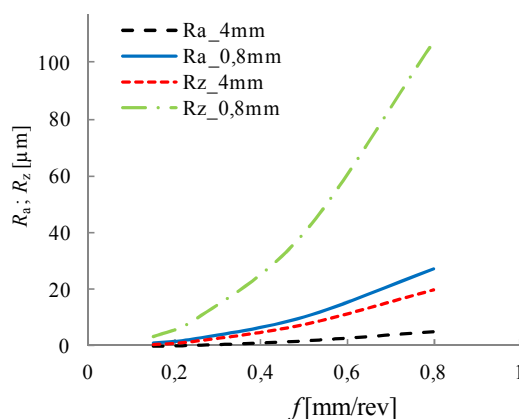


Figura 8. Valores teóricos de la rugosidad R_a y R_z en función de r_n y f .

En la figura 9 se muestra el factor de entalla a fatiga K_f bajo cargas de tracción para las propuestas de Neuber y Arola-Ramulu en función de r_n y f . Empleando la propuesta de Arola-Ramulu K_f prácticamente es 1 para radios de punta de herramienta de 4 mm, e inferior a 1,07 para los radios de 0,8 mm. Sin embargo, a través del modelo de Neuber y para radios de 4 mm se obtienen valores de K_f entre 2,5% y 13,5% superiores a los propuestos por Arola-Ramulu. Esta diferencia es aún más notable cuando se emplean radios de 0,8 mm, siendo entre 11% y 55% superior el valor de K_f .

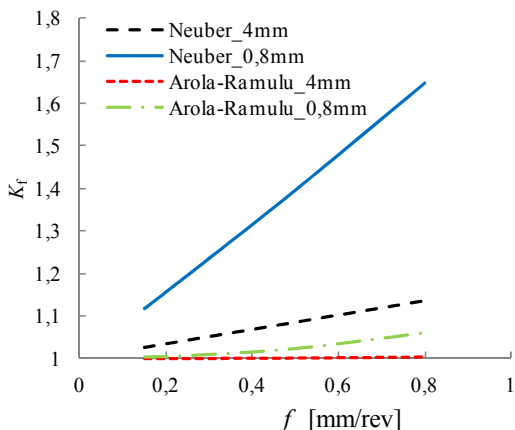


Figura 9. Factor de entalla a fatiga en función de r_n y f .

En la figura 10 se puede observar la reducción de la resistencia a fatiga en función de r_n y f . Aplicando el modelo de Arola-Ramulu, la resistencia a fatiga apenas se ve influenciada al emplear radios de punta de herramienta de 4 mm, y disminuye 23 MPa (5,7%) cuando se emplean radios de 0,8 mm y avances de 0,8 mm/rev. Empleando el modelo propuesto por Neuber la resistencia a fatiga se reduce en mayor, y en el peor de los casos, $r_n=0,8$ mm y $f=0,8$ mm/rev, esta reducción es de 157 MPa (39,5%).

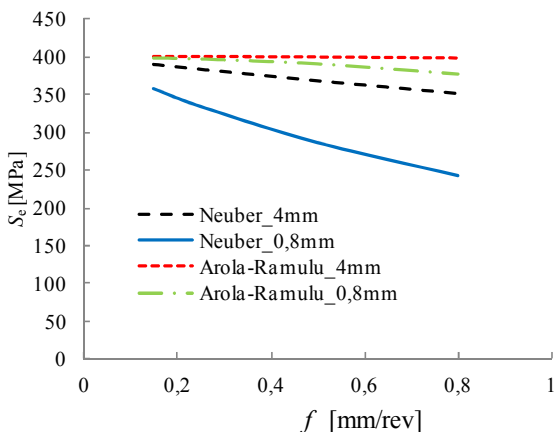


Figura 10. Resistencia a fatiga en función de r_n y f .

A través de la ecuación de Basquin obtenida en el apartado 3.2, y teniendo en cuenta el factor de entalla a fatiga, se han calculado la vida de componentes mecanizados con distintos radios de punta y avance por vuelta. En la figura 11 se han representado las curvas tensión alterna-vida en escala semilogarítmica (S_a - $\log N_f$) para el material base, y las combinaciones más críticas que corresponden a los avances de 8 mm/rev. Tal y como se observa en la figura, el modelo de predicción de Neuber es mucho más conservador. El modelo de Arola-Ramulu estima vidas similares a las del material base cuando se emplean herramientas de radio de punta de 4 mm y vidas ligeramente inferiores cuando se emplean radios de punta de 0,8 mm.

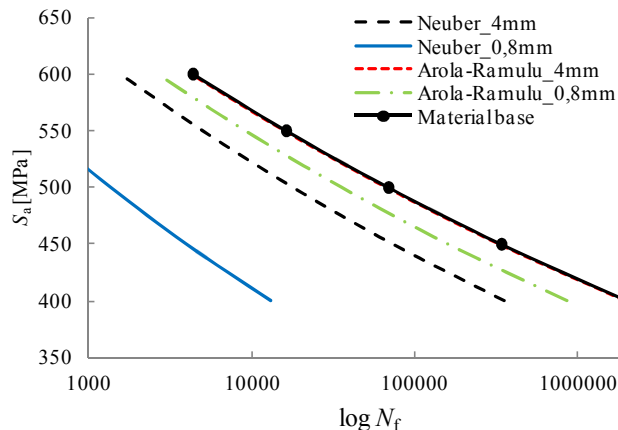


Figura 11. Curvas tensión-vida para el material base y $f=0,8$ mm.

En la figura 12 se ha graficado la reducción de la vida a fatiga de los componentes mecanizados para distintas cargas alternas y en función del ratio f/r_n . Se observa que la reducción de la vida a fatiga crece al aumentar el ratio f/r_n . Cuando las vidas se estiman en base al modelo de Arola-Ramulu, la reducción de la vida es inapreciable para $f/r_n < 0,2$, pero cuando $f/r_n = 1$ la reducción es del 57% cuando se aplican cargas alternas de 400 MPa y de 39% con cargas de 600 MPa. Cuando las vidas se estiman en base al modelo de Neuber, la reducción de la vida es del 20% para $f/r_n = 0,04$, pero cuando $f/r_n > 0,2$ la reducción es superior al 60%. En este caso también se observa que la reducción de la vida es menor a mayores cargas cuando se emplea el mismo ratio f/r_n .

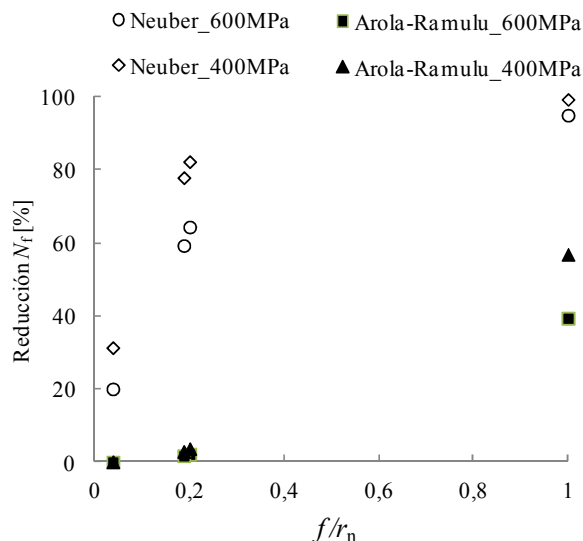


Figura 12. Reducción de la vida a fatiga en función del ratio f/r_n .

Tal y como se ha comentado en este apartado, el modelo propuesto por Neuber es notablemente más conservador que el modelo propuesto por Arola-Ramulu. Arola y Williams compararon ambos modelos de predicción con ensayos experimentales de fatiga sobre probetas de AISI 4130 mecanizadas en corte por agua, obteniendo con el

modelo de Arola-Ramulu errores menores del 2% [3]. Sin embargo, sería conveniente ensayar a fatiga probetas mecanizadas mediante distintas operaciones y parámetros antes de decidir la idoneidad de un modelo u otro.

5. CONCLUSIONES

Las conclusiones principales que se extraen del presente trabajo son las siguientes:

- A través de un modelo geométrico se han obtenido las expresiones del factor de concentración de tensiones K_t de superficies mecanizadas tanto para el modelo de Neuber como el de Arola-Ramulu. El factor de concentración de tensiones en ambos modelos depende del ratio f/r_n . Es decir, K_t aumenta al mecanizar con herramientas de menor radio de punta o con mayores avances por vuelta.
- Se han aplicado ambos modelos para determinar la resistencia a fatiga de un acero perlítico. El modelo propuesto por Neuber es mucho más conservador, llegando a reducir la resistencia a fatiga en un 39,5% para $f/r_n = 1$, mientras que Arola-Ramulu reduce en un 5,7% para el mismo ratio.
- Se ha comparado la reducción de la vida a fatiga para distintos niveles de carga y ratio f/r_n . El modelo propuesto por Arola-Ramulu prácticamente no reduce la vida a fatiga para $f/r_n \leq 0,2$, mientras que el modelo propuesto por Neuber ya para $f/r_n = 0,2$ estima una reducción superior al 60%.
- En principio, parece que el modelo de Neuber es extremadamente conservador para determinar la vida a fatiga de componentes mecanizados; sin embargo es conveniente realizar más ensayos experimentales antes de seleccionar un modelo u otro.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al Gobierno Vasco por financiar el trabajo realizado a través del proyecto de Investigación Básica y Aplicada METINCOX.

REFERENCIAS

- [1] Aviles, R., Análisis de fatiga en máquinas. Editoriales Paraninfo, 2005.
- [2] Novovic, D., Dewes, R.C., Aspinwall, D.K., Voice, W., Bowen, P., The effect of machined topography and integrity on fatigue life. International Journal of Machine Tools & Manufacture, vol. 44, pp. 125-134, 2004.

[3] Arola, D., Williams, C.L., Estimating the fatigue stress concentration factor of machined surfaces. International Journal of Fatigue, vol. 24, pp. 923-930, 2002.

[4] Peterson, R.E., Stress Concentration Factors. John Wiley and Sons, 1974.

[5] As, S.K., Skallerud, B., Tveiten B.W., Surface roughness characterization for fatigue life predictions using finite element analysis. International Journal of Fatigue, vol. 30, pp. 2200-2209, 2008.

[6] Mabru, C., Suraratachai, M., Limido, J., Chieragatti, R., Modelling the influence of machined surface roughness on the fatigue life of aluminium alloy. International Journal of Fatigue, vol. 30, pp. 2119-2126, 2008.

[7] Qu, J., Shih, A., Analytical Surface Roughness Parameters of a Theoretical Profile Consisting of Elliptical Arcs. Machining Science and Technology, vol. 2, pp. 281-294, 2003.

ESTUDIO DEL CRECIMIENTO DE GRIETAS MICROESTRUCTURALMENTE PEQUEÑAS EN ALUMINIO COMERCIALMENTE PURO

P. Lorenzino¹, L. Bermejo¹, A. Navarro^{1,*}

¹ Escuela Técnica Superior de Ingeniería, Universidad de Sevilla. Avenida Camino de los Descubrimientos s/n, 41092, Sevilla, España.

* E-mail: navarro@us.es

RESUMEN

Este trabajo presenta una técnica experimental mediante la cual es posible observar a simple vista las interacciones de grietas pequeñas con las barreras microestructurales. El procedimiento consiste en la aplicación de una serie de tratamientos térmicos y mecánicos a una aleación de aluminio Al1050 que permiten la obtención de una microestructura con tamaño de grano del orden del centímetro. Las variaciones de la velocidad de crecimiento de grieta debido a la interacción con la microestructura, así como el ángulo de inclinación y giro del plano de la grieta en los bordes de grano o el anclaje o la ramificación de las mismas, pueden ser observados sin requerir el uso de ninguna técnica de microscopía.

También fue posible evaluar la variación de estos parámetros en función del tamaño de grano. El comportamiento de estas grietas microestructuralmente pequeñas es similar al observado en otros trabajos experimentales, en los que se trabajan con especímenes y microestructuras de mucho menor tamaño. Se pone en manifiesto la importancia del tamaño de grano en la cinética de propagación de las grietas.

ABSTRACT

In the present paper, interactions between the crack and microstructural barriers, and its consequent non-uniform propagation kinetics are observed without the assistance of any microscopy technique. This experimental technique consist in increasing the grain size of Al1050 Aluminum alloy until the centimeter scale by applying a series of mechanical and heat treatments. Once the thermomechanical treatment is done and the microstructure is obtained, a circular notch is created in each specimen, and the samples are subjected to mode I fatigue loading. The fluctuating crack growth rate while interacting with microstructural barriers as well as the twist and tilt angles of the crack-plane deflection at a GB or the short crack arrest or branching can be easily observed with the naked eye.

It was also possible to evaluate the variation of these parameters as a function of the grain size. This method provides an easy way to study the microstructure effect as well as the fatigue limit of notched components with a ratio of notch size to grain size much smaller than those reported in the literature. The importance of grain size on the kinetics of crack propagation is underlined.

PALABRAS CLAVE: Fatiga, Propagación de microgrietas, Barrera microestructural.

1. INTRODUCCIÓN

En muchas aplicaciones industriales los componentes estructurales se encuentran sometidos a cargas cíclicas cercanas al límite de fatiga del material. En este caso la vida a fatiga se encuentra determinada por la iniciación y propagación de grietas microestructuralmente pequeñas. Debido a la fuerte interacción entre dichas grietas y las barreras microestructurales del material (inclusiones, bordes de grano, etc.) presentan una

cinética de propagación no uniforme, en comparación con la velocidad de crecimiento de grietas grandes. Existen en la actualidad varias teorías que describen este comportamiento [1, 2]. La mayoría basados en los trabajos de Bilby, Cottrell y Swinden [3] El objetivo de este trabajo consiste desarrollar una técnica experimental simple que permita en caracterizar el comportamiento de microgrietas creciendo por fatiga desde una entalla circular y bajo cargas axiales. El aspecto novedoso del presente estudio consiste en la

realización de ensayos en los que se emplean probetas con tamaño de grano en el orden del centímetro y a través de los cuales posible evaluar la influencia de la microestructura con la ayuda de cámaras tipo USB de baja magnificación.

La motivación original de este trabajo fue la necesidad de realizar ensayos de fatiga en componentes con concentradores de tensión, donde el tamaño de la entalla sea comparable o incluso más pequeño que el diámetro de grano del material (metal). Esta necesidad surgió en el curso de una larga investigación [4-10] sobre modelos para el cálculo de límites de fatiga en componentes entallados. La mayor parte de los procedimientos propuestos en la literatura (índice de sensibilidad a la entalla [11, 12], concepto de distancia crítica [13, 15], los modelos microestructurales mencionadas anteriormente, etc), proporcionan respuestas que son muy similares cuando el tamaño de la entalla es mucho más grande que el tamaño de grano microestructural. Sin embargo, cuando el tamaño de la entalla se reduce con respecto al tamaño de grano, comienzan a surgir diferencias entre las distintas teorías. Estas diferencias se espera que sean significativas cuando la entalla es suficientemente menor que el tamaño de grano y, por tanto realizar ensayos para determinar los límites de fatiga en esta región permitiría discriminar entre las diferentes teorías. Pero, por supuesto, hacer entallas más pequeñas que la microestructura de los materiales normales, con tamaños de grano típicos de unas pocas decenas de micras, no es una tarea fácil y por lo tanto se buscaron otras alternativas.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.1. Tratamiento termomecánico

A partir de los trabajos realizados por el grupo de investigación de la Universidad de Sevilla [16], se ha comprobado la posibilidad de conseguir hacer crecer suficientemente el tamaño de grano en chapas de aluminio comercialmente puro mediante una combinación de dos tratamientos térmicos y una deformación en frío intermedia. El proceso es suficientemente simple y controlable obteniendo resultados muy poco dispersos. Se trabaja con aluminio 1050 Puraltok 99,5-H24 de la compañía Alu-Stock s.a., provisto en chapas de 4,0 mm de espesor. Composición química: Al: 99,56; Cu: 0,08; Fe: 0,2; Si: 0,1. Las chapas de aluminio se cortan en pletinas de 45x300 mm en sentido paralelo a la dirección de laminación. Para los tratamientos térmicos se utiliza un horno tubular marca Carbolite modelo 215GHA12.

La finalidad del primer tratamiento térmico es obtener una estructura equiaxial y libre de deformación; se probaron diversos tratamientos, cambiando la temperatura de recristalización, la velocidad de calentamiento y el intervalo a temperatura constante. Luego de observar las microestructuras obtenidas se optó por una rampa de calentamiento de 2,6°C/min desde temperatura ambiente hasta 550°C. Mantener la

temperatura constante durante 5 horas y posterior enfriamiento en aire. Si aumenta el tiempo de permanencia a temperatura se produce un mayor crecimiento de los granos superficiales respecto a los del interior y este gradiente en el tamaño de grano a lo largo del espesor de la probeta provoca que en la siguiente etapa (tratamiento mecánico) la deformación sea no uniforme a lo largo del espesor. A continuación se realiza la deformación en frío en una máquina de ensayos MTS 810. El grado de deformación aplicado en esta etapa es la variable determinante del tamaño de grano resultante luego de la segunda recristalización. Se eligieron los siguientes porcentajes de deformación: 0-8-11-14-18%. Este tratamiento se realiza en una máquina de ensayos MTS 810 controlando por deformación. El valor de 0% corresponde al material al que sólo se le realiza la primer recristalización. La tercer etapa consiste en una rampa de temperatura de T_{amb} hasta $T=550\text{ }^{\circ}\text{C}$ de 2,6 °C/min; mantener la temperatura constante durante 15 horas para luego aumentar nuevamente la temperatura hasta 575 °C y mantener durante 1 hora. Finalmente se enfría en aire. En esta etapa se forman los nuevos cristales que crecen a expensas de los antiguos. El tamaño final obtenido depende esencialmente del nivel de deformación plástica introducido.

La figura 1 muestra un ejemplo de las microestructuras que es posible obtener y el correspondiente nivel de deformación total aplicado.

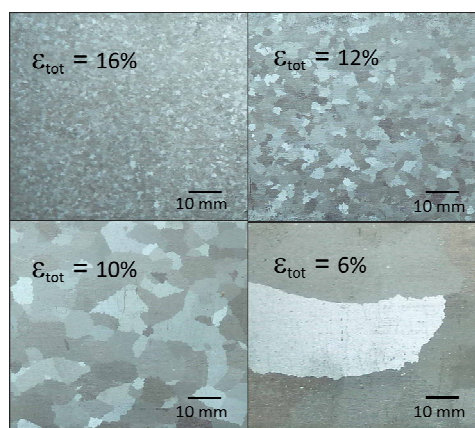


Figura 1. Microestructura obtenida en función de la deformación aplicada.

2.2. Tamaño de grano

La medición del tamaño de grano se realiza según norma ASTM E112, utilizando el software Simagis Live y mediante el procedimiento detallado en [16]. Los valores de tamaño de grano obtenidos se detallan en la tabla 1

Tabla 1. Tamaño de grano obtenido para cada tratamiento termomecánico

Deformación Aplicada [%]	Tamaño de grano [mm]
0	0,066
18	0,394
14	1,41
11	3,46
8	9,74

2.3. Máquina de ensayos

Para realizar los ensayos de fatiga se utilizó una máquina de resonancia RUMUL Testronic 100 kN. Todos los ensayos se llevaron a cabo controlado por carga, con $R=0,1$ (pull-pull) y con tensiones máximas entre 45 y 95 MPa. Las frecuencias de resonancia para estas condiciones de carga y geometría de especímenes utilizados se encuentran entre 75 y 90 Hz. Como esta máquina no posee extensómetro para monitorizar la deformación, también se realizaron ensayos en la máquina de ensayos MTS810, midiendo la deformación cíclica y de este modo asegurar que el ensayo se realiza en régimen elástico.

La propagación de grietas involucra una disminución en la sección transversal del espécimen, siendo apreciable un descenso de la frecuencia de resonancia de ensayo. Luego de realizar varios ensayos de prueba, se establece como criterio de fallo una disminución de frecuencia de 0,7 Hz. Si este límite de caída de frecuencia es mayor, se produce el fallo del material, separándose rápidamente las caras de la grieta y deformando plásticamente la sección remanente, dificultando el análisis post mortem.

2.4. Seguimiento de grieta

Con el fin de poder observar la cinética de propagación de grieta y su interacción con la microestructura, se diseñó un procedimiento experimental para realizar mediciones de longitud y crecimiento de grieta. Se adquirieron dos microscopios ópticos de baja magnificación, que se conectan a un ordenador por medio de una conexión USB y brindan imágenes de vídeo en tiempo real. Gracias a su tamaño reducido, se montan sobre una plataforma y tal como muestra la figura 2 captan la superficie de ambas caras del espécimen simultáneamente. El ajuste de la magnificación se realiza ajustando la distancia entre la lupa y probeta.

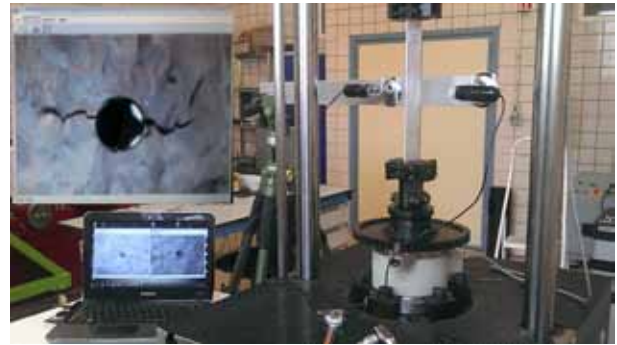


Figura 2. Montaje del equipo de seguimiento de grieta

Al trabajar con materiales de bajas propiedades mecánicas, y siempre en el régimen elástico, la deformación que se produce durante la carga y descarga del espécimen es baja, con lo que el vídeo grabado es quasi-estático, y no es necesario el conocido procedimiento de detener el ensayo, medir la longitud de grieta, y continuar el ensayo. Esto facilita mucho el análisis de crecimiento de grieta, y reduce en gran medida el tiempo de ensayo comparándolo con otras técnicas experimentales de seguimiento de grieta, como la réplica con acetato. Esta técnica permite tener registro de cada uno de los ensayos realizados, y de todas las grietas que puedan aparecer sobre ambas caras de la entalla. Esto también es importante, ya que se puede estudiar tanto la interacción entre la grieta y la microestructura, como la interacción entre grietas distintas creciendo desde la raíz de la misma entalla.

Para realizar la medición de longitud de grieta y velocidad de crecimiento, se extrae un cuadro del vídeo cada cierto intervalo de tiempo (30 segundos). Luego se realiza la medición de la longitud de grieta mediante el software libre de análisis de imágenes ImageJ. Combinando esta información, con la frecuencia del ensayo, se obtienen los gráficos de longitud de grieta en función del número de ciclos. Y a partir de éste, se obtiene el gráfico de velocidad de crecimiento en función del número de ciclos y/o de la longitud de grieta.

Si bien es cierto que en general la velocidad de crecimiento se grafica en función del parámetro K o de la longitud de grieta, si se hace en función del número de ciclos, es posible comparar las velocidades de crecimiento de las distintas grietas en un mismo instante de tiempo.

3. RESULTADOS

La figura 3 muestra una fotografía extraída de uno de los vídeos de los ensayos de fatiga. La grieta crece a partir de una entalla circular de 1 mm de radio. El tamaño de grano es 1,41 mm y la relación tamaño de entalla - tamaño de grano es 1,41. El ensayo es controlado por carga, del tipo tensión-tensión ($R=0,1$) con una tensión máxima de 60 MPa; la frecuencia de resonancia bajo estas condiciones de carga y geometría del espécimen es 77,85 Hz. La imagen superior

corresponde a una cara de la muestra (lado A) y la imagen de abajo corresponde al otro lado (lado B). Esta última imagen se encuentra en ángulo invertido, de manera que ambas grietas de la izquierda corresponden a un mismo lado de la entalla y de igual modo ambas grietas que crecen desde el lado derecho corresponden al otro lado de la entalla.

En el vídeo, es posible observar la detención del vértice de grieta en los bordes de grano, así como cambios en la dirección de crecimiento.

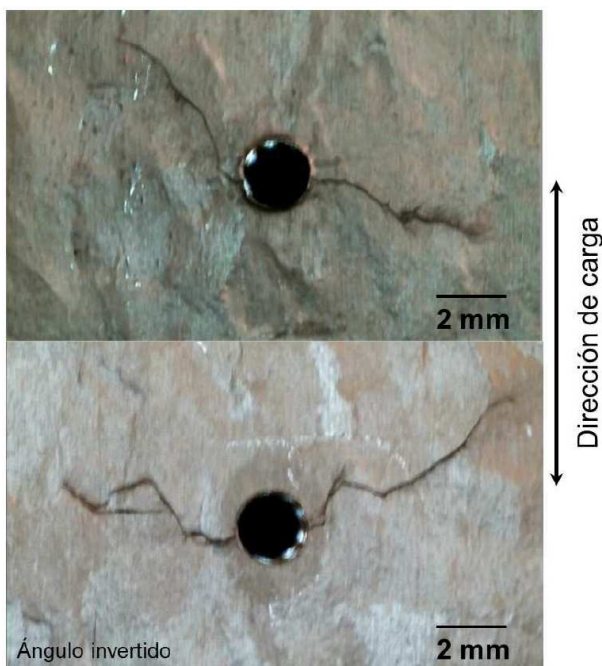


Figura 3. Grieta creciendo desde entalla circular de 2 mm de diámetro en una microestructura de 1,41 mm.

Como se mencionó anteriormente, con el fin de calcular la longitud de la grieta y su velocidad de crecimiento, una imagen es extraída cada cierto intervalo de tiempo (por ejemplo, 30 segundos). Teniendo en cuenta la frecuencia del ensayo, se calcula el número de ciclos. La medición de longitud de la grieta se lleva a cabo mediante el uso de software de análisis de imágenes (ImageJ). Combinando esta información es posible observar la cinética de crecimiento. La figura 4 muestra la longitud de grieta en función del número de ciclos de las cuatro grietas creciendo desde la misma entalla. En el lado B ambas grietas poseen ramificaciones. Todas presentan patrones de aceleración y desaceleración a lo largo de su trayectoria. Con esta técnica, la cinética de propagación no uniforme, así como el cambio de dirección del plano de la grieta y sus ramificaciones pueden ser observados.

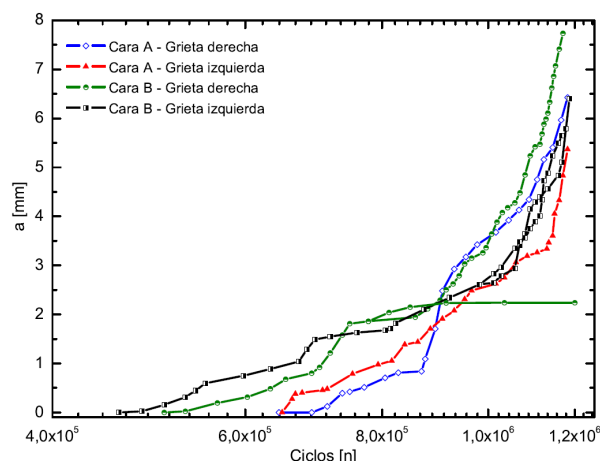


Figura 4. Longitud de grieta en función del número de ciclos.

La figura 5 muestra la velocidad de crecimiento en función de la longitud de grieta para tres grietas creciendo en microestructuras distintas con tamaños de grano de 1,41, 3,46 y 9,74 mm. Se puede observar que existe una buena correlación entre el espaciamiento medio de los sucesivos bloqueos de grieta y el tamaño de grano del material. Esto pone en evidencia la importancia de la microestructura en el fenómeno de propagación de microgrietas.

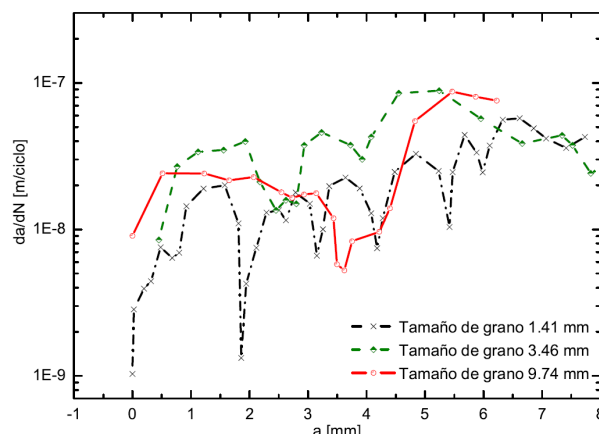


Figura 5. Velocidad de crecimiento de grieta en función de la longitud de grieta

La figura 6 muestra grietas creciendo por fatiga desde entallas de 2 mm de diámetro en cinco diferentes microestructuras con distintos tamaño de grano, 0,066; 0,390; 1,41; 3,46 y 9,74 mm. Esto corresponde con cinco relaciones Tamaño de entalla-Tamaño de grano: 30,3; 5,1; 1,42; 0,56 y 0,21. Todos los ensayos de fatiga se realizaron controlando por tensión con $R = 0,1$. Es posible observar la influencia de la microestructura en la trayectoria de la grieta a lo largo de su crecimiento. Se puede observar que, para el mismo tamaño de la entalla, los cambios en la trayectoria de la grieta a lo largo de su propagación, se modifican al variar el tamaño de grano. A medida que el tamaño de grano aumenta las grietas adquieren el comportamiento de microgrietas. Incluso teniendo longitudes para las que se espera un

comportamiento de grietas grandes, más de acuerdo con la mecánica clásica. El gráfico 6 (a) muestra dos grietas creciendo desde la raíz de una entalla de 2 mm en una microestructura de tamaño de grano promedio de $66\mu\text{m}$. La trayectoria de crecimiento de estas grietas está de acuerdo con el comportamiento de las grietas grandes. La dirección de crecimiento es casi perpendicular a la dirección de carga indicando una propagación en modo I. No se observan ramificaciones. La figura 6 (b) corresponde a una microestructura con tamaño de grano promedio de $390\mu\text{m}$. Es posible observar pequeños cambios de la dirección del plano de crecimiento de grieta, aunque todavía tiene una dirección de propagación perpendicular a la dirección de carga. En la grieta de la derecha es posible observar dos pequeñas ramificaciones.

En la imagen (c) es posible observar dos grietas creciendo en una microestructura de $1,41\text{ mm}$. La propagación de grietas ocurre en modo mixto I/II y el plano de crecimiento de grieta cambia su dirección en función de los sistemas de deslizamientos presentes en la microestructura. Estas grietas poseen dimensiones de grietas grandes (más de 5 mm) pero su comportamiento es igual al observado en grietas pequeñas. También es interesante observar que los cambios de dirección del plano de crecimiento de grieta tiene lugar justamente en los bordes de grano. Hay segmentos en los que se observa que el crecimiento de grieta se produce casi exclusivamente en modo II. La imagen 6 (d) muestra las grietas creciendo en una microestructura con tamaño de grano de $3,46\text{ mm}$. El crecimiento en este caso es similar al observado en el espécimen (c). Es interesante observar que en la grieta de la izquierda, luego de ser detenida en un borde de grano, presenta una importante ramificación. Estas ramas crecen simultáneamente pero la grieta superior crece a mayor velocidad, generando un efecto de apantallamiento sobre la grieta inferior para finalmente bloquear su crecimiento. La imagen 6 (e) muestra el crecimiento de grieta en una microestructura cuyo tamaño de grano promedio es de $9,74\text{ mm}$. El ensayo de fatiga se realiza a una tensión máxima de 45 MPa y bajo esta condición de carga y geometría del espécimen, la frecuencia de resonancia es de $82,13\text{ Hz}$. La vida total a fatiga es de $4,09 \times 10^6$ ciclos. La grieta de la derecha es la primera en aparecer, para $N = 5,8 \times 10^5$ ciclos y se propaga a lo largo de un único sistema de deslizamiento durante más de 10 mm , sin cambiar su dirección hasta que el vértice de grieta llega hasta el borde de grano. La grieta de la derecha comienza a ser observable luego de $8,0 \times 10^5$ y propaga a través del mismo sistema de deslizamiento que la grieta de la izquierda, sin cambiar su dirección hasta que el vértice de grieta llega a un borde de grano. En este punto la grieta mide $1,9\text{ mm}$ y corresponde con $1,8 \times 10^6$ ciclos de ensayo. En ese momento la grieta de la izquierda posee una longitud de $4,5\text{ mm}$. Estas diferencias en la velocidad de crecimiento, son consistentes con la distancia que existe entre el vértice de grieta y el borde de grano. Como la primera barrera microestructural (borde de grano) se encuentra más cerca en la grieta de

la derecha, esta grieta tarda más en aparecer, y crece a una menor velocidad aun cuando ambas grietas comparten el mismo sistema de deslizamiento.

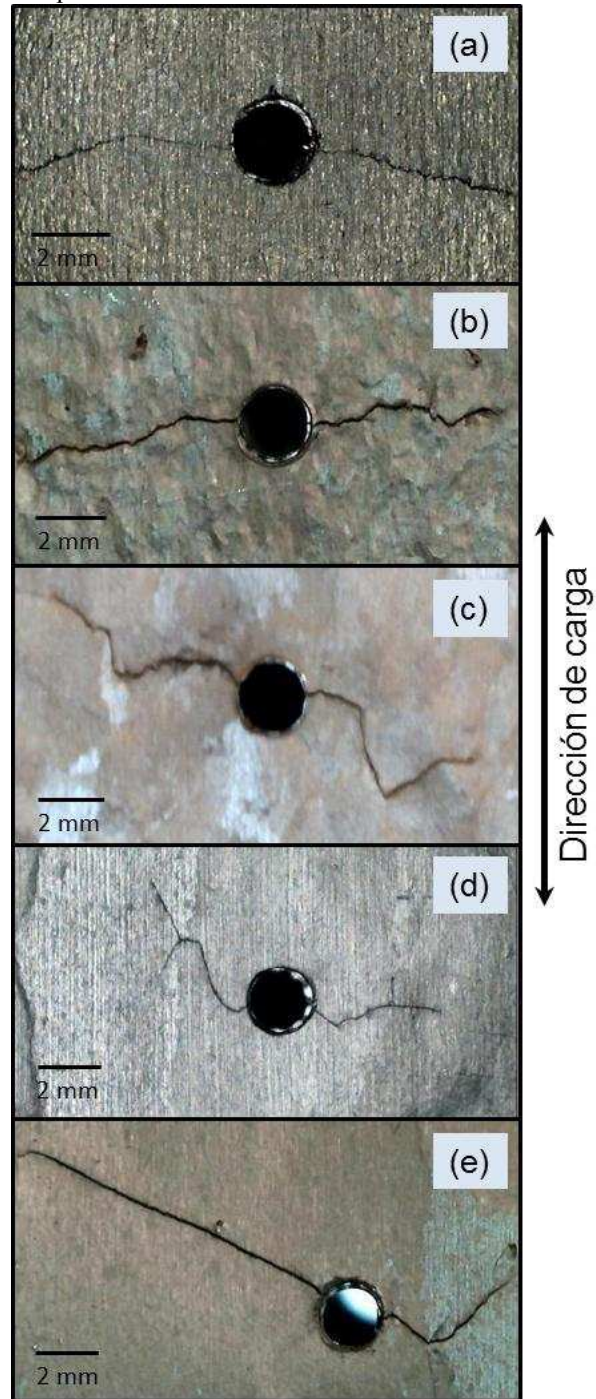


Figura 6: Grietas creciendo por fatiga desde una entalla circular de 2 mm de diámetro en un mismo material (Al1050) pero con 5 microestructuras de distinto tamaño de grano; $0,066$; $0,390$; $1,41$; $3,46$ y $9,74\text{ mm}$. Es posible observar la influencia de la microestructura en recorrido de la grieta durante su crecimiento.

4. CONCLUSIONES

El montaje experimental para llevar a cabo el seguimiento de grieta es sencillo y los ensayos son fácilmente realizables. Esto permite analizar un gran número de muestras y condiciones de prueba en un período de tiempo relativamente corto.

Con los resultados obtenidos hasta el momento es posible decir que el comportamiento de grietas pequeñas observado mediante este procedimiento es similar al observado cuando se trabaja con microestructuras más pequeñas [17, 18].

Al aumentar el tamaño de grano, grietas con tamaños para los cuales comúnmente deberían comportarse según las bases de la MFLE, comienzan a mostrar un comportamiento más acorde con lo que predice la mecánica de fractura microestructural.

Esta técnica experimental podría ayudar a entender el comportamiento de grietas pequeñas creciendo de pequeños concentradores de tensión (inclusiones, burbujas, pits, etc), que existen en materiales con microestructuras de menor tamaño de grano, pero con similar relación entalla-tamaño de grano.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer el apoyo financiero recibido del Ministerio de Educación y Ciencia de España mediante el proyecto DPI2008-01100 y DPI2011-27019 y a la Junta de Andalucía mediante el proyecto P07-TEP-03045.

REFERENCIAS

[1] A. Navarro, E. R. de los Ríos *Short and Long Fatigue Crack Growth: a Unified Model*, Phil Mag, 57 (1988), 15-36.

[2] A. Navarro, E. R. de los Ríos *Fatigue Crack Growth Modelling by Successive Blocking of Dislocations*, Proceedings of R. Soc. Lond. A, 437 (1992), 375-390.

[3] B.A. Bilby, A.H. Cottrell, K.H. Swinden, F.R.S. Swinden *The spread of plastic yield from a notch*, Proceedings of the Royal Society of London 272 (1962), 304-314

[4] Navarro A, Vallellano C, de los Rios E, Xin XJ. *Notch sensitivity and size effects described by a short crack propagation model*. In: Beynon JH, BrownMW, Smith RA, Lindley TC, Tomkins B, editors. *Engineering Against Fatigue*. Balkema Publishers; 1997, p. 63-72.

[5] Vallellano C, Navarro A, Domínguez J. *Fatigue crack growth threshold conditions at notches. Part I: Theory*. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures* 2000;23(2):113-21.

[7] Vallellano C, Navarro A, Domínguez J. *Fatigue crack growth threshold conditions at notches. Part II: Generalization and application to experimental results*.

Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures 2000;23(2):123-8.

[8] Vallellano C, Mariscal MR, Navarro A, Domínguez J. *A micromechanical approach to fatigue in small notches*. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures* 2005;28(11):1035-45.

[9] Vallellano C, Navarro A, Domínguez J. *Fatigue failure assessment under stress gradients using small crack fatigue concepts*. *Engineering Failure Analysis* 2009;16:2646-57.

[10] Chaves V, Navarro A. *Application of a microstructural model for predicting notch fatigue limits under mode I loading*. *International Journal of Fatigue* 2009;31(5):943-51.

[11] Chaves V, Navarro A. *Fatigue limits for notches of arbitrary profile*. *International Journal of Fatigue*. In Press, Corrected Proof, Available online 25 October 2012

[12] Peterson RE. *Notch sensitivity*. In: Sines G, Waisman JL, editors. *Metal Fatigue*. McGraw-Hill; 1959, p. 293-307.

[13] Neuber H. *Kerbspannungslehre*. Springer Verlag; 1937. Translated into English, *Theory of Notches*, Edwards, J. W., Ann Arbor, MI, 1946.

[14] Taylor D. *Geometrical effects in fatigue: a unifying theoretical approach*. *International Journal of Fatigue* 1999;21:413-20.

[15] Taylor D. *The theory of critical distances: a new perspective in fracture mechanics*. Elsevier; 2007.

[16] Lorenzino, P., *Fatiga en componentes con concentradores de tensión bajo carga en modo I*, Ph.D. Thesis, pp. 17, Sevilla, España, 2012.

[17] M. Herbig, A. King, P. Reischig, H. Proudhon, E. M Lauridsen, J. Marrow, y J-Y Buffière. *3-D growth of a short fatigue crack within a polycrystalline microstructure studied using combined diffraction and phase-contrast X-ray tomography*. *Acta Materialia*, 59:590-601, 2011.

[18] U. Krupp, O. Düber, H.-J. Christ, B. Künkler, P. Köster, and C.-P. Fritzen. *Propagation mechanisms of microstructurally short cracks factors governing the transition from short- to long- crack behaviour*. *Materials Science and Engineering A*, 462:174-177, 2007.

ANÁLISIS DE FRECUENCIA DE RESONANCIA DE ENSAYO DE FATIGA COMO HERRAMIENTA PARA DETERMINAR LAS ETAPAS DE INICIACIÓN Y PROPAGACIÓN DE GRIETAS.

P. Lorenzino¹, L. Bermejo¹ and A. Navarro^{1,*}

¹ Escuela Técnica Superior de Ingeniería, Universidad de Sevilla. Avenida Camino de los Descubrimientos s/n, 41092, Sevilla, España.

* E-mail: navarro@us.es

RESUMEN

En el presente trabajo se evalúa la posible utilización de los valores de frecuencia de resonancia de ensayos de fatiga realizados en una máquina de resonancia RUMUL Testronic 100 kN para identificar las etapas de iniciación y propagación de grietas. Los ensayos se llevaron a cabo utilizando probetas planas de aluminio comercialmente puro, con entallas circulares ubicadas en el centro de las mismas; controlado por carga, con $R=0,1$ y con tensiones máximas entre 45 y 95 MPa. Las frecuencias de resonancia para estas condiciones de carga y geometría de especímenes se encuentran entre 70 y 90 Hz. En dichos ensayos se realizó un seguimiento fotográfico del crecimiento de grieta. En este informe se muestra cómo mediante dicha información se determinan los porcentajes de vida a fatiga correspondientes a las etapas de iniciación y propagación. Posteriormente se evalúa la posible utilización de la frecuencia de resonancia del ensayo para identificar de modo alternativo las mencionadas etapas. Se observa como la frecuencia se incrementa con el número de ciclos, debido al endurecimiento del material, pero a partir de un máximo, comienza a disminuir debido a la reducción de área que produce el propio crecimiento de grieta. Al comparar el número de ciclos al que se produce este máximo con el número de ciclos correspondiente a la iniciación obtenido mediante el análisis de la información fotográfica, se comprueba la validez de esta técnica experimental. Luego, mediante el análisis de la frecuencia de resonancia, es posible estimar la iniciación y propagación de grietas en componentes no entallados, en donde no se cuenta con la información fotográfica debido a que el lugar de inicio no se encuentra localizado.

ABSTRACT

In this paper the potential use of the resonance frequency values of fatigue tests conducted on a 100 kN Testronic RUMUL resonance testing machine to identify the stages of initiation and propagation of cracks is evaluated. The tests were performed using commercially pure aluminum plates, with a centered circular notch; in mode I stress controlled fatigue loading, with $R = 0.1$ and with maximum stresses between 45 and 95 MPa. The resonance frequencies for these load conditions and geometry of specimens are between 70 and 90 Hz. In these tests, the crack initiation and growth was monitored by the utilization of two USB optical microscopes. This report shows how to use this information to determine the percentage of fatigue life corresponding to the stages of initiation and propagation. Then the possible use of the resonance frequency of the test to identify these stages is evaluated. It is observed as the frequency is increased with the number of cycles, due to material hardening, but from a maximum, begins to decrease due to the reduction of the in cross-sectional area produced by the crack growth itself. By comparing the number of cycles at which this maximum occurs with the number of cycles corresponding to the initiation obtained by analysing the photographic data, checks the validity of this experimental technique. By analyzing the resonance frequency, it is possible to estimate the initiation and propagation of cracks in unnotched components, where there is no photographic information because the initiation site is not localized

PALABRAS CLAVE: Fatiga, iniciación-propagación, frecuencia de resonancia.

1. INTRODUCCIÓN

La definición del inicio de grieta depende de la escala de longitud que se está considerando. Básicamente, se puede definir el inicio de grieta cuando se supera la fuerza de cohesión interatómica y se generan nuevas superficies libres [1]. Sin embargo en este artículo se considera la etapa de iniciación, desde un punto de vista más ingenieril, como la aparición de una grieta de 0,25 mm. Un defecto de estas características puede ser

fácilmente observado con magnificación de 10X, puede ser detectado con técnicas de ultrasonido y puede representar una pequeña macrogrieta [2]. El número de ciclos transcurridos para que se observe la aparición de esta grieta puede variar desde un pequeño porcentaje hasta casi la totalidad de la vida a fatiga. En particular, para condiciones de fatiga de alto número de ciclos (HCF) y materiales de alta resistencia, hasta el 90% de vida de fatiga de un componente puede ser determinado

por la fase de iniciación y la propagación de grietas microestructuralmente cortas [3-4].

La determinación del porcentaje de cada una de estas etapas y la evaluación del crecimiento de grieta se lleva a cabo en general mediante interrupciones periódicas del ensayo y observación del espécimen por medio de microscopía óptica, microscopía electrónica, o con la obtención de réplicas de acetato. Sin embargo estas técnicas son difíciles de implementar cuando se trabaja en atmósferas especiales o a altas temperaturas [5]. También es conocido el hecho de que la propagación de las grietas reduce la rigidez del componente. Este efecto se utiliza para medir la longitud de grieta mediante la aplicación de un medidor de deformación tipo clip sobre los dos flancos del componente entallado (compact tensión o SENB) (ASTM E399-90) [6]. Finalmente también se puede incluir la técnica de caída de potencial dentro de las técnicas de medición de propagación de grietas [7].

En el marco de una tesis doctoral [8] se realizaron alrededor de 150 ensayos de fatiga bajo carga en modo I, utilizando componentes planos, con y sin entalla. En el caso de los componentes entallados se realizó el seguimiento del crecimiento de grieta mediante técnicas de microscopía, y se determinaron las etapas de iniciación y propagación. En este informe se evalúa la utilización de la frecuencia de resonancia del ensayo para determinar de modo alternativo los mismos parámetros. Una vez puesta a punto la segunda técnica, es posible estimar la iniciación y propagación de grietas en componentes no entallados. En estos casos no se cuenta con la información fotográfica debido a que el lugar de inicio no se encuentra localizado desde el comienzo del ensayo.



Figura 1. Microscopios de baja magnificación (5-50 X) que se utilizan para realizar el seguimiento de la cinética de propagación de las grietas. Se asegura que no se encuentren en contacto con la máquina de ensayos para evitar vibraciones. Se conectan a un ordenador y se obtiene una grabación en vivo del movimiento del frente de grieta

2. Materiales y Métodos

El material utilizado es aluminio comercialmente puro (Al1050), en forma de probetas planas de 300x45x4mm. En el caso de las probetas entalladas se realizaron agujeros circulares de 1, 2, 4 y 6 mm de diámetro.

Para realizar los ensayos de fatiga se utilizó una máquina de resonancia RUMUL Testronic 100 kN. Todos los ensayos se llevaron a cabo controlado por carga, con $R=0,1$ (pull-pull) y con tensiones máximas entre 45 y 95 MPa. Las frecuencias de resonancia para estas condiciones de carga y geometría de especímenes utilizados se encuentran entre 75 y 90 hz [8].

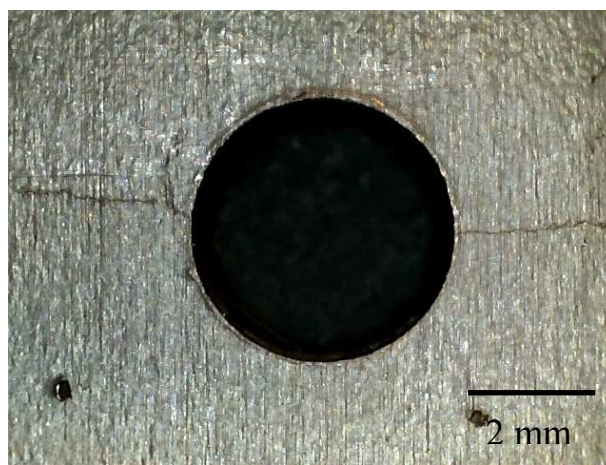


Figura 2. Grietas creciendo desde entalla circular de 4 mm de diámetro.

La propagación de grietas involucra una disminución en la sección transversal del espécimen, siendo apreciable un descenso de la frecuencia de resonancia de ensayo. Dentro de este contexto, los fabricantes de la máquina de ensayos proponen utilizar esta caída en frecuencia como criterio de fallo o para realizar precracking en probetas tipo compact [9]. En el presente caso de estudio, luego de realizar varios ensayos de prueba, se estableció como criterio de fallo una disminución de frecuencia de 0,7 Hz. Si este límite de caída de frecuencia es mayor, se produce el fallo inestable del material, separándose rápidamente las caras de la grieta y deformando plásticamente la sección remanente, dificultando el análisis post mortem. La figura 3 muestra un ejemplo de los ensayos realizados. Se observa la variación de la frecuencia de resonancia del ensayo en función del número de ciclos. Se identifica la etapa de iniciación, en la que se produce un endurecimiento del material, que se aprecia como incremento en la frecuencia. La etapa de propagación tiene asociada una reducción del área remanente del espécimen con el crecimiento de grieta y consecuentemente se reduce la frecuencia de resonancia. El ensayo se detiene al detectarse una caída de 0,7 Hz.

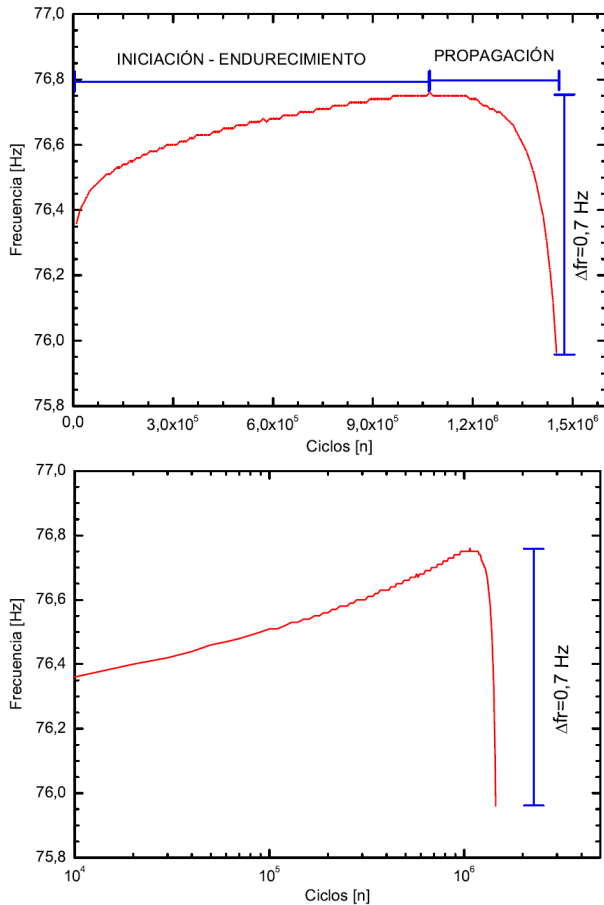


Figura 3. Gráficos de frecuencia de resonancia del ensayo en función del número de ciclos en escala lineal y logarítmica.

3. Identificación de las etapas de iniciación y propagación

El cálculo del porcentaje de vida a fatiga mediante los seguimientos fotográficos se realiza simplemente observando en el video el instante en que la primera grieta es observable (0,1-0,3 mm). Se tienen en cuenta dos situaciones. El momento en que aparece la primera grieta en cualquiera de las caras y el momento en que se observan grietas en ambas caras de la probeta.

Al analizar el inicio de grieta a partir de los gráficos de frecuencia se presentan las siguientes tres situaciones (figura 4). Se identifica la etapa de iniciación, en la que se produce un endurecimiento del material, con el consecuente incremento en la frecuencia de resonancia. La etapa de propagación tiene asociada una reducción del área remanente del espécimen con el crecimiento de grieta y esto implica una reducción en la frecuencia de resonancia. (a) Probeta sin entalla, $\sigma_{m\acute{a}x} = 53$ MPa. (b) Entalla de 2 mm $\sigma_{m\acute{a}x} = 55$ MPa. (c) Entalla de 2 mm, $\sigma_{m\acute{a}x} = 45$ MPa.

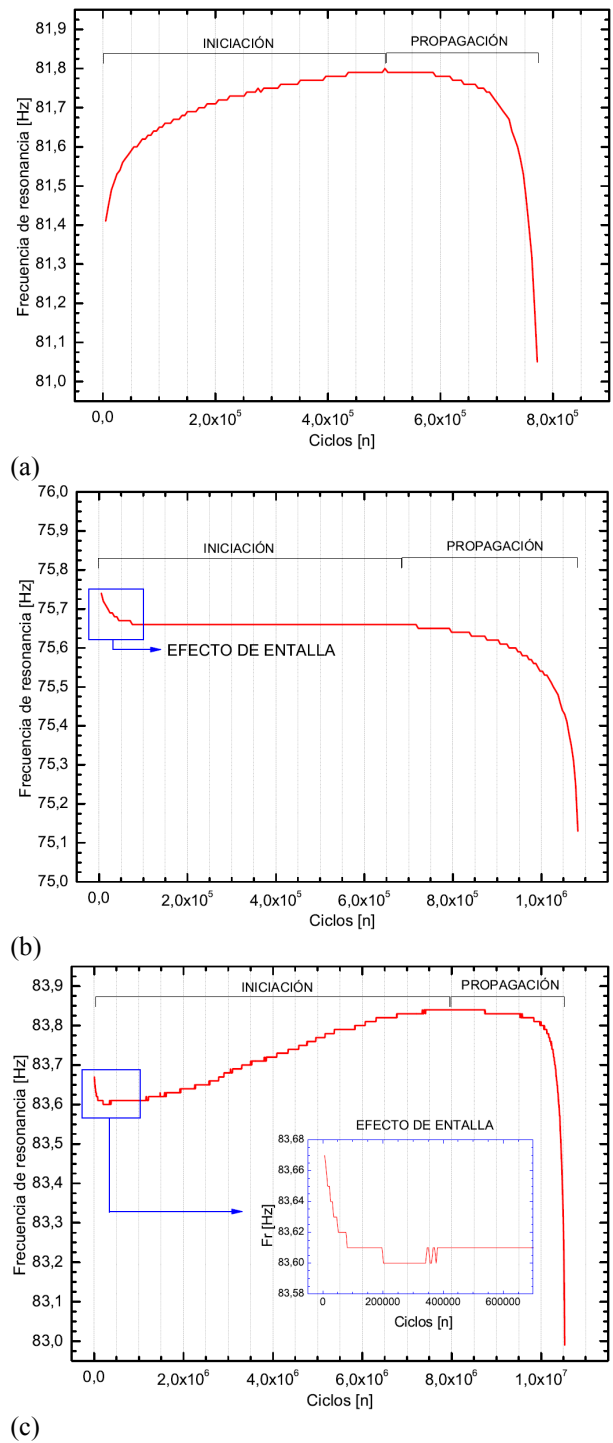


Figura 4. Frecuencia de resonancia de ensayo en función del número de ciclos en escala lineal.

En el caso de los componentes entallados, se observa el efecto de la plasticidad debido a la presencia de la entalla como una disminución inicial de la frecuencia de resonancia. A partir de esta disminución, se presentan tres casos:

1. El espécimen estabiliza la frecuencia hasta el momento en que se forma la grieta. Gráfico 4 (b).
2. Luego de estabilizar la frecuencia tiene comienzo una etapa de endurecimiento que se observa como un

aumento de la frecuencia de resonancia. Posteriormente, se evidencia la propagación hasta el fallo del componente como una disminución de la frecuencia. Este comportamiento se observa en general en ensayos largos (mayores a 5×10^6). Gráfico 4 (c)

3. El espécimen comienza la etapa de propagación sin haber estabilizado la frecuencia de resonancia. En este caso el número de ciclos que diferencia la etapa de iniciación y propagación se toma como el punto en que cambia la concavidad de la curva.

4. Resultados

Estableciendo estos criterios para identificar las distintas etapas de la vida a fatiga, se procede entonces a la medición de los porcentajes de vida que representa cada una de las etapas sobre la vida total del componente.

Los gráficos 5 y 6 muestran la comparación de los resultados de las mediciones realizadas por ambos métodos en escala logarítmica, comparando el inicio de grieta medido en frecuencia con el inicio observado en una y en ambas caras de la probeta. Es posible notar una buena correspondencia entre las dos técnicas utilizadas. En general, el inicio de grieta medido a partir del gráfico de frecuencia, se encuentra entre los dos valores obtenidos mediante las mediciones realizadas en el video.

Teniendo en cuenta estos resultados satisfactorios, se concluye que es posible utilizar la técnica de medición de inicio de grieta por frecuencia para caracterizar el inicio de grietas en probetas no entalladas, en donde no se posee información fotográfica, ya que no se encuentra localizado el sitio de inicio. De este modo, el gráfico 7 muestra los porcentajes de vida correspondientes a la etapa de iniciación en función del número de ciclos. Se diferencia entre probetas con y sin entalla. Se observa que los porcentajes de vida en iniciación son mayores al aumentar el número de ciclos llegando a valores de 90% para probetas con vidas superiores a 10^6 ciclos. También se aprecia un incremento en este valor para especímenes sin entalla frente a los entallados.

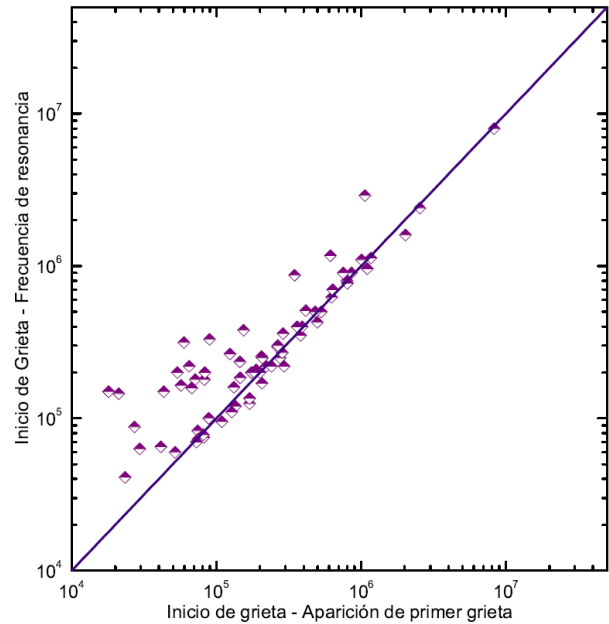


Figura 5. Comparación de resultados, inicio de grieta medido mediante el análisis de frecuencia e inicio de grieta medido mediante el seguimiento fotográfico.

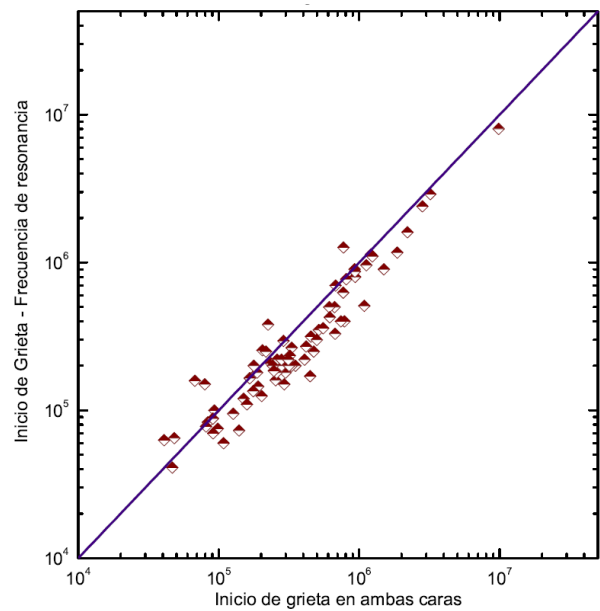


Figura 6. Comparación de resultados, inicio de grieta medido mediante el análisis de frecuencia e inicio de grieta medido mediante el seguimiento fotográfico.

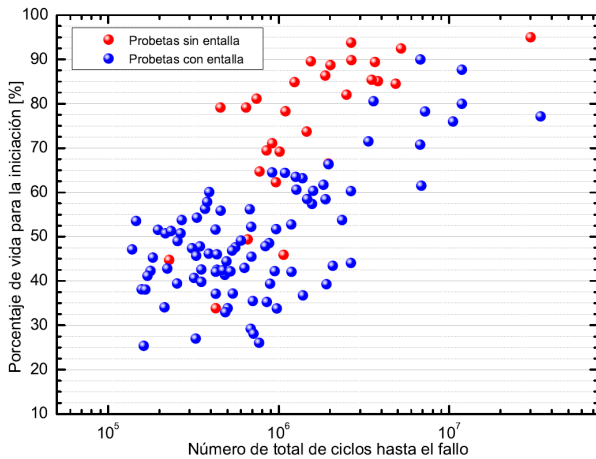


Figura 7. Porcentaje de vida a fatiga correspondiente a la etapa de iniciación. Se diferencia entre probetas con y sin entalla.

5. Conclusiones

Se comprobó la validez del análisis de frecuencia de resonancia como herramienta para determinar las etapas de iniciación y propagación de grietas.

Este análisis puede ser utilizado en casos en que no sea posible utilizar técnicas de microscopía o réplica debido a las condiciones experimentales, ensayos alta temperatura, atmósferas especiales, etc.

En componentes con vida superior a 10^6 ciclos, la etapa de iniciación definida como la aparición de una grieta de 0,25 mm llega a representar hasta el 90% de la vida total a fatiga.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer el apoyo financiero recibido del Ministerio de Educación y Ciencia de España mediante el proyecto DPI2008-01100 y DPI2011-27019 y a la Junta de Andalucía mediante el proyecto P07-TEP-03045.

REFERENCIAS

- [1] Krupp U. Fatigue Crack Propagation in Metals and Alloys. Wienheim: Wiley-VCH; pp.99-134 2007.
- [2] Stephens, R.I., Fatemi, A., Stephens, R.R. y Fuchs, H.O.: Metal Fatigue in Engineering. John Wiley & Sons; pp. 67-70 2000
- [3] Shiozawa, K.; Matsushita, H.: Crack Initiation and Small Fatigue Crack Growth Behaviour of Beta Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn Alloy, Proc. Fatigue '96, G. Lutjering, H. Nowack (Eds.), Berlin (1996) 301
- [4] Tokaji, K.; Takafuji, S.; Ohya, K.; Kato, Y.; Mori, K.: Fatigue Behavior of Beta Ti-22V-4Al Alloy Subjected to Surface-Microstructural Modification, Journal of Materials Science, 38 (2003) 1153

[5] Krupp U. Fatigue Crack Propagation in Metals and Alloys. Wienheim: Wiley-VCH; pp.39-74 2007.

[6] Gaul, H., Weber, G., Rethmeier M.: Evaluation of fatigue crack propagation in spot welded joints by stiffness measurements, International Journal of Fatigue, 38 (2011) 740

[7] Bauschke, H.-M.; Schwalbe, K.-H.: Measurement of the Depth of Surface Cracks Using the Direct Current Potential Drop Method, Zeitschrift für Werkstofftechnik, 16 (1985) 156

[8] Lorenzino, P., Fatiga en componentes con concentradores de tensión bajo carga en modo I, Ph.D. Thesis, Sevilla, España, 2012.

[9] <http://www.rumul.ch>

ESTUDIO DE SENSIBILIDAD A LA ENTALLA EN COMPONENTES CON CONCENTRADORES DE TENSIÓN SOMETIDOS A FATIGA BAJO CARGA EN MODO I, EN FUNCIÓN DE LA RELACIÓN TAMAÑO DE ENTALLA/TAMAÑO DE GRANO

P. Lorenzino¹, L. Bermejo¹, A. Navarro^{1,*}

¹ Escuela Técnica Superior de Ingeniería, Universidad de Sevilla. Avenida Camino de los Descubrimientos s/n, 41092, Sevilla, España.

* E-mail: navarro@us.es

RESUMEN

El siguiente trabajo presenta los resultados experimentales que muestran el comportamiento a fatiga de grietas creciendo desde entallas circulares pasantes, bajo carga en modo I. Se utiliza un amplio rango de relaciones entalla-microestructura, pudiendo abarcar la zona en la que el tamaño de entalla es del orden, o incluso menor, que el tamaño de grano. Realizar taladros (pasantes) del orden del tamaño de grano es muy difícil en la práctica y no digamos más pequeños. Por eso la propuesta que se hace en este trabajo es fabricar materiales con grano mucho más grande, del orden del milímetro o incluso del centímetro, de manera que se puedan emplear para la fabricación de los agujeros las máquinas y herramientas habituales. Una vez obtenidos los materiales, se evalúa la sensibilidad a la entalla y se muestra cómo el factor de sensibilidad a la entalla para cierto material, debe estar siempre definido en función de su microestructura. Se comprobó que para especímenes de igual geometría, idénticas condiciones de carga y concentradores de tensión, la influencia o no de dicho concentrador de tensiones depende directamente de la relación entre su dimensión y el tamaño de grano.

ABSTRACT

This work presents experimental results showing the fatigue behaviour of cracks growing from circular notches in mode I loading condition. A wide range of notch size to grain size ratios are used, including cases where the notch size is on the order of, or even smaller, than the grain size. Making through-holes on the order of the grain size is very difficult in practice. So the proposal made in this paper is to fabricate materials with very large grain size, on the order of a millimeter or even centimeter, then usual machines and tools can be used for making the notches. After the specimens are obtained and tested, the notch sensitivity is evaluated and it is shown how the notch sensitivity factor of certain material, must always be defined in terms of their microstructure. It was found that for the same specimen geometry and loading conditions and identical stress concentrators, the influence of the stress concentrator is directly dependent on the relationship between their dimension and the grain size.

PALABRAS CLAVE: Fatiga, Sensibilidad a la entalla, Tamaño de grano.

1. INTRODUCCIÓN

Se han realizado muchas propuestas para estudiar el fallo por fatiga teniendo en cuenta el efecto de los concentradores de tensión. Empezando con el trabajo pionero de Neuber [1] y Peterson [2] hasta la reciente interpretación de la distancia crítica propuesto por Taylor [3,4], que se pueden incluir en las técnicas clásicas de fatiga, en las que se correlacionan tensión o deformación en el área de la entalla con el número de ciclos hasta el fallo. Y desde un punto de vista diferente y desde los últimos 30 años se han desarrollado algunas otras teorías de crecimiento de grietas pequeñas, que intentan extender la mecánica de la fractura hasta el

régimen en el que las grietas tienen el tamaño de la microestructura del material [5-9]. Para entallas de tamaño mucho mayor que la microestructura, todos los modelos parecen predecir valores similares para el límite de fatiga. Cuando el tamaño de la entalla se reduce, las diferencias entre los modelos se hacen aparentes [10]. En el presente trabajo se presentan resultados experimentales que muestran el comportamiento de las grietas creciendo desde entallas circulares pasantes, bajo carga en modo I. Se utiliza un amplio rango de valores de relaciones entalla-microestructura, pudiendo abarcar la zona en la que los modelos divergen. Se muestra también cómo el factor de sensibilidad a la entalla para cierto material, debe

estar siempre definido en función de su microestructura. Se comprobó que para especímenes de igual geometría, idénticas condiciones de carga y concentradores de tensión, la influencia o no de dicho concentrador de tensiones depende directamente de la relación entre su dimensión y el tamaño de grano.

2. MATERIALES Y MÉTODOS

2.1. Obtención de la microestructura

A partir de los trabajos realizados por el grupo de investigación de la Universidad de Sevilla [11], se ha comprobado la posibilidad de conseguir hacer crecer suficientemente el tamaño de grano en chapas de aluminio comercialmente puro mediante una combinación de dos tratamientos térmicos y una deformación en frío intermedia. El proceso es suficientemente simple y controlable obteniendo resultados muy poco dispersos. El material utilizado es aluminio comercialmente puro (Al1050), en forma de probetas planas de 300x45x4mm. El primer tratamiento térmico consiste en un recocido a 550°C durante 5 horas. Luego se realiza una deformación plástica en una máquina de ensayos MTS 810, en donde el porcentaje de deformación aplicada es la variable que controla el tamaño de grano obtenido al final del proceso. Se eligieron los siguientes porcentajes de deformación: 0–8–11–14–18%. El siguiente paso consiste en un segundo tratamiento térmico a 550°C durante 15 horas para luego aumentar nuevamente la temperatura hasta 575°C y mantener durante 1 hora.

El tamaño de grano se obtuvo según norma ASTM E112, utilizando el software Simagis Live y mediante el procedimiento detallado en [11]. Los valores de tamaño de grano obtenidos se muestran en la tabla 1. En donde el valor de 0% de deformación corresponde al material al que solo se le realizó el primer tratamiento térmico.

Tabla 1. Tamaño de grano obtenido para cada tratamiento termomecánico

Deformación Aplicada [%]	Tamaño de grano [mm]
0	0,066
18	0,394
14	1,41
11	3,46
8	9,74

Una vez obtenidas las probetas se les realiza un segundo tratamiento mecánico de deformación, aplicando una deformación total de 15% con el fin de elevar el límite elástico del material y realizar los ensayos en régimen elástico.

2.2. Entallas

En el caso de las probetas entalladas se realizaron agujeros circulares de 1, 2, 4 y 6 mm de diámetro.

Se evaluaron diferentes técnicas de perforado y el acabado superficial obtenido, analizando la influencia de variables como tipo de broca, lubricante, revoluciones de la máquina, etc. La figura 1 muestra una entalla de 0,5 mm de diámetro y el corte que permite tener una idea del acabado superficial. La perforación se realizó a 3000 rpm. La imagen 2 muestra, para un agujero de 0,5 mm las diferencias de acabado superficial para una perforación lubricada realizada a 3000 rpm (derecha) y 15000 rpm (izquierda), posteriormente limpiadas por ultrasonido. Se observa que el aumento la velocidad de corte mejora el acabado superficial. Se decidió trabajar a 12000 rpm, utilizando lubricante, con valores bajos de velocidad de avance (4 mm/min) y removiendo continuamente la viruta generada. Se procuró hacer todas las entallas en iguales condiciones, renovando las brocas luego de cada entalla y limpiándolas con ultrasonido.

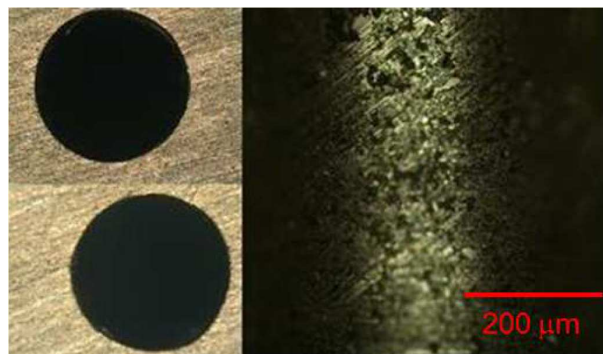


Figura 1. Entalla circular. Izquierda, orificios de entrada y salida. Derecha, corte longitudinal en donde se aprecia el acabado superficial. Diámetro de entalla, 0,5 mm

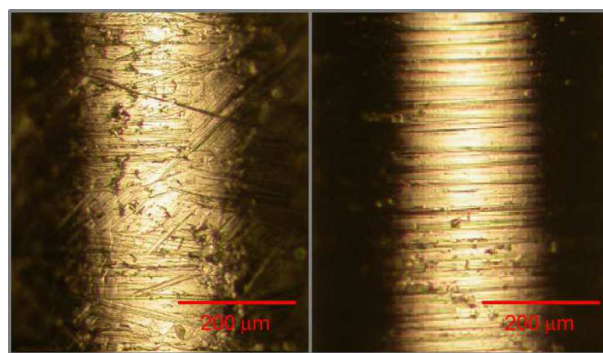


Figura 2. Acabado superficial del interior de la entalla. Fotografías tomadas a 100X. Izquierda, 3000 rpm, derecha, 15000 rpm.

2.3 Máquina de ensayos

Para realizar los ensayos de fatiga se utilizó una máquina de resonancia RUMUL Testronic 100 kN. Todos los ensayos se llevaron a cabo controlado por

carga, con $R=0,1$ (pull-pull) y con tensiones máximas entre 45 y 95 MPa. Las frecuencias de resonancia para estas condiciones de carga y geometría de especímenes utilizados se encuentran entre 75 y 90 Hz [11].

La propagación de grietas involucra una disminución en la sección transversal del espécimen, siendo apreciable un descenso de la frecuencia de resonancia de ensayo. En el presente caso de estudio, luego de realizar varios ensayos de prueba, se estableció como criterio de fallo una disminución de frecuencia de 0,7 Hz. Si este límite de caída de frecuencia es mayor, se produce el fallo inestable del material, separándose rápidamente las caras de la grieta y deformando plásticamente la sección remanente, dificultando el análisis post mortem.

2.4 Procedimiento experimental

Para llevar a cabo el estudio de sensibilidad a la entalla se realizaron numerosos ensayos de fatiga, a continuación se detallan algunos aspectos importantes:

- Se utilizaron probetas de cinco tamaños de grano diferentes (0,066 - 0,39 - 1,41 - 3,46 - 9,74 mm).
- Se fabricaron 4 tipos de entallas cilíndricas y pasantes (sin entalla - 1 - 2 - 4 o 6 mm).
- Se construyeron 20 diagramas S-N para 20 diferentes relaciones de Diámetro de entalla-Tamaño de grano.
- Se realizaron más de 200 ensayos de fatiga
- De cada uno de los ensayos se guardan los valores de frecuencia de resonancia, la carga mínima, y la amplitud de carga. También se graba el ensayo mediante la utilización de cámaras de video con magnificación 5-50X para poder medir la longitud de grieta en función del número de ciclos.

3. RESULTADOS

3.1. Curvas S-N

La figura 3 muestra los gráficos S-N para los distintos tamaños de grano seleccionados. Sobre los datos S-N se encuentra representado la regresión lineal y las bandas de dispersión de los ciclos, correspondiente al 95%, calculada según la norma ASTM E739 2006 "Statistical Analysis of Linear or Linearized Stress-Life (S-N) and Strain-Life (ϵ -N) Fatigue Data". Como el material utilizado en los ensayos es aluminio comercialmente puro, las gráficas S-N no cuentan con un límite de fatiga claramente definido (asintota horizontal al disminuir la tensión de ensayo). Las curvas consisten en líneas rectas de pendiente negativa. Por lo tanto en el presente estudio se define un límite de endurancia que corresponde a la tensión necesaria para producir el fallo a 1×10^6 ciclos, que a partir de aquí será llamado límite de fatiga. Las regresiones se encuentran extrapoladas a mayores y menores números de ciclos que los resultados experimentales por cuestiones ilustrativas,

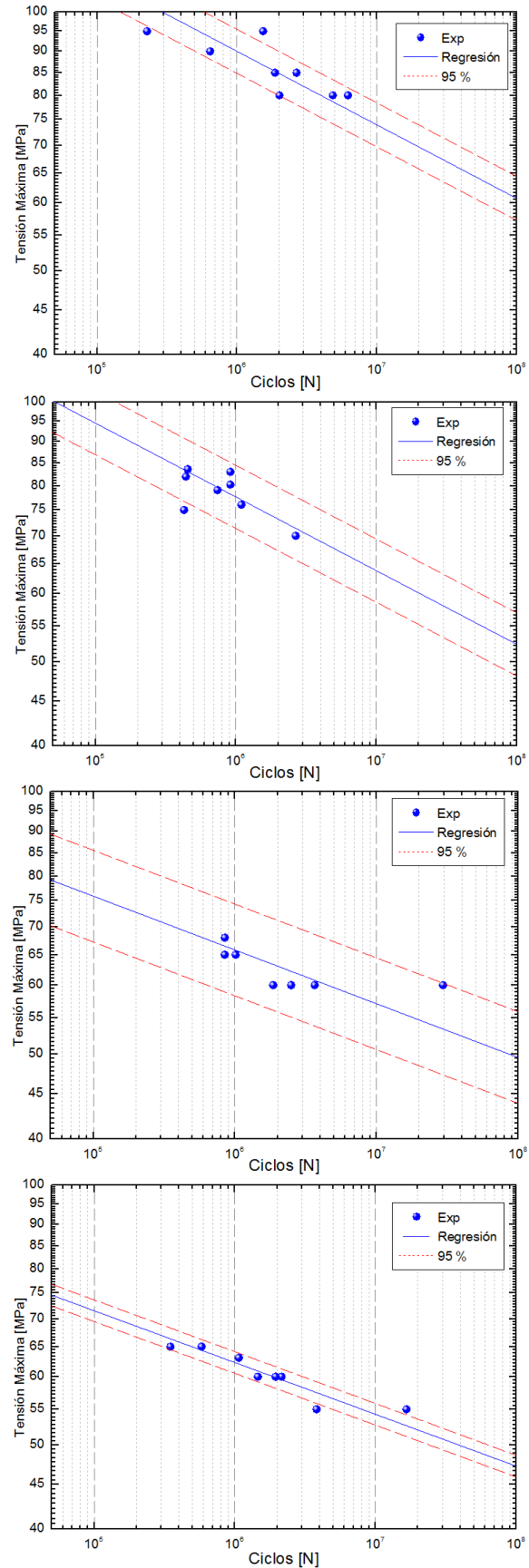


Figura 3 Gráficos S-N correspondientes a 4 tamaños de grano. 0,066; 0,39; 1,41 y 3,46 mm. Especímenes sin entalla.

pero al fijar el límite de durancia en 1×10^6 ciclos, se cuenta con datos experimentales a ambos lados del límite. De este modo no se producen extrapolaciones al calcular dicha durancia. El gráfico 4 muestra una superposición de las curvas S - N y la línea vertical que representa el límite de fatiga.

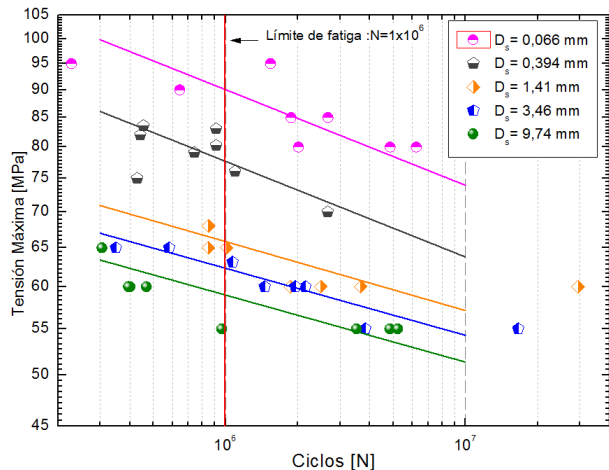


Figura 4 Curvas S-N correspondientes a los 5 materiales. Probetas planas sin entallas. La línea vertical representa el límite de durancia, fijado en 1×10^6 ciclos

2.2. Sensibilidad a la entalla

Con el fin de estudiar la sensibilidad a la entalla en función del tamaño de grano, el gráfico 5 muestra los límites de fatiga del material en función de la relación $D_{entalla}/D_{grano}$. Estos límites se encuentran reportados en función de σ_{max} o del valor normalizado del límite de fatiga, $\sigma_{entalla} / \sigma_{sin\ entalla}$ que es precisamente $1/K_f$. En los gráficos se observa claramente que la disminución del límite de fatiga no depende únicamente de la geometría de la entalla, sino de la relación que hay entre sus dimensiones y el tamaño de grano. Para un mismo tamaño de entalla, dicha sensibilidad depende del tamaño de grano de la microestructura. Para las microestructuras mayores, es posible observar como la presencia de la entalla se torna cada vez menos significativa. En el caso extremo de la microestructura de 9,74 mm, se observa como una entalla de 4 mm en una probeta de 40 mm de ancho, casi no tiene influencia en el límite de fatiga. Estos resultados distan enormemente de lo predicho por la Mecánica de Fractura Elástica Lineal y es precisamente por lo que se trabaja con una relación entalla - tamaño de grano en el que los efectos de la heterogeneidad del material debido a la estructura cristalina, no deben ser pasados por alto.

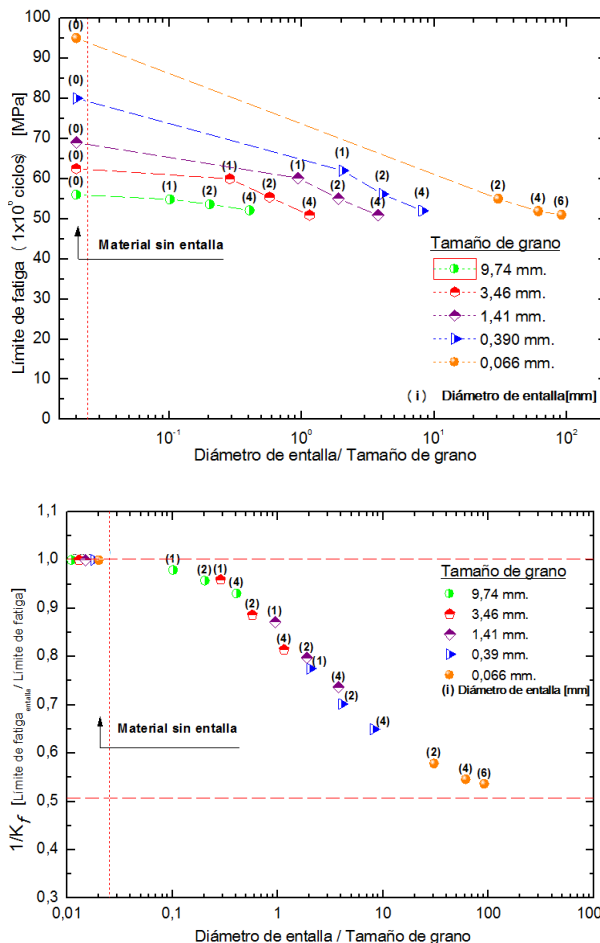


Figura 5: En el gráfico superior se muestran los límites de fatiga encontrados en función de la relación Diámetro de la entalla - Tamaño de grano superficial para los 5 materiales estudiados. El gráfico inferior es equivalente pero normalizando los valores en función del límite de fatiga (sin entalla) de cada uno de los materiales.

2.3 Entallas pequeñas

En el campo experimental Murakami et al. [12-15], han realizado a lo largo de los últimos 30 años una extensa investigación en el campo de crecimiento de grietas por fatiga a partir de las inclusiones presentes en el material o defectos introducidos artificialmente. Los autores han desarrollado el famoso parámetro (Área)^{0,5} para describir la influencia de estos pequeños defectos presentes en el material. En sus investigaciones, realizan pequeñas entallas cilíndricas (40-500 μ m) e investigan a partir de que dimensión, dichos defectos afectan a la vida a fatiga. Se observa que existe un tamaño crítico por debajo del cual las entallas no afectan al límite de fatiga. Trabajan en flexión rotativa y el límite de fatiga se determina como la tensión máxima para la cual el espécimen no falla luego de 1×10^7 ciclos. El gráfico 6 muestra el límite de fatiga de distintos materiales blandos en función del diámetro de la entalla y su relación con la microestructura. Aunque no concideran explícitamente la influencia del tamaño de grano, si

reportan el valor de este parámetro y por lo tanto se puede construir una gráfica similar a la figura 5. El comportamiento se asemeja al observado en el presente estudio en donde se trabaja con entallas de mucho mayor tamaño. Esta comparación da cuenta de la necesidad de la utilización del parámetro $D_{entalla}/D_{grano}$. Los autores proponen que el tamaño a partir del cual la entalla o inclusión tiene influencia en el límite de fatiga del material depende de un parámetro crítico que guarda relación con la dureza del material, ya que encuentran que entallas de 40 micras no tienen influencia en el límite a fatiga en materiales blandos pero si tiene un efecto apreciable en aceros duros. Esta afirmación concuerda con la utilización del parámetro propuesto $D_{entalla}/D_{grano}$, ya que los aceros duros poseen un refinamiento de la microestructura. Un efecto similar se observa en el gráfico 5, observándose que entallas de igual diámetro tienen distintos efectos en el límite de fatiga, dependiendo del tamaño de grano del espécimen ensayado. Por otro lado, y en línea con los estudios de Murakami, Yamada et al. [16] realizan investigaciones similares en aceros con diferentes concentraciones de carbono. Se trabaja con probetas cilíndricas a las que se les introduce defectos (entallas) circulares. Trabajan en flexión rotativa y el límite de fatiga se obtiene como la tensión máxima para la cual el espécimen no falla para una vida en fatiga de 1×10^7 ciclos. Los autores también encuentran un tamaño crítico de defecto por debajo del cual el límite a fatiga no se ve alterado respecto al del componente sin entalla. Observan que el tamaño crítico de entalla se ve influenciado por la fracción volumétrica de perlita alrededor de la misma, más que por la fracción volumétrica promedio.

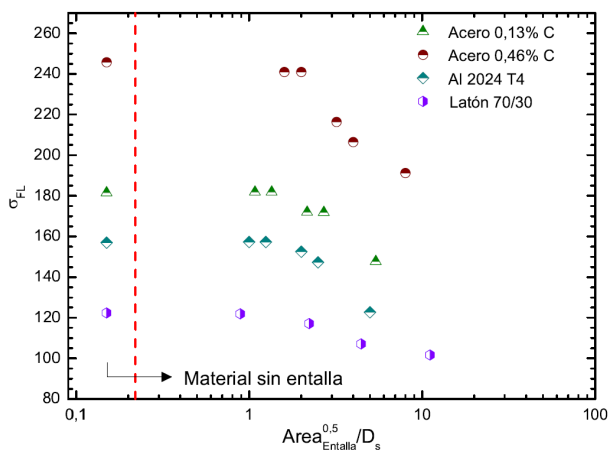


Figura 6: Murakami et al. [12-15] muestran el límite de fatiga de distintos materiales blando en función del parámetro $D_{entalla}/D_{grano}$.

Los estudios mencionados proponen entonces que cuando las entallas poseen dimensiones comparables con la microestructura, el límite de fatiga se independiza del valor de K_t elevándose a valores de límite de fatiga del componente sin entalla. Es de suponer entonces, que las grietas en algunos casos podrían crecer también desde algún otro lugar, que sea propicio para la

iniciación de grietas debido a la orientación cristalográfica, pero que no se encuentre afectado por el campo de tensiones generado por la presencia del defecto. La imagen 7 muestra uno de los ensayos realizados en el presente estudio. La entalla tiene un diámetro de 1 mm y el tamaño de grano es 3,46 mm. El ensayo finaliza a $1,69 \times 10^7$ ciclos. Se observa que la grieta, si bien se encuentra ubicada en la zona de reducción de área, no nace en el concentrador de tensiones. Probablemente, el origen tenga lugar en un grano mejor orientado según el eje de carga del material. Esta observación es consistente con los resultados obtenidos por Murakami et al.



Figura 7: Grieta que se inicia en la zona de reducción de área pero no en el concentrador de tensiones.

4. CONCLUSIONES

El factor de sensibilidad a la entalla para cierto material, debe estar siempre definido en función de su microestructura. Se comprobó que para especímenes de igual geometría, idénticas condiciones de carga y concentradores de tensión, la influencia o no de dicho concentrador de tensiones depende directamente de la relación que tiene con el tamaño de grano ($D_{entalla}/D_{grano}$). El mismo análisis puede ser realizado para evaluar la sensibilidad de un material a la presencia de inclusiones cuando es sometido a cargas cíclicas.

Estos resultados ayudan a entender la importancia de la microestructura a la hora de definir los límites de fatiga del material. Siendo de gran importancia cuando se trabaja con microcomponentes. Al trabajar con dimensiones características del orden de las decenas de micras, para evaluar el efecto de los concentradores de tensión sobre el límite de fatiga será de vital importancia contar con información clara de las características microestructurales.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer el apoyo financiero recibido del Ministerio de Educación y Ciencia de España mediante el proyecto DPI2008-01100 y DPI2011-27019 y a la Junta de Andalucía mediante el proyecto P07-TEP-03045.

REFERENCIAS

- [1] H. Neuber. Theory of stress concentration for shear-strained prismatic bodies with arbitrary nonlinear stress-strain laws, *trans asme. Journal of Applied Mechanics*, 28:544, 1961.
- [2] R. E. Peterson. Notch sensitivity, En: *Metal Fatigue*. McGraw-Hill, 1959.
- [3] Taylor D. Geometrical effects in fatigue: a unifying theoretical approach. *International Journal of Fatigue* 1999;21:413–20.
- [4] Taylor D. The theory of critical distances: a new perspective in fracture mechanics. Elsevier; 2007.
- [5] Navarro A, Vallellano C, de los Rios E, Xin XJ. Notch sensitivity and size effects described by a short crack propagation model. In: Beynon JH, BrownMW, Smith RA, Lindley TC, Tomkins B, editors. *Engineering Against Fatigue*. Balkema Publishers; 1997, p. 63–72.
- [6] Vallellano C, Navarro A, Domínguez J. Fatigue crack growth threshold conditions at notches. Part I: Theory. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures* 2000;23(2):113–21.
- [7] Vallellano C, Navarro A, Domínguez J. Fatigue crack growth threshold conditions at notches. Part II: Generalization and application to experimental results. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures* 2000;23(2):123–8.
- [8] Vallellano C, Mariscal MR, Navarro A, Domínguez J. A micromechanical approach to fatigue in small notches. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures* 2005;28(11):1035–45.
- [9] Vallellano C, Navarro A, Domínguez J. Fatigue failure assessment under stress gradients using small crack fatigue concepts. *Engineering Failure Analysis* 2009;16:2646–57.
- [10] Chaves V. y Navarro A. Predicción de fallo por fatiga en entallas bajo carga biaxial mediante teoría de dislocaciones. *Anales de la Mecánica de la Fractura*, I:109–114, 2006.
- [11] Lorenzino, P., *Fatiga en componentes con concentradores de tensión bajo carga en modo I*, Ph.D. Thesis, pp. 17, Sevilla, España, 2012.
- [12] Murakami Y. *Metal fatigue: effects of small defects and nonmetallic inclusions*. Elsevier, 2002.
- [13] Y. Murakami y M. Endo. Quantitative evaluation of fatigue strength of metals containing various small defects and cracks. *Engineering Fracture Mechanics*, 17(1):1–15, 1983.
- [14] Y. Murakami y T. Endo. Effects of small defects on fatigue strength of metals. *International Journal of Fatigue*, 2(1):23–30, 1980.
- [15] Y. Murakami, Y. Tazunoki, y T. Endo. Existence of the coaxing effect and effects of small artificial holes on fatigue strength of an aluminum alloy and 70-30 brass. *Metallurgical transactions.A, Physical metallurgy and materials science*, 15 A(11):2029–2038, 1984.
- [16] K. Yamada, M. G. Kim, and T. Kunio. The behaviour of short fatigue cracks, chapter Tolerant microflaw sizes and non-propagating crack behaviour, pages 261–274. *Mechanical Engineering Publications*, 1986.

APLICACIÓN DE ECUACIONES DE FLUJO PLÁSTICO BASADAS EN LA DISTANCIA EN EL ESPACIO DE TENSIONES A ENSAYOS CÍCLICOS EN ACERO F125

C. Madrigal, V. Chaves y A. Navarro

Dpto. Ing. Mecánica y de los Materiales, Escuela Técnica Superior de Ingeniería. Universidad de Sevilla.
Avda. Camino de los Descubrimientos, s/n. 41092. Sevilla.
E-mails: cmadrigal@us.es, navarro@us.es

RESUMEN

El objetivo de este trabajo es la aplicación práctica de un sistema de ecuaciones de flujo plástico en las que se integran y generalizan al caso multiaxial los conceptos del conocido Método de las Deformaciones Locales en fatiga. Esta teoría se basa en la idea de que la distancia en el espacio de tensiones es la que marca el comienzo de la plastificación. Dicha distancia se calcula mediante una métrica característica de cada material. Por otro lado, la regla de flujo hace uso de otra propiedad denominada módulo de endurecimiento. Tanto esta función como la métrica pueden ser obtenidas empíricamente. Para ello, se han desarrollado una serie de procedimientos que han sido empleados en la caracterización del acero F125. Además, el estudio experimental en probetas tubulares bajo cargas cíclicas proporcionales y no proporcionales, ha permitido la validación del modelo en algunas situaciones de cargas sencillas. El modelo proporciona buenos resultados para cargas proporcionales y predice correctamente la estabilización de las tensiones en ensayos fuera de fase.

ABSTRACT

This work is focused on the practical application of a system of plastic flow equations that integrates and generalizes the different concepts involved in the well-known Local Strain Method in fatigue. This theory is based on the idea that the beginning of yielding is established by the distance in the stress space, calculated using certain metrics which are characteristic for each material. On the other hand, the flow rule includes another property called hardening module. Both this function and the metric can be obtained empirically. A series of procedures to calculate them have been developed and applied to the characterization of F125 steel. Besides, the experimental analysis of tubular specimens subjected to proportional and non-proportional cyclic loadings has enabled the validation of the model for a series of simple load scenarios. The model produces sound results for proportional loads, and predicts accurately the stabilization of stresses in out-of-phase tests.

PALABRAS CLAVE: Plasticidad cíclica, Fatiga multiaxial, ensayo de paso incremental.

1 INTRODUCCIÓN

La mayoría de los elementos de máquinas están sometidos a cargas y deformaciones multiaxiales cíclicas que no siempre están causadas por la naturaleza de las cargas, sino por la geometría del propio componente. La presencia de entallas y concentradores de tensión suelen provocar dichas cargas, así como la consecuente iniciación de grietas de fatiga. Si la entalla es severa, la rotura puede producirse tras un número pequeño de ciclos. En estas situaciones es de aplicación el Método de las Deformaciones Locales. Sin embargo, a pesar de que es extensamente empleado en la industria de la automoción, en la aeronáutica o en la aeroespacial, sólo es válido para cargas uniaxiales.

En trabajos anteriores [1–3] se ha desarrollado una presentación no estándar de la plasticidad que permite trabajar en el caso multiaxial con una metodología parecida a la de dicho método. Sin embargo, su implementación requiere el cálculo previo de varios parámetros característi-

cos del material. En este trabajo se presenta un extenso estudio experimental que proporciona los datos necesarios para la obtención de estos parámetros, así como la evaluación misma del modelo.

2 MODELO

El modelo está basado en la idea de que la deformación plástica que tiene lugar al pasar de un estado tensional a otro, depende de la distancia entre los puntos que representan dichos estados tensionales en el espacio de tensiones. Así, el criterio de plastificación está definido por la distancia de un punto al origen de este espacio tensorial, medida mediante la magnitud del tensor de tensiones

$$Q^2 = |\boldsymbol{\sigma}|^2 = g_{ij} \sigma^i \sigma^j \quad (1)$$

donde g_{ij} son las componentes del tensor fundamental \mathcal{G} .

Nótese que en la expresión anterior se ha utilizado el convenio de la suma de Einstein y que el tensor de tensiones se ha reescrito en forma de pseuvector con el siguiente orden:

$$\begin{matrix} 1 - \sigma_x & 2 - \sigma_y & 3 - \sigma_z & 4 - \tau_{xy} & 5 - \tau_{yx} \\ 6 - \tau_{yz} & 7 - \tau_{zy} & 8 - \tau_{zx} & 9 - \tau_{xz} \end{matrix} \quad (2)$$

El criterio de fluencia queda pues

$$Q = |\sigma| = \sqrt{g_{ij}\sigma^i\sigma^j} = k \quad (3)$$

donde k es un parámetro del material que depende del endurecimiento acumulado.

Esta definición del criterio de plastificación sugiere que todos los tensores de igual magnitud están situados en una misma hipersfera centrada en el origen del espacio de tensiones. La superficie de plastificación es por tanto una hipersfera centrada en el origen.

La regla de endurecimiento viene dada en función de esta magnitud Q

$$|d\varepsilon^p| = \Phi(Q) dQ \quad (4)$$

donde $\Phi(Q)$ es denominado *módulo de endurecimiento* y puede ser calculado empíricamente, por ejemplo, a partir de ensayos uniaxiales cíclicos estándar. Esta regla implica que sólo aparece deformación plástica cuando se produce un incremento positivo en el módulo de las tensiones Q . Es decir, que la fluencia sólo depende del incremento de la distancia al origen del espacio. Esto conduce naturalmente a la regla de flujo de la normal

$$d\varepsilon^p = \Phi(Q) dQ \mathbf{n} \quad (5)$$

donde \mathbf{n} es el vector normal a la superficie de fluencia en el punto que representa el estado tensional. El vector normal se calcula mediante el gradiente de la distancia

$$\mathbf{n} = \frac{\nabla Q}{|\nabla Q|} \quad (6)$$

cuyas componentes son

$$n_i = \frac{\partial Q}{\partial \sigma^i} = \frac{1}{Q} g_{ij} \sigma^j = \frac{\sigma_i}{Q} \quad (7)$$

Introduciendo el producto tensorial (\otimes), la ecuación (5) es equivalente a

$$d\varepsilon^p = \Phi(Q)(\mathbf{n} \otimes \mathbf{n}) d\sigma \quad (8)$$

que indica que $d\varepsilon^p$ y $d\sigma$ mantienen una relación lineal que sólo depende del módulo de las tensiones Q . La deformación total se consigue añadiendo la parte elástica dada por la ley de Hooke.

Volviendo a la interpretación geométrica, un proceso de carga que parte del reposo vendría representado por un punto de tensión alejándose del origen. Cuando el punto

alcanza la hipersfera de fluencia comienza la plastificación. Si el punto sigue alejándose del origen la fluencia continúa, aumentando el tamaño de la hipersfera, que en todo momento contiene al punto de tensión. Si el punto de tensión se moviera sobre la hipersfera manteniendo la distancia al origen, se trataría de una carga neutra. También puede ocurrir que el punto se mueva hacia el interior de la hipersfera, produciéndose una descarga. En este caso, las ecuaciones anteriores dejan de tener validez. A partir de ese momento la distancia es medida desde el punto de retorno de la carga, como se muestra en la figura 1. La distancia viene definida ahora por el tamaño de la hipersfera interna, tangente a la inicial en el punto de retorno. El nuevo parámetro que caracteriza esta distancia es precisamente el diámetro q , que se calcula por medio de la definición del productor escalar,

$$q = \frac{|\sigma - \sigma_m|}{\cos \theta} = \frac{(\sigma_i - \sigma_{mi})(\sigma^i - \sigma_m^i) q_0}{(\sigma_{cai} - \sigma_{mi})(\sigma^j - \sigma_m^j) 2} \quad (9)$$

donde σ_m es el punto de retorno; σ_{ca} es el centro de la hipersfera previa, cuyo diámetro es q_0 y θ es el ángulo que forman el segmento $\sigma - \sigma_m$ con la línea que une σ_m con el centro de la hipersfera anterior σ_{ca}

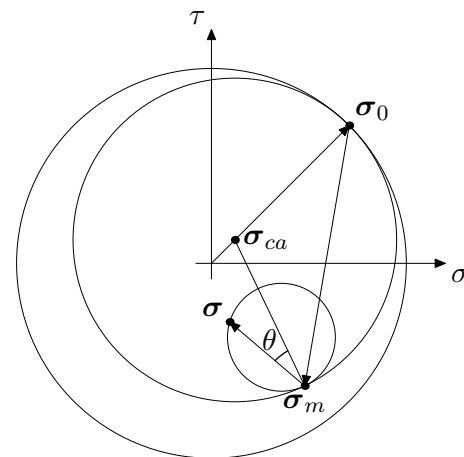


Figura 1. Proceso de descarga.

La regla de flujo y el vector normal para un proceso de descarga vienen dados por

$$d\varepsilon^p = \phi(q) dq \mathbf{n} = \phi(q) \frac{\mathbf{n} \otimes \mathbf{n} d\sigma}{\cos^2 \theta} \quad (10)$$

y

$$n_i = \frac{2}{q} (\sigma_i - \sigma_{mi}) - \frac{2}{q_0} (\sigma_{cai} - \sigma_{mi}) \quad (11)$$

Una explicación más detallada del modelo puede encontrarse en [1-3].

3 CARACTERIZACIÓN DEL MATERIAL

La aplicación del modelo requiere la caracterización previa del material. El comportamiento elástico, gobernado

por la ley de Hooke, hace uso de los módulos de Young E y de cizalladura G . Por otro lado, la parte plástica es introducida mediante el módulo de endurecimiento $\Phi(Q)$ para un proceso de carga y $\phi(q)$ para la descarga. Todas estas propiedades pueden calcularse a partir de sencillas curvas experimentales tensión-deformación. El comportamiento simulado dependerá, lógicamente, de la curva empleada para el ajuste de las propiedades. De esta manera, se utilizan curvas de ensayos monótonos para simular cargas de dicho tipo y curvas cíclicas cuando es el comportamiento cíclico el de interés.

El modelo aquí estudiado, está orientado a la fatiga de los metales, donde es práctica común ignorar el período transitorio introduciendo el comportamiento del material mediante curvas cíclicas. Estas curvas han sido obtenidas mediante ensayos de paso incremental. Este procedimiento, usualmente aplicado en casos uniaxiales, ha sido aquí extendido a cargas biaxiales proporcionales y no-proporcionales. En un ensayo de este tipo, la probeta se somete a bloques de carga de forma que la amplitud de la deformación crece gradual y simétricamente cada medio ciclo hasta que se alcanza un máximo. A continuación decrece de la misma manera hasta regresar al punto de partida. El bloque completo se aplica de forma continuada hasta la rotura. Sólo unos pocos bloques son necesarios para que la respuesta se estabilice. La superposición de los picos de las curvas de un semibloque de subida proporciona la curva de comportamiento cíclico.

Algunos metales muestran un endurecimiento adicional al estar sometidos a cargas no-proporcionales. Esto implica que las predicciones hechas a través de las curvas de comportamiento proporcionales pueden conducir a errores considerables. Para este tipo de carga es necesario ajustar los parámetros con las curvas halladas en ensayos no-proporcionales.

Teniendo en cuenta estas consideraciones, se ha llevado a cabo un extenso programa experimental, que incluye ensayos de paso incremental uniaxiales de tracción y de torsión, de donde las propiedades válidas para las situaciones proporcionales son extraídas. A continuación, se han realizado ensayos biaxiales proporcionales, con varias relaciones de proporcionalidad entre la componente axial y la tangencial: 15°, 30°, 45°, 60° y 75°, y por último, ensayos no-proporcionales fuera de fase a 90°.

4 PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Las probetas se han fabricado a partir de barras de acero normalizado F-125 de 25 mm de diámetro. La composición química suministrada por el fabricante consta de 0,39 % C, 0,81 % Mn, 0,24 % Si, 0,016 % P, 0,02 % S, 0,98 % Cr, 0,2 % Mo y el resto de hierro (Fe). La microestructura es típica bainítica con inclusiones de sulfuro de manganeso no uniformemente distribuidas por la sección.

Tanto la geometría de la probeta como el procedimiento experimental se han diseñado de acuerdo con las indicaciones de la norma ASTM E2207. La sección de galga es de 30 mm y el espesor de 1,5 mm. La superficie interior ha sido lapeada y la exterior pulida para garantizar un buen acabado superficial. Las probetas se han sometido a combinaciones de cargas axial y torsional controlados en deformación. Todos los ensayos se han llevado a cabo a temperatura ambiente mediante una máquina de ensayos servohidráulica MTS 809 TestStar. Las deformaciones se han impuesto mediante un extensómetro biaxial Epsilon 3550 axial/torsional, calibrado mediante el calibrador de la misma marca modelo 3590AT. El error relativo máximo cometido se ha mantenido por debajo del 0.3 % en ambos canales.

Como se ha dicho anteriormente, las curvas de comportamiento cíclico se han obtenido mediante ensayos de paso incremental. El procedimiento uniaxial usual consiste en la aplicación de una señal senoidal de amplitud variable, bien en el canal axial o en el torsional. Para su extensión al caso biaxial se aplican dos señales simultáneas en ambos canales. Si la sincronización de ambas se realiza en fase, es decir, ambas alcanzan los máximos y los mínimos al mismo tiempo, el ensayo es proporcional, mientras que si existe algún desfase entre ellas, se denomina ensayo no-proporcional fuera de fase.

5 AJUSTE DE LA MÉTRICA

Se ha supuesto una métrica cuasi-isótropa, es decir, definida por tan sólo dos parámetros cuya relación se deja libre, de forma que

$$\mathcal{G} = \begin{bmatrix} g_{\sigma} & \frac{-g_{\sigma}}{2} & \frac{-g_{\sigma}}{2} & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ \frac{-g_{\sigma}}{2} & g_{\sigma} & \frac{-g_{\sigma}}{2} & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ \frac{-g_{\sigma}}{2} & \frac{-g_{\sigma}}{2} & g_{\sigma} & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & g_{\tau} & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & g_{\tau} & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & g_{\tau} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & g_{\tau} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & g_{\tau} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & g_{\tau} \end{bmatrix} \quad (12)$$

Según la regla de flujo, el módulo de la deformación plástica está relacionado con el de la tensión como

$$|d\epsilon^P| = \Phi(Q) dQ \quad (13)$$

En el caso de un ensayo axial, se tiene

$$|d\epsilon^P| = \frac{d\epsilon_1^P}{\sqrt{g_{\sigma}}} = d|\epsilon^P| \quad (14)$$

Esta igualdad también se cumple en un ensayo torsional

$$|d\epsilon^P| = \frac{d\gamma}{\sqrt{2g_{\tau}}} = d|\epsilon^P| \quad (15)$$

Introduciendo estas ecuaciones en (13) resulta

$$d|\epsilon^P| = \Phi(Q) d|\sigma| \quad (16)$$

para ambas cargas, axial y torsional.

Esto quiere decir que las curvas uniaxiales $|\varepsilon^p| - |\sigma|$, obtenidas de los ensayos axiales y torsionales deben coincidir, ya que $\Phi(Q)$ es la misma en ambos casos. Entonces, para estas cargas

$$|\varepsilon^p| = F(|\sigma|) \quad (17)$$

Por otro lado, bajo carga axial

$$|\sigma| = \sigma^1 \sqrt{g_\sigma} \quad ; \quad |\varepsilon^p| = \frac{\varepsilon_1^p}{\sqrt{g_\sigma}} \quad (18)$$

mientras que para torsional

$$|\sigma| = \tau \sqrt{2g_\tau} \quad ; \quad |\varepsilon^p| = \frac{\gamma^p}{\sqrt{2g_\tau}} \quad (19)$$

Con estas ecuaciones insertadas en (17), se obtiene

$$\frac{\varepsilon_1^p}{\sqrt{g_\sigma}} = F(\sqrt{g_\sigma} \sigma^1) \quad ; \quad \frac{\gamma^p}{\sqrt{2g_\tau}} = F(\sqrt{2g_\tau} \tau) \quad (20)$$

de donde se deduce que $\sigma^1 \sqrt{g_\sigma}$ es a $\varepsilon_1^p / \sqrt{g_\sigma}$ como $\tau \sqrt{2g_\tau}$ a $\gamma^p / \sqrt{2g_\tau}$, o en otras palabras, que la relación entre σ^1 y ε_1^p es la misma que entre $\tau \sqrt{2\kappa}$ y $\gamma^p / \sqrt{2\kappa}$, con $\kappa = g_\tau / g_\sigma$.

Este resultado proporciona un método sencillo para calcular el ratio entre los parámetros de la métrica, consistente en la representación de los resultados experimentales de los ensayos uniaxiales en la misma gráfica, enfrentando los valores de ε_1^p y $\gamma^p / \sqrt{2\kappa}$ a los de σ^1 y $\tau \sqrt{2\kappa}$ para varios valores de κ . El valor que maximiza la correlación entre ambas curvas es elegido. La correlación se evalúa mediante la suma de los cuadrados de las distancias entre ambas, para un número determinado de abscisas. Este procedimiento proporciona un valor de $\kappa = 1,65$.

El valor concreto de las constantes g_σ y g_τ puede seleccionarse arbitrariamente ya que tan sólo influye en el valor de Q . Por sencillez, aquí se ha tomado $g_\sigma = 1$ y $g_\tau = \kappa g_\sigma$.

6 CÁLCULO DE $\Phi(Q)$

Una vez que los parámetros de la métrica han sido ajustados, se procede al cálculo del módulo de endurecimiento. Como se ha mencionado anteriormente, se han empleado curvas tensión-deformación uniaxiales para tal fin. En el caso axial, cuando la única componente activa del tensor de tensiones es σ^1 , la deformación viene dada por

$$d\varepsilon_1 = d\varepsilon_1^e + d\varepsilon_1^p = \frac{1}{E} d\sigma^1 + \Phi(Q) dQ n_1 \quad (21)$$

y el incremento de Q por

$$dQ = \nabla Q \cdot d\sigma = \mathbf{n} \cdot d\sigma = n_1 d\sigma^1 = \sqrt{g_{11}} d\sigma^1 \quad (22)$$

donde la componente del vector normal es

$$n_1 = \frac{g_{ij} \sigma^j}{Q} = \frac{g_{11} \sigma^1}{\sqrt{g_{11}} \sigma^1} = \sqrt{g_{11}} \quad (23)$$

Introduciendo (22) y (23) en (21) y dividiendo por $d\sigma^1$ se obtiene

$$\frac{d\varepsilon_1}{d\sigma^1} = \frac{1}{E} + \Phi(Q) g_{11} \quad (24)$$

Por otro lado, se tiene que

$$\frac{d\varepsilon_1}{d\sigma^1} = \frac{1}{H(\sigma)} \quad (25)$$

donde $H(\sigma)$ es la inversa de la pendiente de la curva tensión-deformación. Entonces, de la combinación de (24) con (25) puede despejarse

$$\Phi(Q) = \frac{1}{g_{11}} \frac{E - H(\sigma)}{EH(\sigma)} \quad (26)$$

Con esta expresión y teniendo en cuenta que $Q = \sqrt{g_{11}} \sigma$ cada par $\sigma - \varepsilon$ de la curva experimental puede transformarse en un par $\Phi(Q) - Q$ de la curva deseada.

Este cálculo también puede realizarse considerando sólo la parte plástica de la deformación, de forma que

$$\Phi(Q) = \frac{1}{g_{11}} \frac{1}{h(\sigma)} \quad (27)$$

donde $h(\sigma)$ es ahora la pendiente de la curva tensión-deformación plástica.

Un procedimiento análogo puede ser desarrollado para la obtención del módulo de endurecimiento a partir del ensayo uniaxial de torsión, llegándose a ecuaciones similares. Es importante resaltar que dicho proceso incluye la derivación de una curva experimental. La diferenciación de datos experimentales no es una tarea tan simple como la derivación de funciones matemáticas, debido a la presencia de ruido, ya que éste se ve amplificado con la derivación. En este trabajo, se han implementado y comparado tres métodos. El primero de ellos, [4, p.140], está basado en la regresión lineal de funciones sigmoideas logísticas a través de método de máxima verosimilitud, empleando una regularización de mínimos cuadrados. El segundo método, basado en el teorema de Nyquist, desarrollado por [5] y aplicado en situaciones similares por [6]. El último, basado en la propuesta [7], emplea una regularización de tipo Tikhonov para resolver la ecuación integral de Volterra. Los tres métodos proporcionan resultados similares en la mayoría de los casos, si bien, es el primero de ellos el que ha resultado más fiable.

7 CARGA NO-PROPORCIONAL

Tanto la métrica como el módulo de endurecimiento $\Phi(Q)$ calculados anteriormente son propiedades del material que describen el comportamiento del mismo bajo

solicitaciones uniaxiales o proporcionales, ya que ambos tipos de carga están caracterizadas por la misma estructura metalográfica. Sin embargo, la no-proporcionalidad de las cargas puede activar otros sistemas de deslizamiento, induciendo un endurecimiento adicional. Si este fenómeno es observado, estas propiedades deben ser reajustadas.

La manera usual de analizar este efecto es mediante la comparación de curvas cíclicas. Para ello deben representarse magnitudes equivalentes que puedan ser comparadas. De acuerdo con la ecuación (17), es razonable definir, en este contexto, la tensión equivalente como $Q = |\sigma|$ y la deformación plástica equivalente como $|\epsilon^p|$. La figura 2 muestra las curvas equivalentes correspondientes a los ensayos uniaxiales, biaxiales proporcionales y no-proporcionales. Cada una de las curvas ha sido obtenida de un sólo ensayo de paso incremental, es por eso que la curva correspondiente al ensayo no-proporcional presenta un cierto rizado poco usual. Estas ondulaciones se deben a que ni el módulo de las tensiones ni el de las deformaciones han aumentado monótonamente con cada ciclo. Esto se debe a que los parámetros del ensayo han sido calculados con la métrica uniaxial, que no es correcta para esta carga. Ondulaciones similares han sido encontradas en otros estudios experimentales como [8].

La representación de la curva cíclica no-proporcional proporciona precisamente una manera de reajustar la métrica, ya que ésta será la que minimice este rizado, haciendo que un incremento de tensión conduzca a un incremento de deformación y al contrario. Así, se ha obtenido un valor de $\kappa = g_\sigma / g_\tau = 1,9$ para este tipo de cargas.

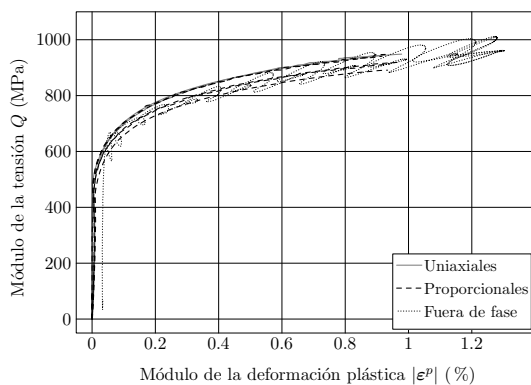


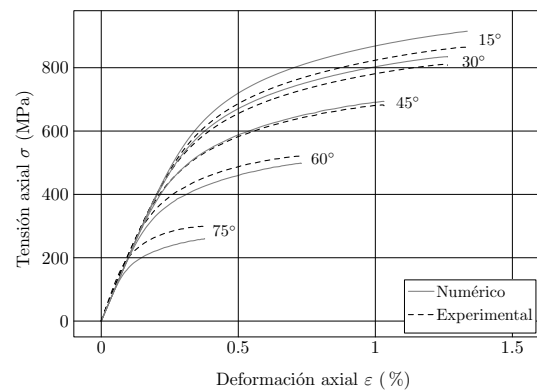
Figura 2. Curvas cíclicas equivalentes.

Por otro lado, esta figura pone de manifiesto la ausencia de endurecimiento adicional debido a la no-proporcionalidad. El nivel de Q es el mismo en todas las curvas equivalentes. Esto quiere decir que tanto las cargas proporcionales como las no-proporcionales pueden ser descritas por el mismo módulo de endurecimiento $\Phi(Q)$. Cabe destacar que sólo se han incluido en este estudio ensayos fuera de fase a 90° , que son los que provocan un mayor endurecimiento adicional. Si el material

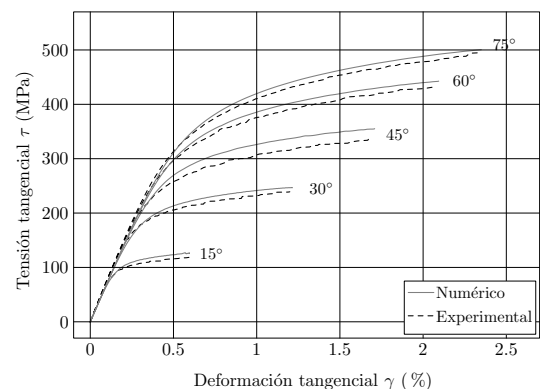
hubiese presentado este fenómeno, hubiera sido necesario un estudio experimental más completo que incluyera otros grados de no-proporcionalidad.

8 RESULTADOS

Una vez caracterizado el material, se han llevado a cabo simulaciones de las historias de carga aplicadas en los ensayos mediante un código escrito en el programa comercial Matlab. Los resultados numéricos se han comparado con los experimentales poniendo de manifiesto un alto grado de acuerdo entre ambos.



(a) Rama axial



(b) Rama torsional

Figura 3. Curvas cíclicas proporcionales.

La figura 3 muestra los resultados de los ensayos proporcionales. En ella se observa la existencia de un cierto grado de anisotropía, coherente con la imposición de una métrica cuasi-isótropa. En efecto, la simulación del ensayo a 45° es muy precisa, mientras que las curvas de los ensayos de menor amplitud quedan por debajo de las experimentales y por encima para los de amplitud elevada. En cualquier caso los resultados son buenos ya que el grado de anisotropía es casi despreciable.

Al contrario que en las simulaciones proporcionales, cuando la carga es no-proporcional el módulo de endurecimiento puede influir notablemente en los resultados. En efecto, las simulaciones realizadas con el módulo de

endurecimiento hallado del ensayo de torsión no se estabilizan mientras que las realizadas con el módulo del ensayo axial sí lo hacen y predicen correctamente el valor de las tensiones de estabilización. Esto ocurre a pesar de que ambas curvas $\Phi(Q)$ son muy similares en casi todo su recorrido, excepto en las pendientes finales. Sin embargo, en este tipo de ensayos, es el tramo final de $\Phi(Q)$ el que controla la cantidad de endurecimiento desarrollado antes de la estabilización. Si el valor de la pendiente final no es suficientemente alto, la simulación no se estabiliza.

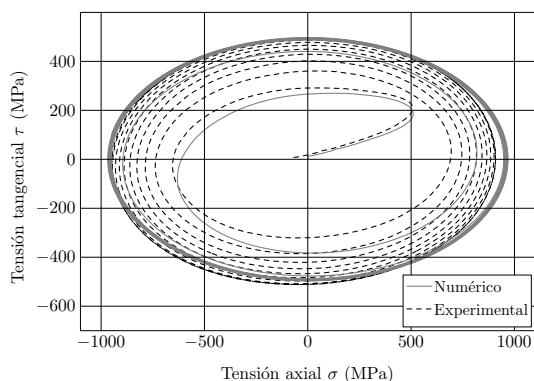


Figura 4. Simulaciones del ensayo fuera de fase a 90°.

9 CONCLUSIONES

El estudio experimental llevado a cabo en acero F125 bajo cargas cíclicas proporcionales y no-proporcionales ha permitido la implementación práctica del modelo de plasticidad propuesto en [1]. Las ecuaciones constitutivas del modelo están basadas en dos propiedades del material: una métrica para calcular el módulo Q del vector tensión, y el módulo de endurecimiento $\Phi(Q)$ que describe el comportamiento plástico. Se han desarrollado procedimientos sencillos para el ajuste de estos parámetros a partir de datos experimentales.

La métrica y el módulo de endurecimiento obtenidos a partir de ensayos cíclicos uniaxiales son válidos para todas las situaciones proporcionales. El módulo de endurecimiento es además válido para cargas no-proporcionales ya que el material no muestra endurecimiento adicional. La métrica, sin embargo, varía ligeramente con el tipo de carga. El procedimiento diseñado para su cálculo en situaciones proporcionales y no-proporcionales ha proporcionado buenos resultados, observándose que la pendiente final del módulo de endurecimiento $\Phi(Q)$ determina la cantidad de endurecimiento desarrollado antes de la estabilización en un ensayo fuera de fase. Pendientes demasiado pequeñas no predicen la estabilización de la respuesta.

El modelo proporciona buenos resultados para cargas uniaxiales y proporcionales. En situaciones de no-proporcionalidad, predice buenos valores de estabilización si bien no recoge adecuadamente su evolución.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer la financiación recibida del Ministerio de Educación de España a través de los proyectos DPI2008-01100 y DPI2011-27019, y a la Junta de Andalucía mediante el proyecto TEP-03045.

REFERENCIAS

- [1] A. Navarro, J. M. Giráldez, and C. Vallellano, "A constitutive model for elastoplastic deformation under variable amplitude multiaxial cyclic loading," *International Journal of Fatigue*, vol. 27, pp. 838–846, 2005.
- [2] A. Navarro and C. Madrigal, "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.
- [3] C. Madrigal and A. Navarro, "Distancia en el espacio de tensiones y criterios de plastificación," *Anales de Mecánica de la Fractura*, vol. 28-II, pp. 571–576, 2011.
- [4] C. M. Bishop, *Pattern recognition and machine learning*. Springer, 2006.
- [5] X. S. Li, J. Yang, and H. Liu, "Differentiation of noisy experimental data for interpretation of nonlinear stress-strain behavior," *Journal of Engineering Mechanics*, vol. 124, pp. 705–712, 1998.
- [6] Y. Wang and T. D. O'Rourke, "Interpretation of secant shear modulus degradation characteristics from pressuremeter tests," *Journal of Geotechnical and Geoenvironmental Engineering*, vol. 133, pp. 1556–1566, 2007.
- [7] A. S. Lubansky, Y. L. Yeow, Y. Leong, S. R. Wickramasinghe, and B. Han, "A general method of computing the derivative of experimental data," *American Institute of Chemical Engineers Journal*, vol. 52, pp. 323–332, 2006.
- [8] H. S. Lamba and O. M. Sidebottom, "Cyclic plasticity for nonproportional paths: Part 1 - cyclic hardening, erasure of memory, and subsequent strain hardening experiments," *Journal of Engineering Materials and Technology*, vol. 100, pp. 96–103, 1978.

COMPORTAMIENTO MECÁNICO FRENTE A ESFUERZOS DINÁMICOS DE MANTA ELASTOMÉRICA PARA LA ATENUACIÓN DE VIBRACIONES EN FERROCARRILES

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

El paso de trenes, tranvías y otros tipos de tráfico ferroviario genera vibraciones. Estas vibraciones se transmiten a través de toda la estructura de la vía, se propagan a través del subsuelo en forma de ondas, y las personas y los edificios sufren las molestias. Mantas antivibratorias se colocan debajo del balasto o bajo la placa de hormigón de las vías del ferrocarril para evitar o reducir las vibraciones. Hoy en día, se utilizan diferentes materiales para su fabricación. Los elementos antivibratorios más usados están elaborados de lana de roca, de caucho o corcho. Recientemente, el uso de partículas elastoméricas obtenidas a partir de neumáticos fuera de uso aglutinados con una matriz de resina polimérica ha aumentado con el objetivo de producir un nuevo sistema antivibratorio "eco-friendly".

Este trabajo se centra en el estudio del comportamiento mecánico de las mantas, realizadas con esta nueva solución, bajo los esfuerzos dinámicos producidos en la vía simulados en laboratorio. Asimismo, en este estudio se ha tenido en cuenta el efecto del envejecimiento térmico y la absorción de agua sobre el comportamiento mecánico.

ABSTRACT

The passage of trains, trams and other kinds of railway traffic generates vibrations. Such vibrations are transmitted through the entire track structure, propagate through the subsoil as waves, and people and buildings suffer these type of annoyances. Anti-vibration mats are placed under ballasted railway tracks or under concrete slab track to avoid or reduce vibration. Nowadays, different materials are used for its manufacture. The anti-vibration elements most used are made of rockwool, rubber or cork. Recently, the use of elastomeric particles obtained from old tires bounded with a polymer matrix resin has been increased to produce a new anti-vibration system "eco-friendly".

This work focuses on the study of the mechanical behavior of mats made of this new solution under the dynamic efforts produce on the track simulated in lab. Also in this study, the effect of thermal aging and water absorption on mechanical behavior has taken into account.

PALABRAS CLAVE: Fatiga, Atenuación de vibraciones, manta elastomérica.

1. INTRODUCCIÓN Y OBJETIVO

La manta elastomérica complementa a los sistemas de vía, ya sea bajo balasto o bajo plataforma de hormigón, en aquellas zonas sensibles de sufrir fenómenos de vibración debido a la proximidad de los edificios, especialmente en ámbitos urbanos, llegando a conseguirse niveles globales de atenuación de vibraciones superiores a 20 dB.

En este trabajo se ha analizado el comportamiento de la placa elastomérica bajo acciones dinámicas, así como su durabilidad en función del uso al que será sometida. Además, el estudio contempla la influencia que, sobre el comportamiento dinámico, pueda tener el envejecimiento físico de la manta. Este envejecimiento se provocará aceleradamente en base a incrementos elevados de temperatura y ambientes con exceso de humedad. De la misma forma, también se evalúa la

influencia en la respuesta dinámica de variables externas como puedan ser la temperatura ambiente, el incremento de la frecuencia de aplicación de cargas o el cambio de geometría del plato transmisor de esfuerzos.

2. MATERIAL OBJETO DE ENSAYO

Las mantas antivibratorias empleadas para este trabajo se han fabricado por medio de presión de mezcla homogénea de granulados de neumático fuera de uso procedentes de vehículos ligeros y/o vehículos pesados perfectamente caracterizados previamente a su ligado con una resina de matriz polimérica, con la adición de algún aditivo o compuesto complementario que mejora las prestaciones del producto. El diseño de la manta, en cuanto a espesor y forma, viene determinado por un estudio vibratorio previo, particularizado para las necesidades del trazado.

Para la caracterización dinámica se han empleado mantas con espesor de 25 mm con geometría plana en la parte superior y geometría ondulada en la inferior (ver Figura 1), con el objeto de reducir la rigidez de la misma y mantas planas por ambas caras con espesor de 35 mm.



Figura 1: Geometría ondulada del plano inferior

Las dimensiones de la manta para los ensayos a escala reducida en máquina universal de ensayo fueron de 300x300 mm, mientras que para el ensayo de fatiga en bancada se emplearon dos mantas de 1000x500 mm unidas a tope.

3. METODOLOGÍA DE ENSAYO

La caracterización dinámica de la manta se realizó de acuerdo a documentos técnicos como pliegos de prescripciones, especificaciones técnicas y normativas de referencia [1-5]. Para la determinación de los módulos, tanto estáticos como dinámicos, se empleó una máquina de ensayo servohidráulica de ±100 kN, en la que se acopló el útil que se muestra en la Figura 2, formado por dos platos de carga de acero de 300x300 mm y una rótula. La medida de deformación se realizó por medio de 4 comparadores LVDT de ±10 mm de recorrido colocados en cada uno de los extremos.



Figura 2. Dispositivo empleado en los ensayos a escala reducida

Para comparar el comportamiento experimentado por la manta, empleando este dispositivo, frente a una situación más realista, se fabricó una “placa de balasto” para sustituir el plato de carga superior. Esta placa, de iguales dimensiones que los platos de carga de acero, está constituida por partículas de balasto unidas por medio de un mortero, como puede verse en la fotografía de la Figura 3.



Figura 3. Detalle de la placa balasto

Para la determinación del módulo estático se aplicó una carga entre 0 y 9.9 kN a una velocidad de 1 mm/min. La medida del módulo se realizó entre valores de 1,8 y 9 kN. Para los ensayos de rigidez dinámica se emplearon diferentes frecuencias de ensayo: 1, 5, 10 y 20 Hz y diferentes temperaturas, -20, -10, 0 y 30 °C, en este caso, entre valores de carga de 1,8 y 9 kN.

El módulo, tanto estático como dinámico, se obtuvo como la relación entre la variación de tensión, $\Delta F/S_0$, y el acortamiento medio sufrido por la manta, $\Delta\delta_m$:

$$C_{\text{est ó din}} = \frac{\Delta F}{S_0 \cdot \Delta\delta_m} \quad (\text{N/mm}^3)$$

Durante los ensayos dinámicos se realizaron medidas del ángulo de desfase entre las señales de carga y deformación.

Estos ensayos, también han servido para evaluar la variación de comportamiento experimentada por las mantas al envejecerlas artificialmente en diferentes situaciones: en estufa a 70 °C durante 7 días, por un lado, y por inmersión en agua a 50 °C 7 días, por otro.

Por último, se realizó un ensayo de fatiga sobre una superficie de manta de 1 m². El ensayo se realizó según DIN 45673-5 [5]. La muestra, que incluye una junta longitudinal en el centro de la misma, se introduce dentro de un cajón de madera. La junta se protege por medio de una cinta adhesiva y la superficie total de ensayo se cubre por medio de un geotextil para evitar que la manta se dañe por el continuo punzonamiento del balasto al aplicar la carga dinámica. A continuación, se rellena el cajón con balasto hasta una altura de 35 cm. Sobre la superficie de balasto se coloca un disco metálico de 600 mm de diámetro que distribuye las cargas al dispositivo. Estas cargas aplicadas dependen del módulo estático y se aplican en dos series. Para este caso, las cargas son de 10 kN para el nivel mínimo y 56 kN para el máximo durante 107 ciclos a una frecuencia de 5 Hz y se aumenta el nivel máximo hasta los 75 kN en la segunda fase que dura 2,5·10⁶ ciclos. Se realizan medidas del módulo estático sin balasto antes y después del ensayo y medidas estáticas y dinámicas a lo largo del ensayo con balasto, empleando los mismos niveles tensionales y de velocidad que en los ensayos de módulo a escala reducida. Para la realización de los ensayos se empleó una bancada dotada de un actuador servohidráulico de ±100 kN. Los desplazamientos se midieron por medio de cuatro comparadores LVDT (ver Figura 4).



Figura 4. Dispositivo empleado para la fatiga

4. RESULTADOS Y ANÁLISIS

4.1. Comparativa Placa balasto-Placa metálica

En las Figura 5 y 6 se aprecian los comportamientos de mantas planas de 35 mm de espesor tanto en régimen estático (3 mantas) como dinámico a 10 Hz (2 mantas), ensayadas con el plato de carga metálico y con la placa balasto. Como era de esperar y debido a que la superficie de contacto inicial en la placa balasto es más pequeña, debido a su elevada rugosidad, los valores del módulo son inferiores. En el caso estático se comprueba que en la parte inicial del ensayo es donde más se acentúa la diferencia y, posteriormente, y a medida que el balasto se va clavando en la manta, los valores del módulo estático van incrementándose hasta alcanzar valores muy parecidos a los obtenidos con la placa metálica.

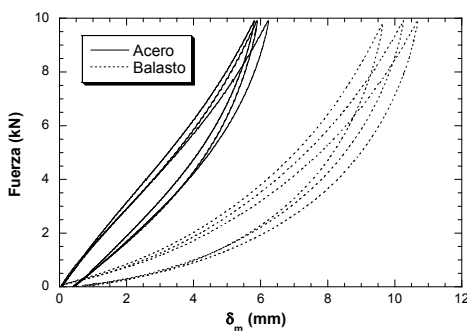


Figura 5. Comparativa estática placa balasto

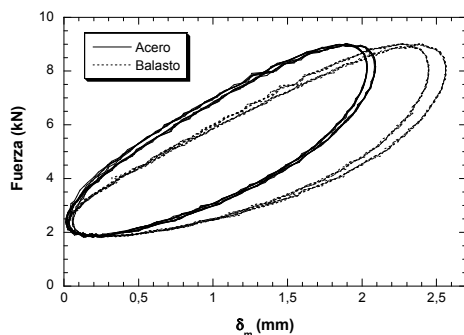


Figura 6. Comparativa dinámica placa balasto

En la Tabla 1 se muestra un resumen con los resultados obtenidos, comprobándose el incremento en los módulos al emplear en la caracterización la placa metálica, 34 % en el caso estático y 21 % para el dinámico. Por ello, el empleo de la placa balasto dificultaría realizar la intercomparación de resultados obtenidos en diferentes laboratorios debido a las diferencias geométricas que se pueden producir en la fabricación de la placa balasto.

Tabla 1. Comparativa placa balasto-placa metálica

	C_{est} (N/mm ³)			C_{din} (N/mm ³)	
	P. Balasto	0,014	0,014	0,013	0,032
P. Metálica	0,019	0,019	0,018	0,039	0,040

4.2. Envejecimiento de la manta

Sobre mantas similares se comprobó el efecto de su envejecimiento, por medio de ensayos estáticos y dinámicos a 10 Hz, previos y posteriores a los tratamientos. Las Figuras 7 y 8 reflejan los ensayos realizados sobre mantas sometidas a un periodo de calentamiento de 7 días en estufa a 70 ° C. Por otro lado, las Figuras 9 y 10 presentan los resultados de los ensayos realizados sobre mantas que sufrieron una inmersión previa en agua durante 7 días a 50°C.

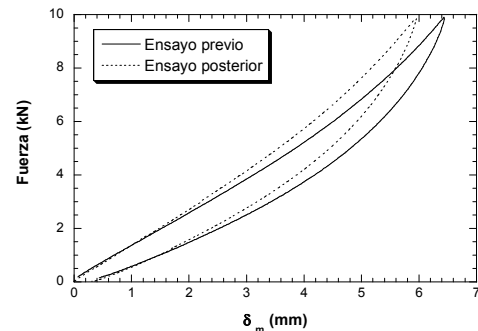


Figura 7. C_{est} de placas envejecidas en estufa

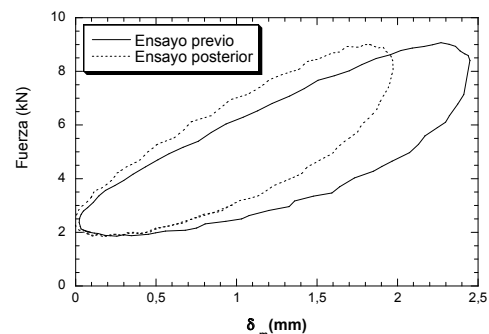


Figura 8. C_{din} de placas envejecidas en estufa

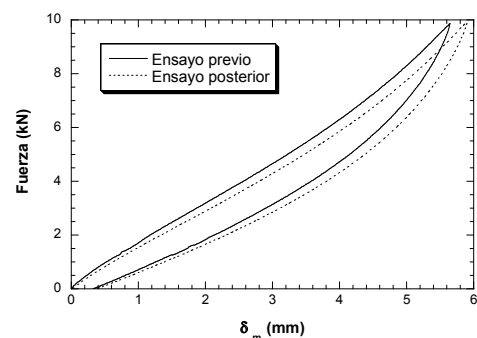


Figura 9. C_{est} de placas envejecidas en agua

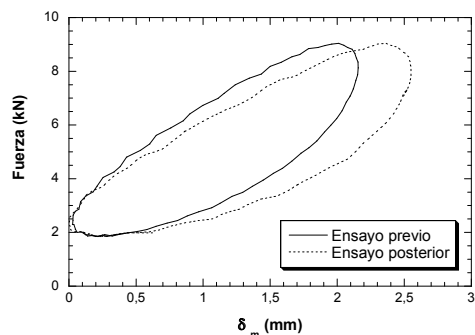


Figura 10. C_{din} de placas envejecidas en agua

En la Tabla 2, a modo de resumen, aparecen los valores obtenido para los módulos estáticos y dinámicos de las placas envejecidas.

Tabla 2. Resultados de las mantas envejecidas

Tratamiento	C (N/mm ³)	previo	posterior
agua	C_{est}	0,019	0,018
	C_{din}	0,038	0,031
estufa	C_{est}	0,018	0,019
	C_{din}	0,033	0,040

Se puede comprobar que los tratamientos contemplados producen efectos contrarios, mientras el envejecimiento en agua provoca una flexibilización del material, el calentamiento lo rigidiza. En ambos casos, la variaciones de comportamiento son mayores en el caso dinámico que en el estático.

4.3. Efecto de la frecuencia y la temperatura

Para analizar el efecto de la frecuencia y la temperatura se utilizaron mantas de 25 mm de espesor con la superficie inferior ondulada. En la Figura 11 se comprueba la rigidización sufrida por la placa a medida que se incrementa la velocidad de aplicación de la carga.

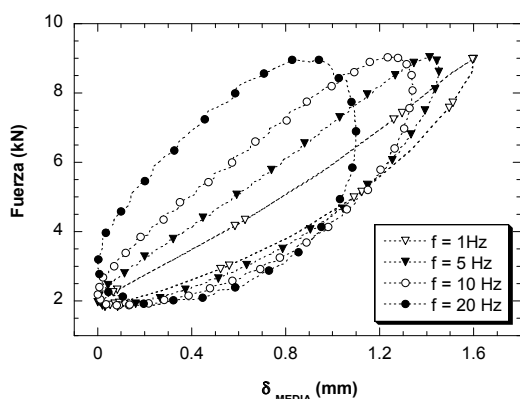


Figura 11. Influencia de la frecuencia

Del mismo modo se procedió a la realización de ensayos dinámicos a 10 Hz introduciendo el útil de ensayo en una cámara climática en la que se varió la temperatura desde 30 hasta -20 °C. Se puede comprobar en la Figura 12 cómo la manta se vuelve más flexible a medida que se incrementa la temperatura. En la Figura 13 se representa el valor del ángulo de desfase, δ , y el correspondiente factor de pérdida, $tg\delta$, [6-8], a las

mismas temperaturas, observándose que éste disminuye un 30% en un rango de variación térmica de 50°C.

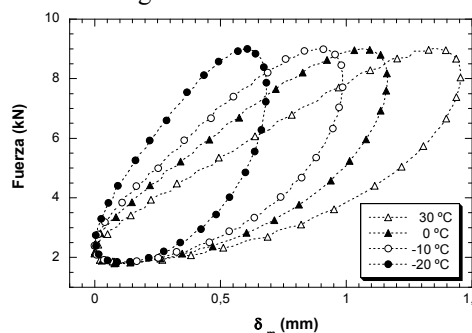


Figura 12. Influencia de la T^a ($f = 10$ Hz)

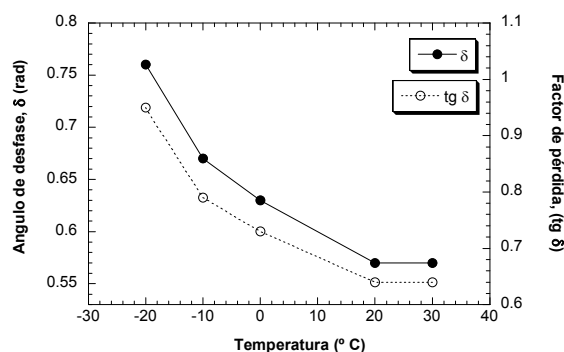


Figura 13. Evolución de $tg\delta$ con la T^a

En las Tablas 3 y 4 se muestra un resumen de los resultados obtenidos.

Tabla 3. Resultados de la influencia de la frecuencia

f (Hz)	1	5	10	20
C_{din} (N/mm ³)	0,050	0,055	0,060	0,073

Tabla 4. Resultados de la influencia de la T^a

T (°C)	-20	-10	0	30
$C_{din(10 Hz)}$ (N/mm ³)	0,117	0,081	0,069	0,055
$tg \delta$	0,95	0,73	0,64	0,64

4.4. Ensayo de fatiga

Una vez situada la manta de ensayo se procedió a realizar un ensayo estático empleando el plato de acero de 600 mm de diámetro, aplicado directamente sobre la manta, Figura 17. Antes de comenzar el ensayo se procedió a realizar un asentamiento del balasto aplicando ondas cuadradas sobre el plato de carga de 25 kN de fuerza máxima. A continuación se repitió el ensayo estático, pero ahora con el balasto situado entre la manta y el plato de carga, Figura 16. Una vez comenzado el ensayo, y sin remover el balasto, se fueron ejecutando ensayos dinámicos y estáticos periódicamente. La Figura 14 refleja la evolución del asentamiento del plato de carga durante el ensayo. Se puede comprobar que durante los primeros $5 \cdot 10^5$ ciclos se produce un asentamiento cercano a los 13 mm, siendo solamente de 10 mm para el resto de la primera fase y permaneciendo prácticamente constante a partir de los $5 \cdot 10^6$ ciclos. En la segunda fase se produce de nuevo un rápido asentamiento adicional, cercano a los

10 mm, durante los primeros $5 \cdot 10^5$ ciclos tendiendo a la estabilización, al igual que en la primera fase.

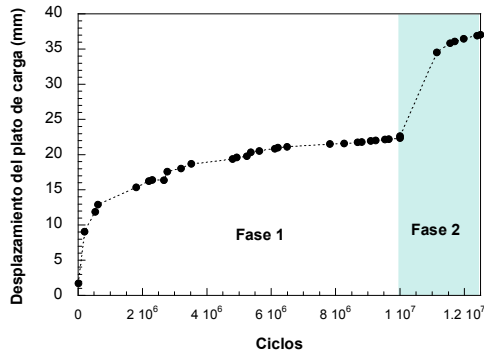


Figura 14. Desplazamiento del plato de carga en el ensayo de fatiga

En la Figura 15, se puede observar que la rigidez dinámica no se estabiliza hasta los $5 \cdot 10^6$ ciclos, y se comprueba un nuevo incremento de rigidez al comenzar la segunda fase.

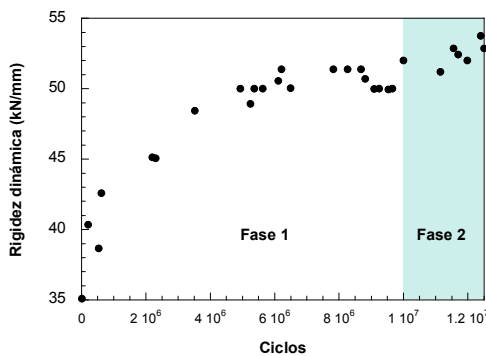


Figura 15. Evolución de la C_{din} con balasto

La Figura 16 muestra la rigidización sufrida por el sistema a partir de ensayos estáticos realizados al inicio (Inicial) a la mitad ($5 \cdot 10^6$ ciclos), al final de la primera fase (10^7 ciclos) y al final de la segunda fase ($12,5 \cdot 10^7$ ciclos).

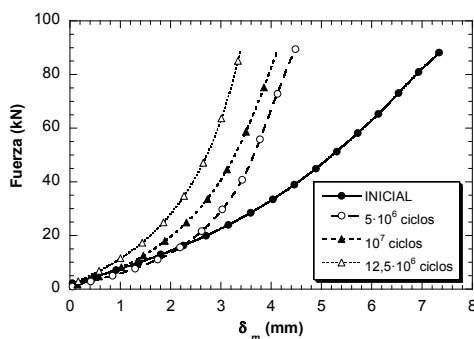


Figura 16. Evolución de la C_{est} con balasto

Finalizado el ensayo de fatiga, se retira la capa de balasto y el geotextil y se repite el ensayo estático sobre la manta aplicando directamente sobre la misma el disco de carga de acero. En la Figura 17 se observa la variación de rigidez estática experimentada por la manta tras los $12,5 \cdot 10^6$ ciclos.

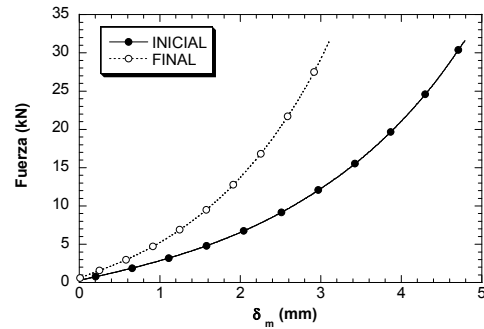


Figura 17. Evolución de C_{est} sin balasto

Analizando la evolución de la rigidez del conjunto, manta más balasto, se comprueba que las variaciones entre los valores iniciales y finales son muy elevadas, tanto en régimen dinámico como estático. Sin embargo, el comportamiento de la manta, ensayada sin el balasto (Figura 17) refleja una rigidización únicamente del 10%. Estos datos indican que el mayor deterioro mecánico sufrido por el sistema, debido a las cargas dinámicas, corresponde al balasto, manteniéndose los valores obtenidos para la manta en valores aceptables.

Teniendo en cuenta el descenso del plato de carga se puede estimar cómo se incrementa la densidad de conjunto del balasto contenido en el cajón a medida que la acción dinámica lo va compactando. Se puede comprobar, a partir de los resultados presentados en la Figura 14, que el incremento en la densidad de conjunto sufrido por balasto está cercano al 12 %. Realizando un análisis granulométrico del balasto a diferentes alturas, una vez finalizado el ensayo de fatiga, se pudo comprobar que el incremento en la densidad no es uniforme al detectarse que, a medida que se aproxima a la manta, el balasto se encuentra más fracturado.

4.5. Ensayo de fatiga a escala reducida

Teniendo en cuenta que la mayor parte del deterioro mecánico sufrido por el sistema corresponde al balasto, se desarrolla un ensayo de fatiga a escala reducida, no estandarizado, con el objeto de controlar el deterioro mecánico sufrido por la manta de forma continua. Se reducen las dimensiones de la manta hasta 300×300 mm, se utilizan los platos de carga metálicos y se reduce el número de ciclos hasta $5 \cdot 10^6$.

Para ello, se realiza una monitorización continua de la rigidez dinámica a lo largo de la totalidad del ensayo, (ver Figura 18) y se realizan varios ensayos estáticos uniformemente distribuidos durante la prueba: inicio, $1 \cdot 10^6$, $2 \cdot 10^6$ y $5 \cdot 10^6$ ciclos (final de ensayo) como se muestra en la Figura 19.

Al observar la evolución de la rigidez dinámica se comprueba que, al igual que ocurría en el ensayo a gran escala, la mayor parte del daño mecánico se introduce de forma acelerada en los primeros $5 \cdot 10^5$ ciclos, mientras que durante el resto del ensayo el crecimiento se ralentiza y se hace prácticamente continuo hasta el final del ensayo.

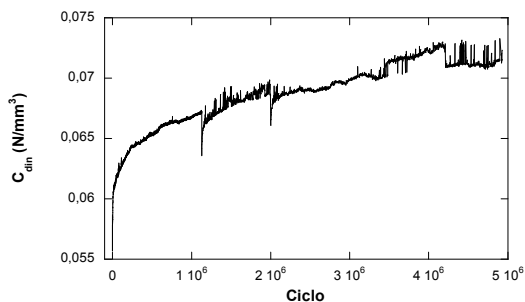


Figura 18. Evolución de C_{din} (ensayo reducido)

Por otro lado, analizando los ensayos estáticos (ver Figura 19), se comprueba que la rigidización alcanza la misma variación que la obtenida en la medición dinámica.

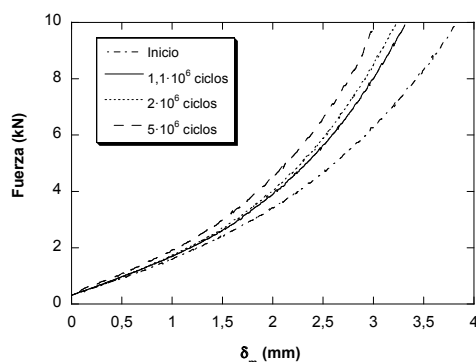


Figura 19. Evolución de C_{est} (ensayo reducido)

Los resultados obtenidos indican que las condiciones del ensayo a escala reducida no normalizado, aquí definido, son más agresivas para la manta que las del ensayo de fatiga definido en la normativa de referencia.

5. CONCLUSIONES

En cuanto al material objeto de estudio, el comportamiento dinámico del caucho revalorizado unido con resina de poliuretano, en las proporciones adecuadas y con la granulometría y espesor óptimo es adecuado para ser utilizado como manta antivibratoria.

En cuanto a la técnica de caracterización mecánica, el empleo del balasto y la “placa balasto” en el estudio dinámico de la manta introducen un cierto carácter de aleatoriedad en los resultados que dificultará la reproducibilidad de los mismos y la intercomparación entre laboratorios. Esto puede evitarse con el empleo de platos de carga de acero planos. No obstante, el empleo de estos platos de cargas origina valores de los módulos estáticos y dinámicos más elevados.

El envejecimiento en estufa rigidiza el material, mientras que la absorción de agua provoca su flexibilización. La variación se hace más pronunciada en condiciones dinámicas.

La respuesta dinámica del material también se ve fuertemente afectada por parámetros externos como la temperatura ambiental o la frecuencia de aplicación de las cargas (en el rango considerado hasta 30 Hz),

rigidizando el material al disminuir la temperatura o aumentar la frecuencia.

El ensayo de fatiga a gran escala introduce la incertidumbre asociada al comportamiento dinámico del balasto. Se ha comprobado que en las medidas realizadas sobre el conjunto balasto-manta se producen variaciones elevadas en régimen dinámico y más pronunciadas aún bajo condiciones estáticas. Sin embargo, las medidas realizadas sobre la manta sin balasto tras el ensayo de fatiga muestran variaciones del 10 %, únicamente, lo que demuestra que es el balasto la parte del conjunto que más se deteriora.

Por último, se define un ensayo alternativo de fatiga a escala reducida para poder monitorizar de forma aislada la evolución del deterioro de la manta a lo largo del ensayo. Se comprueba que la duración de la prueba se puede optimizar aún más debido a que tras $5 \cdot 10^6$ ciclos las variaciones de rigidez, tanto estáticas como dinámicas tienden a la estabilización.

AGRADECIMIENTOS

Este trabajo se desarrolla en el marco del proyecto RECYTRACK, referencia LIFE 10 ENV/ES/000514, en colaboración con Acciona Infraestructuras, Adif y AV Ingenieros. Se agradece el apoyo financiero de la Comisión Europea a través del instrumento LIFE +.

REFERENCIAS

- [1] Pliego de Prescripciones Técnicas Particulares “Contratación del suministro de manta antivibratoria destinada a la línea de alta velocidad noroeste” de ADIF. Abril 2010.
- [2] DBS 918 071-01, “Condiciones técnicas de suministro, Acolchado de subbalasto para reducir la carga ejercida sobre el balasto. Ensayos mecánicos”.
- [3] Especificación Técnica ET-V-C-99-99-0102/6-U00-999, “Manta amortecedora de impacto e vibração do lastro-fornecimento e instalação”.
- [4] DIN 45673-1:2010-08, “Mechanical vibration. Resilient elements used in railway tracks. Part 1: Terms and definitions, classification, test procedures”.
- [5] DIN 45673-5:2010-08, “Mechanical vibration. Resilient elements used in railway tracks. Part 5: Laboratory test procedures for under-ballast mats”.
- [6] EN ISO 10846-2:2009, “Acústica y vibración. Medición de las propiedades de transferencia vibroacústica de elementos elásticos”.
- [7] Bao Hua et al. Digital Phase Detecting Base don Hilbert Transform and Its DSP Implementation. Information Science and Technology College, NUAA.

EFECTO DE LAS CONDICIONES AMBIENTALES EN EL COMPORTAMIENTO FRENTE A FRAGILIZACIÓN POR HIDRÓGENO DE ACERO R5. APLICACIÓN DE DIAGRAMAS DE FALLO

B. Arroyo^{1,*}, J.A. Álvarez¹, M. Laporta¹, A.R. Seco¹ y J. Portilla¹

¹Depto. Ingeniería del Terreno y los Materiales (LADICIM), Universidad de Cantabria
E.T.S. de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos, Avenida de Los Castros s/n, 39005, Santander, Cantabria, España.
*E-mail: arroyob@unican.es

RESUMEN

En el presente artículo se realiza un estudio de la integridad estructural frente a procesos de corrosión bajo tensión y fisuración inducida por hidrógeno de uno de los más novedosos aceros de alta resistencia empleados en la fabricación de cadenas de anclaje de estructuras off-shore y en la industria petroquímica, el acero R5. Se han utilizado las dos principales técnicas de protección actuales: protección catódica en el caso de corrosión bajo tensión, y carga catódica para la fisuración inducida por hidrógeno, para cada una de éstas técnicas se han generado dos ambientes diferentes, y para cada ambiente se han empleado dos velocidades de sollicitación diferentes sobre el material. Se ha realizado un análisis comparativo de todo ello en términos de K_{ISCC} y velocidad de propagación de fisura. Finalmente, a partir de los resultados obtenidos, ha sido posible aplicar diagramas de fallo al estudio de la integridad estructural asistida por el ambiente bajo estas condiciones.

ABSTRACT

In this paper is done an study of the structural integrity against stress corrosion cracking and hydrogen induced cracking processes of one of the ultimate high-strength steels used in the manufacture of off-shore structures anchor chains and the petrochemical industry, the R5 steel. The main protection techniques had been used: cathodic protection for the stress corrosion cracking case, and cathodic charge for the hydrogen induced cracking case, for each one of these techniques two different environments had been generated, and for each environment two different sollicitation rates had been used on the material. A comparative analysis of all was done in terms of K_{ISCC} and crack growth rate. Finally, based on the previous results, it was possible to apply failure diagrams to the study of the structural integrity assisted by the environment under these conditions.

PALABRAS CLAVE: Protección catódica, Carga catódica, diagrama de fallo.

1. INTRODUCCIÓN

El desarrollo tecnológico experimentado en las últimas décadas va acompañado con un ingente consumo de materias primas especialmente petróleo y gas. Las fuentes de suministro convencionales, tanto terrestres como off-shore, se encuentran al límite de sus capacidad obligando a recurrir a los yacimientos en aguas profundas. Estas condiciones cada vez más exigentes han puesto a prueba los aceros convencionales y estimulado el desarrollo de otros tipos más adecuados a los nuevos retos.

Uno de los elementos críticos de las estructuras off-shore en aguas profundas son las cadenas de anclaje; estas deben aunar una elevada resistencia mecánica específica, por razón de sus dimensiones, junto con un buen comportamiento frente a fragilización por hidrógeno, siempre presente por las condiciones ambientales y los medios de protección.

En este trabajo se analiza la aptitud del acero con denominación R5 para su utilización en cadenas de anclaje para instalaciones off-shore. Para ello, se lleva a cabo un análisis de la integridad estructural del acero R5 frente a procesos de corrosión bajo tensión y fragilización por hidrógeno en dos condiciones ambientales ambientes diferentes: protección catódica, característica de instalaciones enclavadas en medios corrosivos marinos, y carga catódica (protección anódica), que se establece como medio de referencia capaz de provocar un gran actividad de hidrógeno.

Para cada uno de estos sistemas de protección anteriores se realiza un análisis de la integridad estructural según los principales procedimientos de dicho campo [1-2], estudiándose a su vez dos ambientes diferentes en cada sistema a dos velocidades de sollicitación distintas. Finalmente, basándose en los resultados obtenidos para el parámetro, K_{ISCC} , y la velocidad de propagación de fisura, da/dt , se lleva a cabo un análisis comparativo aplicando los diagramas de fallo [3], representando este

Para conocer el potencial eléctrico que es necesario añadir se suelen tomar valores respecto a ánodos de Ag/AgCl o Cu/CuSO₄, pese a que los normalmente empleados son aleaciones de Zinc o Aluminio. Esta corriente impuesta es necesaria porque varían las condiciones de salinidad, temperatura, etc. y por lo tanto la cantidad de electrones que se requieren. Los potenciales de referencia más comunes para este tipo de aceros se recogen en la tabla 3 [4].

Tabla 3. Potenciales de referencia en protección catódica de aceros de baja aleación [4].

	Electrodo de referencia (V)		
	Cu/CuSO ₄	Ag/AgCl	Zn
Valor Min.	-0,85	-0,80	+0,25
Valor Max.	-1,10	-1,05	+0,00

3.2. Carga catódica (Protección anódica)

La protección anódica requiere una intensidad de corriente constante por lo que, en este caso, se requiere una fuente de corriente continua que proporcione intensidades altas para que ocurra el proceso de pasivación, mientras que sólo se requiere una pequeña corriente para mantener la protección una vez se ha producido la oxidación. También es posible usar corrientes protectoras intermitentes si el sistema permanece pasivo durante un tiempo suficientemente largo. Evidentemente, esta capa de óxidos debe poseer ciertas características físicas y químicas para proteger al metal de forma efectiva; el óxido del hierro resta efectividad a este tipo de protección, por lo que en presencia de metales con base férrea, que son los más empleados, se requerirá mantener intensidades de corriente elevadas entre el ánodo y el cátodo.

Una rejilla de platino actúa como ánodo, siendo el cátodo del sistema la propia probeta, de esta forma se generan concentraciones importantes de hidrógeno por polarización catódica en solución ácida utilizándola como electrolito. Las corrientes que suelen emplearse habitualmente son 1mA/Cm², 5mA/Cm² y 10mA/Cm² [5].

3.3. Montajes experimentales

Para representar las condiciones que se pretenden estudiar, basándose en la bibliografía [4-5], en este trabajo se decidió someter a las probetas a un total de 4 ambientes distintos a dos velocidades de sollicitación diferentes por ambiente, se resume en la tabla 4.

- Para los procesos de CBT se simuló un ambiente agresivo de agua de mar, consistente en una disolución de NaCl en H₂O destilada a razón de 3,5mg/l. Se empleó un ánodo de aluminio y dos potenciales diferentes de 950mV y 1050mV. Además en cada uno de los casos anteriores se ensayaron dos velocidades de sollicitación, V_d, de

60 · 10⁻⁹ mm/s y 6 · 10⁻⁹ mm/s respectivamente. Previamente a la puesta en carga las probetas se sometieron a un proceso de exposición al medio salino, idéntico al del ensayo durante, 10 días al menos. En la figura 3 se aprecia un esquema del montaje llevado a cabo.

- Para los procesos de FIH se simuló un ambiente de acuerdo a [5] utilizando como electrolito una solución 1N de H₂SO₄ en agua destilada conteniendo 10 gotas de CS₂ y 10 mg de As₂O₃ disuelto por litro de disolución. La disolución de As₂O₃ fue preparada usando el método de Pessouyre [6]. Una rejilla de platino actúa como ánodo, siendo el cátodo la propia probeta. La adicción de CS₂ y As₂O₃ permite inhibir la recombinación molecular de hidrógeno absorbido por la probeta procedente de la reducción electrolítica y potenciar así su absorción al interior de la muestra [5]. Se emplearon dos intensidades de corriente diferentes de 1mA y 5mA, y también en cada caso dos velocidades de sollicitación, V_d, de 60 · 10⁻⁹ mm/s y 6 · 10⁻⁹ mm/s respectivamente. Previamente a la puesta en carga las probetas se sometieron a un proceso de carga de hidrógeno por polarización catódica en un medio idéntico al del ensayo durante 30 horas al menos. En la figura 4 se aprecia un esquema del montaje llevado a cabo.

Tabla 4. Tabla resumen de ensayos.

Carga Cat. Protec. Cat.	950 mV	V _d = 60 · 10 ⁻⁹ mm/s	PC-950mV-60E-9
			V _d = 6 · 10 ⁻⁹ mm/s
1050 mV		V _d = 60 · 10 ⁻⁹ mm/s	PC-1050mV-60E-9
		V _d = 6 · 10 ⁻⁹ mm/s	PC-950mV-6E-9
5 mA/Cm ²		V _d = 60 · 10 ⁻⁹ mm/s	CC-5mA-60E-9
		V _d = 6 · 10 ⁻⁹ mm/s	CC-5mA-6E-9
1 mA/Cm ²		V _d = 60 · 10 ⁻⁹ mm/s	CC-1mA-60E-9
		V _d = 6 · 10 ⁻⁹ mm/s	CC-1mA-6E-9

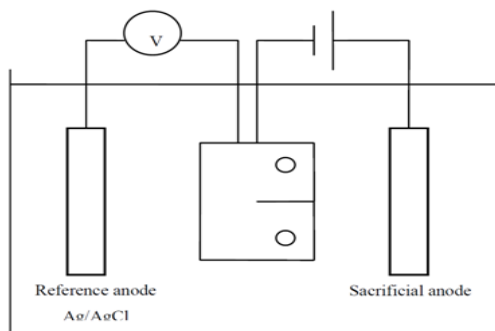


Figura 3. Esquema del sistema de protección catódica.

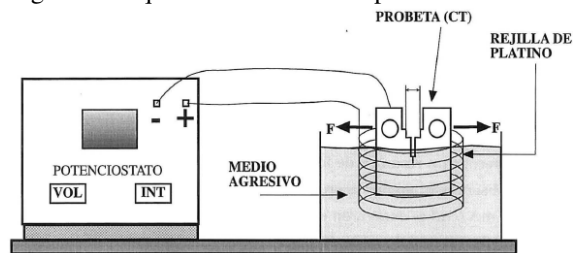


Figura 4. Esquema del montaje en carga catódica [6].

3.4. Pasos del proceso experimental

El proceso experimental llevado a cabo en ambos casos comprende los siguientes pasos:

- Mecanizado de la probeta CT según normativa [1].
- Prefisuración por fatiga según norma [1].
- Mecanizado de ranuras laterales según norma [1].
- Exposición al ambiente durante el tiempo necesario en función del mismo.
- Realización del ensayo propiamente dicho.
- Rotura de la probeta para permitir la observación de la superficie de propagación de grieta.
- Determinación del inicio de la propagación a partir medida óptica de la longitud inicial de fisura (a_0) según normativa [1].

3.5. Metodología analítica

El objetivo de este trabajo es la obtención del parámetro K_{ISCC} y la velocidad de propagación de fisura da/dt para cada uno de los ambientes estudiados. Para tales fines se han empleado dos metodologías:

- Una metodología que se basa en las normativa ASTM [1], que permite evaluar la longitud inicial de grieta (a_0) y obtener un valor del parámetro K_{ISCC} según la mecánica de la fractura elástico lineal.
- Una metodología basada en el procedimiento EPRI [2] junto con curvas iso-a [5], que permite obtener también el valor del parámetro K_{ISCC} según la mecánica de la fractura elastoplástica, así como la velocidad de propagación de grieta da/dt .

El método descrito por el EPRI [2] posibilita obtener, a partir de la curva experimental P-COD, los valores de tamaño de grieta a lo largo del ensayo. Asimismo es posible determinar el valor de la integral J en sus componentes elástica (e indirectamente el factor de intensidad de tensiones) y plástica. De este modo es factible determinar la velocidad de propagación de fisura durante el proceso en función de K_I .

4. RESULTADOS Y ANÁLISIS

A continuación se presentan las curvas obtenidas de los ensayos de propagación de grieta, figura 5.

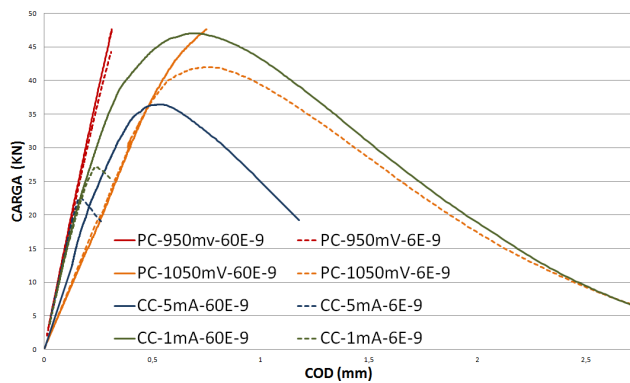


Figura 5. Curvas P-COD procedentes de los ensayos.

Tal y como puede observarse en las gráficas anteriores, durante los dos ensayos correspondientes a protección catódica con un potencial de 950mV no hubo propagación estable de fisura obteniéndose una rotura frágil, hecho que provocó que no pudiera aplicarse la metodología basada en el procedimiento elastoplástico EPRI, por lo que de dichos ensayos tan sólo se pudo obtener el valor de K_{ISCC} en rango elástico según ASTM, no siendo posible tampoco la determinación de da/dt . Igualmente durante el ensayo con protección catódica a 1050mV y la velocidad de ensayo más alta (PC-1050mV-60E-9), la rotura también fue frágil, pero en este caso la propagación fue suficiente para poder aplicar el procedimiento EPRI para determinar K_{ISCC} , pero la velocidad de propagación tampoco pudo determinarse. Finalmente en el ensayo con carga catódica a 5mA y la velocidad de ensayo más baja (CC-5mA-6E-9) también se produjo una rotura frágil que impidió la determinación de da/dt según el procedimiento EPRI, pudiendo obtener el resto de parámetros. En el resto de ensayos se pudieron aplicar con normalidad ambas metodologías [1,2].

De este modo, una vez abiertas las probetas, se procedió a la medida de las longitudes iniciales de fisura al comienzo de la propagación, en caso de haberla, siendo la longitud de fisura en rotura frágil en el resto de casos. Esto se llevó a cabo por métodos ópticos según [1], en la tabla 5 se muestran los resultados.

Tabla 5. Longitudes iniciales de fisura (a_0).

PC-950mV-60E-9	PC-950mV-6E-9	PC-1050mV-60E-9	PC-1050mV-6E-9
24,188 mm	24,358 mm	30,526 mm	29,600 mm
CC-5mA-60E-9	CC-5mA-6E-9	CC-1mA-60E-9	CC-1mA-6E-9
23,312 mm	24,528 mm	24,306 mm	24,186 mm

4.1. Resultados de K_{ISCC}

Partiendo de los datos presentados anteriormente se aplicaron las metodologías explicadas en el punto 3,

obteniendo los resultados de K_{ISCC} en sus correspondientes niveles de carga de las curvas, P_0 , según la normativa ASTM [1] y el procedimiento EPRI [2], los cuales se presentan en la tabla 6. Además en la figura 6 se presentan de forma gráfica dichos valores de K_{ISCC} para las diferentes velocidades de sollicitación, V_d .

Tabla 6. Resultados de K_{ISCC} según ASTM y EPRI

	ASTM 1820		EPRI 1931	
	P0 (KN)	K_{ISCC} (MPa√m)	P0 (KN)	K_{ISCC} (MPa√m)
PC-950-60	47,62	87,57	-	-
PC-950-6	44,23	82,23	-	-
PC-1050-60	44,17	125,79	46,83	147,32
PC-1050-6	34,80	92,14	37,22	106,05
CC-5-60	18,24	31,87	18,43	33,39
CC-5-6	22,58	42,39	22,50	43,93
CC-1-60	21,62	40,04	22,04	42,53
CC-1-6	16,73	30,77	16,34	31,14

■ ASTM $V_d=6$ E-9 mm/s ■ EPRI $V_d=6$ E-9 mm/s
 ■ ASTM $V_d=60$ E-9 mm/s ■ EPRI $V_d=60$ E-9 mm/s

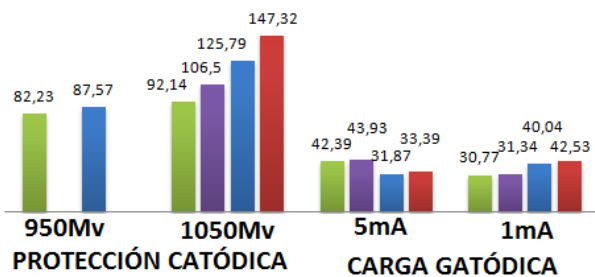


Figura 6. Resultados de K_{ISCC} y los correspondientes valores de V_d velocidad de desplazamiento del cabezal.

Tal y como se puede deducir de los resultados anteriores, los valores de K_{ISCC} elastoplásticos, obtenidos a partir de EPRI, presentan, como era de esperar, valores algo superiores a los obtenidos en rango elástico mediante ASTM. No obstante, así como para los casos de protección catódica esa diferencia es apreciable, en los casos de carga catódica es mínima. Este hecho pone de manifiesto que para este material y estos ambientes la consideración de las condiciones de plasticidad en la fractura [2] no distan mucho de la aproximación de elástica de ASTM [1].

Los valores de K_{ISCC} para los ambientes en protección catódica son del orden de 2 a 3 veces superiores que los obtenidos por los ambientes de carga catódica.

Para los dos ambientes en protección catódica se observó una relación directa entre la velocidad de aplicación de las cargas y la velocidad de crecimiento de grieta, efecto que toma mayor entidad para el potencial de 1050mV, es decir que aparecen indicios de

que este efecto es tanto mayor cuanto mayor sea el potencial.

En el caso de carga catódica se observó para la intensidad de $1mA/Cm^2$ una relación directa entre las velocidades de aplicación de carga y de crecimiento de fisura, pero una relación inversa entre ellas para la intensidad de $5mA/Cm^2$. Esto parece indicar para pequeñas intensidades la velocidad de propagación aumenta al elevar la de sollicitación, pero para intensidades más altas ocurre lo contrario. Para contrastar estas hipótesis sería recomendable llevar a cabo más ensayos a diferentes intensidades, recuérdese que en [5] se indicaba también $10mA/Cm^2$.

4.2. Resultados de velocidad de propagación

En los ensayos en que la propagación lo permitió se aplicó la metodología basada en el procedimiento EPRI junto con curvas iso-a, como en [5], obteniendo la velocidad de propagación de grieta da/dt en función de K_{ISCC} , que puede ser tomado como valor de K_I cálculo. Los resultados se muestran en la figura 7, (recuérdese que en el caso de protección catódica a 950mV no se pudo obtener ningún resultado en rango elastoplástico por acontecer roturas frágiles).

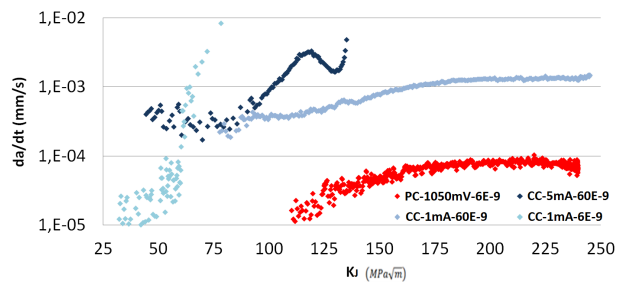


Figura 7. Velocidad de propagación da/dt frente a K_I .

A continuación, en la tabla 7 puede observarse un resumen de las velocidades de propagación máximas y mínimas, así como el promedio para los dos primeros milímetros en cada uno de los ensayos, considerado como valor representativo.

Tabla 7. Resumen de velocidades de propagación

	da/dt mim-max (10^{-3} mm/s)	da/dt (10^{-3} mm/s)
PC-950mV-60E-9	-	-
PC-950mV-6E-9	-	-
PC-1050mV-60E-9	-	-
PC-1050mV-6E-9	0,0113 - 0,102	0,036
CC-5mA-60E-9	0,170 - 4,83	0,498
CC-5mA-6E-9	-	-
CC-1mA-60E-9	0,187 - 1,47	0,210
CC-1mA-6E-9	0,01 - 8,29	0,057

En la figura 8 se presentan de forma gráfica los valores de la velocidad de propagación en los dos primeros

milímetros para las diferentes velocidades de sollicitación.

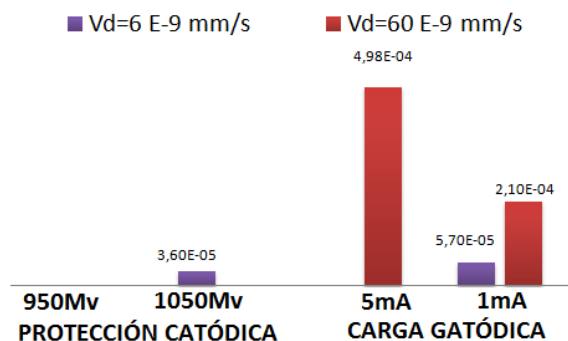


Figura 8. Resultados de da/dt en función de la velocidad de sollicitación.

De los anteriores resultados no puede obtenerse ninguna tendencia clara debido a la falta de valores homólogos a distintas velocidades a aplicación de carga para un mismo ambiente. Bien es cierto que para el ambiente de carga catódica con una intensidad de $1mA/Cm^2$ se observa que la relación entre la velocidad de aplicación de carga y la de crecimiento de grieta es directamente proporcional, pero al no poderse comparar con otro no se considera un resultado de entidad suficiente para poder extrapolar una tendencia a partir del mismo.

5. APLICACIÓN DE DIAGRAMAS DE FALLO

La Figura 9 muestra gráficamente el Diagrama de Fallo, FAD (“Failure Assessment Diagram”) [3], que define la correspondiente línea de fallo, FAL (“Failure Assessment Line”), como contorno de la zona en la que los componentes están en condiciones seguras. La línea FAL define el criterio de rotura, tanto por fractura como por colapso plástico generalizado ya que K_r tiende a cero cuando L_r tiende a 1.

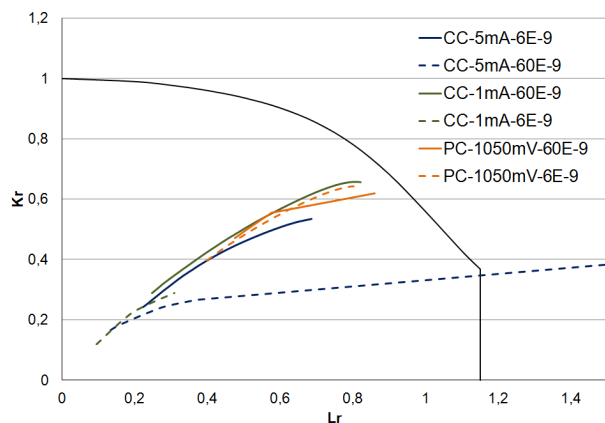


Figura 9. Aplicación de FAD a los resultados obtenidos.

6. CONCLUSIONES

Para el acero R5 y los ambientes estudiados la aproximación de K_{ISCC} obtenida a partir de la normativa ASTM, en rango elástico, conduce a resultados representativos de los procesos reales elasto-plásticos acontecidos en el material, calculados mediante el procedimiento EPRI, obteniéndose una mejor aproximación para el caso de carga catódica.

Los valores de K_{ISCC} para los ambientes en protección catódica son del orden de 2 a 3 veces superiores que los obtenidos por los ambientes de carga catódica.

Se apreció una relación directa entre la velocidad de sollicitación y la de crecimiento de grieta en ambientes con protección catódica, tendencia que se agudiza a medida que crece el potencial.

En los ambientes de carga catódica todo parece indicar que para intensidades bajas ($1mA/Cm^2$) la relación entre la velocidad de sollicitación y la de crecimiento es directa, mientras que para intensidades más altas ($5mA/Cm^2$) esta tendencia se invierte, debido al cambio de micromecanismo de propagación.

En la representación del proceso de fragilización por medio de los FAD se aprecia la influencia de la velocidad de sollicitación externa en las condiciones de iniciación de la propagación, así como en la plasticidad presente durante dicha propagación. Debe considerarse especialmente la propagación subcrítica que tiene lugar para valores alejados de la condición límite de fractura así como del proceso de colapso plástico.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer el material aportado para el proyecto a la empresa Cadenas Vicinay S.A.

REFERENCIAS

- [1] ASTM E1820-11. Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness.
- [2] V. Kumar, M. German, C.F. Shih, *An engineering Approach to Elastic-Plastic Solids*, Research project EPRI NP-1931, General Electric Company, NY, 1981.
- [3] European fitness-for-service network. FITNET fitness-for-service procedure. GIRT-CT-2001-05071.
- [3] ASTM E8-11. Standard test methods for testing of metallic materials.
- [4] Hamilton, J.M., *The challenges of Deep-Water Arctic Development*, International Journal of Offshore and Polar Engineering, Vol. 21 (4), pp. 241-247, 2011.
- [5] Álvarez, J.A., *Fisuración inducida por hidrógeno de aceros soldables microaleados: Caracterización y modelo de comportamiento*, Tesis Doctoral, Universidad de Cantabria 1998.
- [6] G.M. Pressouyre: PH.D. Thesis, Carnegie Mellon University, 1997.

A NEW STRESS METHODOLOGY UNDER MULTIAXIAL LOADING CONDITIONS FOR FATIGUE LIFE EVALUATION

Vitor Anes¹, Luis Reis^{1*}, Bin Li¹, Manuel Fonte² and M. de Freitas¹

¹ ICEMS & Dept. of Mechanical Engineering, Instituto Superior Técnico,
Av. Rovisco Pais, 1049-001 Lisboa, Portugal.

*E-mail: luis.g.reis@ist.utl.pt

² Escola Superior Náutica Infante D. Henrique,
Av. Eng. Bonneville Franco, 2770-058 Oeiras, Portugal

RESUMEN

Neste trabalho foram realizados ensaios de fadiga multiaxial num aço de alta resistência, a fim de determinar a resistência à fadiga sob condições de carga proporcional e não proporcional. A função “stress scale factor” (SSF) que relaciona o dano causado pela tensão axial com o de corte é determinada com base em resultados experimentais, utilizando como argumentos, a amplitude da tensão axial e o rácio entre as amplitudes das tensões de corte e axial. É definida uma tensão equivalente e esta é utilizada na correlação de vida à fadiga. Os resultados indicam que a relação do dano da tensão axial com o de corte não é constante e é fortemente dependente da trajetória de carregamento e amplitude de tensão.

ABSTRACT

In this work is performed a series of multiaxial fatigue tests on a high-strength steel in order to determine a multiaxial fatigue strength under proportional and non-proportional loading conditions. A stress scale factor function (ssf) was mapped based on the experimental results using as arguments, the axial stress amplitude and the stress amplitude ratio, which has proven to be sensitive to the loading path nature. An equivalent stress was defined using the stress scale factor surface and used in the fatigue life correlation. Results indicate that the stress scale factor is not a constant value and is strongly dependent on stress amplitude level and loading path shape. The equivalent stress was successfully applied to proportional and non-proportional loading path with satisfactory results.

KEYWORDS: Fatigue, stress amplitude ratio, experimental tests, fatigue life, proportional and non-proportional loading

1. INTRODUCTION

In mechanical design, the concept of equivalent stress is greatly appreciated because it allows, in an easy way, to interpret a three-dimensional stress state.

The von Mises equivalent stress is one example of that, being widely used in the static fail-safe design and many times is also used as a base for multiaxial loading paths interpretation.

The major characteristic of this equivalent stress is the stress scale factor (ssf) between axial and shear stresses [1], namely in a simplified relation $\sqrt{3}\tau = \sigma$.

This relationship is corroborated by the fact that experimentally and for most materials, the shear stress required to cause the material yield is smaller than the axial one [2]. In multiaxial fatigue analysis, the von Mises stress scale factor was adopted by several models; the ASME code is one example [3]. This criterion is similar to the von Mises equivalent stress with the difference of using stress amplitudes instead of using instantaneous values. A key point on the multiaxial fatigue damage interpretation is to find out the

relationship between the damage caused by the axial and shear stress components and quantify their combined effect, which is very different from the single one [4]. The majority of multiaxial fatigue models somehow tries to establish this damage relationship between axial and shear stress components [5].

In the Crossland [6] and Sines [7] invariant criteria, the combined damage effect between multiaxial load components is quantified through the sum of the maximum amplitude of the second deviatoric invariant with the corrected hydrostatic stress.

The correction of hydrostatic stress in both criteria is based on the fatigue limits obtained under pure shear and tension-compression loading conditions, aiming to perform a stress scale effect between axial and shear stress components by reducing both damage to the same shear stress space.

The concept of stress scale effect, firstly, used by the von Mises yield criterion through the ratio between the axial and shear stresses under static failure conditions, is now adopted in the multiaxial fatigue criteria by using the axial and shear stress fatigue limit ratio.

The use of this approach is quite common in the multiaxial fatigue field; the multiaxial fatigue models Dang Van [8], McDiarmid [9], Papadopoulos [4], Matake [10], Carpinteri & Spagnoli [11] among others are some examples of the generalization of the stress scale effect concept on the combined damage formulations.

Some critical plane criteria also use the scale effect concept to account for the combined effect between axial and shear strains; the Fatemi-Socie model corrects on the critical plane the maximum shear strain amplitude through the ratio between the maximum normal stress and the material yield stress [12].

The Brown and Miller [13] criterion define its damage parameter by adding the shear and axial strain amplitudes calculated in the critical plane, correcting the axial strains through the S parameter obtained for each type of material under a low cycle fatigue regime.

To determine the critical plane in these models a search of the plane direction where the damage parameter reaches its maximum value is performed.

This demand is mainly based on the Mohr circle projections in various directions being a pure mathematical exercise; not taking into account with the intrinsic material fatigue strength properties in those directions [14]. In these cases, the crack initiation can occur in planes where the damage parameter is not the biggest one in all possible directions.

However, some critical plane models such as Carpinteri & Spagnoli criterion [11, 15] involves material properties on the critical plane search. On this criterion, the critical plane is firstly determined and then is performed the axial and shear stress amplitudes projections on that plane.

Previous studies clearly show that the loading path trajectory has a strong influence on the fatigue life, leading to conclude that the stress amplitudes by itself cannot justify the damage process [2, 3].

Furthermore, the material properties generally used, namely yield stress ratio or fatigue limit ratio f_{-1}/τ_{-1} are not sensitive to the physical damage nature inherent to the loading path shape; they are determined under uni-axial conditions being a constant value for all kinds of loading paths [12]. Therefore, the stress scale effect between shear and axial stresses along the loading path trajectory is missing.

Regarding the loading path trajectory can be concluded that the ratio between instantaneous stress amplitudes in proportional loading paths, does not vary during the loading period; however, at non-proportional loading conditions this ratio does vary; being a useful multiaxial fatigue variable to support the material ssf mapping and can be useful to explain the non-proportional fatigue damage.

The ssf between stresses may also be a useful tool in the stress field design of three-dimensional fatigue crack nucleation and propagation.

In fracture mechanics, the analysis of fatigue crack growth is related to the stress intensity factor (SIF) variation. In a multiaxial approach, the equivalent SIF is

usually obtained by adding the factors inherent to the activated modes along the loading period [16].

The combined effect of stress intensity factors also remains unclear and it is difficult to quantify the physical damage under a three-dimensional crack opening process, the ssf here studied can be a starting point to quantify the combined effect between crack opening modes.

In this context, the materials ability to resist a multi-axial cyclic loading is deeply related to the loading path trajectory, not only according to the axial and shear stress amplitudes.

This directional capability to cyclically resist is a material property which must be quantified.

The aim of this study is to map the stress scale factor, in this case applied to high-strength steel 42CrMo4 in order to be sensitive to the loading path type and stress intensity level, considering experimental fatigue data under proportional loading conditions with different stress amplitude ratios.

2. MATERIAL AND METHODS

2.1 Material

The 42CrMo4 quenched and tempered high strength steel is the material used in this work. The specimens used in the tests series have been produced from rods of 25mm of diameter, its dimensions are presented in figure 1.

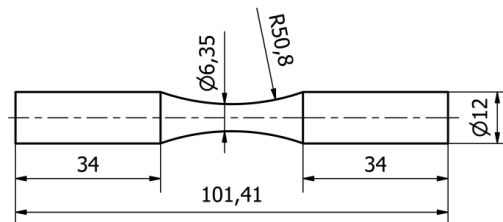


Figure 1. Specimen dimensions used on multiaxial fatigue tests.

The specimens have been inspected and manually polishing through sandpapers of decreasing grain since the 200 until a 1200. The monotonic and cyclical properties of 42CrMo4 [17] are presented in Table 1.

Table 1. Monotonic and cyclic mechanical properties of the studied material, 42CrMo4.

Tensile strength (MPa)	1100
Yield strength (MPa)	980
Elongation (%)	16
Young's modulus (GPa)	206
Hardness (HV)	362
Cyclic Yield strength (MPa)	650
Strength coefficient (MPa)	1420
Strain hardening exponent	0.12
Fatigue strength coefficient (MPa)	1154
Fatigue strength exponent	-0.061
Fatigue ductility coefficient	0.18
Fatigue ductility exponent	-0.58

2.2 Loading Paths

Fatigue tests were carried out through a servo-hydraulic machine under stress control at room temperature; the testing frequency was 5 Hz.

Figure 2 shows the loading paths performed in this study represented in the von Mises stress space. In order to perform the ssf mapping it was selected five different proportional loading paths with different stress amplitude ratios, case 1 to 5 loading paths. One additional case was considered, the case 6 which is a 90° out of phase loading case, in order to correlate the achieved ssf with experimental data under non-proportional loading conditions.

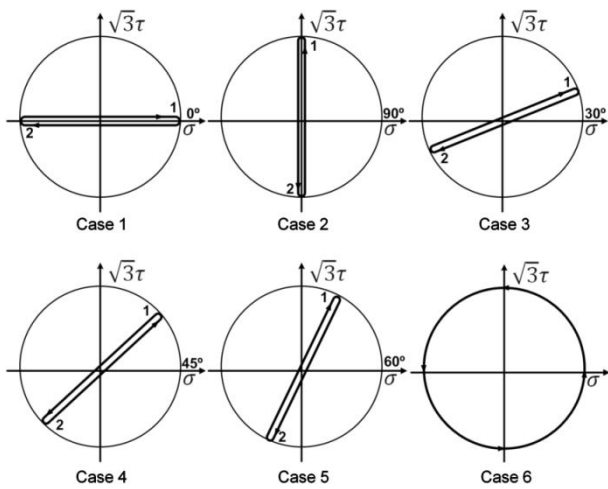


Figure 2. Loading paths considered in this study.

Figure 3 shows the amplitude stress levels at R=-1 used on each loading path. Despite the stress amplitude ratio τ_a/σ_a is an important fatigue variable, the stress level also has a huge influence on the fatigue damage mechanisms. These two variables will be used in the ssf mapping.

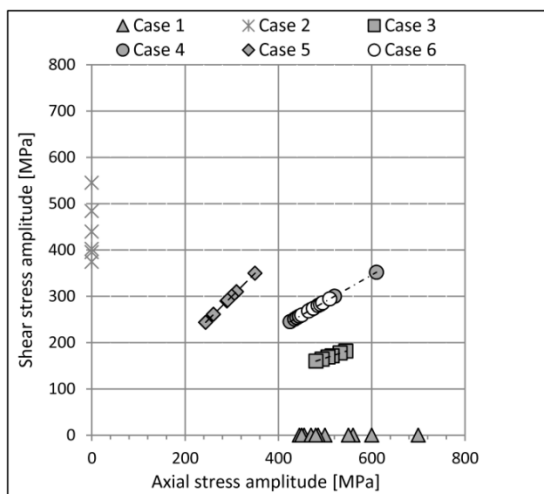


Figure 3. Experimental stress amplitudes used in each loading cases.

For each loading case, the stress amplitude ratio remains constant for all tested stress levels, however, in loading case 6, the stress levels shown in Figure 3 are related to the maximum stress amplitudes verified during the loading period, not indicating that the stress amplitude ratio remains constant on this loading case.

3. THEORETICAL ANALYSIS

The ssf on the referenced multiaxial fatigue models, is determined based on the fatigue limit on pure axial and pure shear loading conditions.

However, some of them can be applied in the finite fatigue life regime under the assumption that the S-N slopes in pure shear and pure axial loading cases are the same. In these cases, the damage parameter can be understood as an equivalent stress, because the ssf under these conditions remains constant for all loading conditions.

In previous works [17], authors find out that the loading path causes a strong influence on the material fatigue strength not only due to the stress amplitude influence but also due to the relation between axial and shear stress amplitudes i.e. stress amplitude ratio; which can be directly related with the ssf concept.

This observation leads to conclude that the ssf is not constant and varies with the load type; in order to scrutinize that, was implemented a series of loading paths with a different amplitude ratio under proportional loading conditions with the propose to avoid other fatigue factors such as the non-proportionality or mean stress effect.

In order to determine the ssf factor was considered the follow strategy: in the Figure 4 is shown in the same graph the axial and shear stress amplitudes of a biaxial loading under fatigue failure condition. Furthermore, it is shown the pure shear SN trend line which will be used as a reference case in terms of fatigue life estimation.

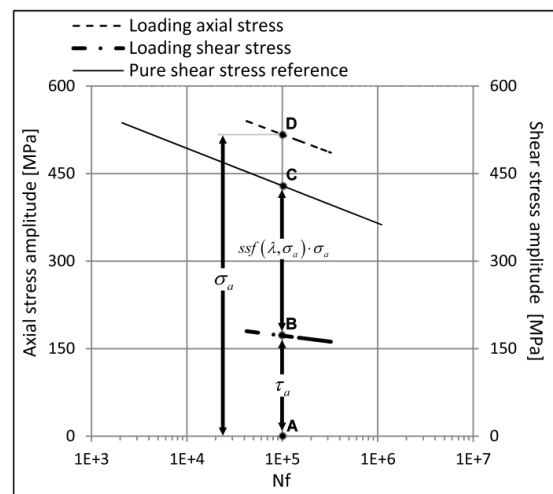


Figure 4. Illustrative case of multiaxial and uniaxial reference case.

The stress amplitude ratio (see Figure 4) is given by dividing the shear stress amplitude AB by the axial stress amplitude AD i.e. AB/AD; this ratio remains constant along all fatigue life. However, considering the pure shear stress amplitude (point C) the AB/AC and AC/AD ratios may vary along fatigue life; indicating a nonlinear effect on fatigue damage due to stress magnitudes. The stress amplitude ratio variation will also vary the AB/AC and AC/AD ratios allowing to capture different material fatigue strengths due to the axial and shear stress combined effect. Since the trends lines represented on Figure 4 are related to fatigue failure condition, the pure shear stress amplitude at 1E5 cycles is equivalent to the combined contribution of AB+AD which leads to the same fatigue life. Furthermore, the AB shear stress amplitude is too low to cause failure being necessary an AC-AB shear stress increment to cause fatigue failure at 1E5 cycles; thus, this increment must be equal to the AD axial stress amplitude. Under this approach, the AD axial stress amplitude must be corrected to a shear stress space through a ssf which is given by $ssf=AD/BC$. Considering that the ssf varies with stress amplitude ratio and also with fatigue life, which is a dependent variable on the axial stress amplitude, thus the ssf can be defined through two variable function. From this approach, an equivalent stress can be represented as:

$$\tau_{eqv} = \max(\tau_a + ssf(\lambda, \sigma_a) \cdot \sigma_a) \quad (1)$$

4. RESULTS AND DISCUSSION

In Figure 5 is represented for each loading case the axial stress amplitude versus the shear stress equivalence which represents the axial stress amplitude in shear stress space accordingly to the methodology previously presented.

Considering the results for loading cases 1 and 3, the data curve slopes for both cases are similar, which is acceptable because those loading cases are also very alike, the shear stress component on case 3 is much smaller than the axial one.

In loading case 4, the data curve slope changes being much less steep than the cases 1 and 3, as a result the axial stress represented in the shear stress space, by an equivalent shear stress, having an equivalent shear stress range lesser than the ones observed in the cases 1 and 3.

In loading case 5, the equivalent shear stress mechanism is completely different; with the axial stress increment, the equivalent shear stress decreases, which is the opposite verified on the other cases. This is explained with the fact that the stress amplitude ratio is maintained equal at all stress levels for the same loading case, which means that for loading case 5, the shear stress component is much bigger than the axial, with the shear stress increasing smaller the effect of axial stress component on the damage process.

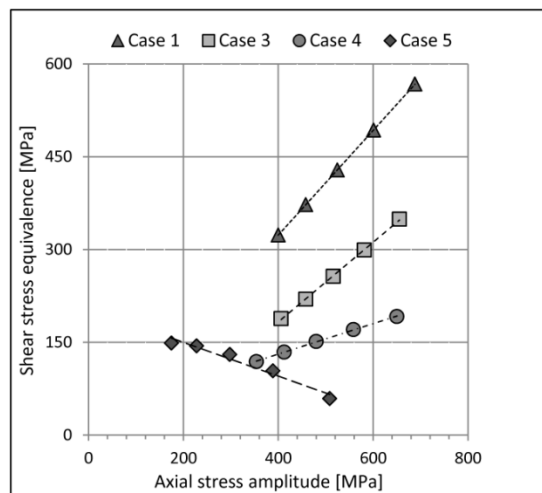


Figure 5. Shear Stress equivalence from axial loading to shear stress space, for each loading case.

From here it can be concluded that the axial stress equivalence to shear stress space is strongly dependent on the loading path conditions.

4.1 Stress Scale Factor Surface (SSFS)

For the proportional loading cases considered in this study the ssf values were determined; however, it is not feasible to determine that value for all possible stress amplitude ratios and stress levels through experimental tests. The selected loading cases were chosen in order to be representative of the material fatigue strength under specific stress amplitude ratios in order to create a ssf mapping. To do that it was considered two representative variables, the stress amplitude ratio and the axial stress level. The stress amplitude ratio is sensitive to the loading path and the axial stress is sensitive to the fatigue life.

As a result of the regression process equation 2 was achieved from which it is possible to estimate the ssf for all stress amplitude ratios and stress level, for the selected material.

This equation is a combination of polynomials with two arguments. The goodness of fit is given by $R^2=0,98$, which is acceptable since the $R^2=1$ indicates that the regression fits utterly the experimental data.

$$ssf(\sigma_a, \lambda) = a + b \cdot \sigma_a + c \cdot \sigma_a^2 + d \cdot \sigma_a^3 + f \cdot \lambda^2 + g \cdot \lambda^3 + h \cdot \lambda^4 + i \cdot \lambda^5 \quad (2)$$

where:

$$a=2.69 \quad b=-9.90E-03 \quad c=1.69E-05 \quad d=-9.52E-09 \\ f=-5.99 \quad g=11.72 \quad h=-8.04 \quad i=1.63$$

$$\lambda = \tan^{-1} \left(\frac{\tau}{\sigma} \right) \quad (3)$$

The Figure 6 represents the ssf surface, where the ssf variation with the stress amplitude ratio and the axial stress amplitude level can be seen observed.

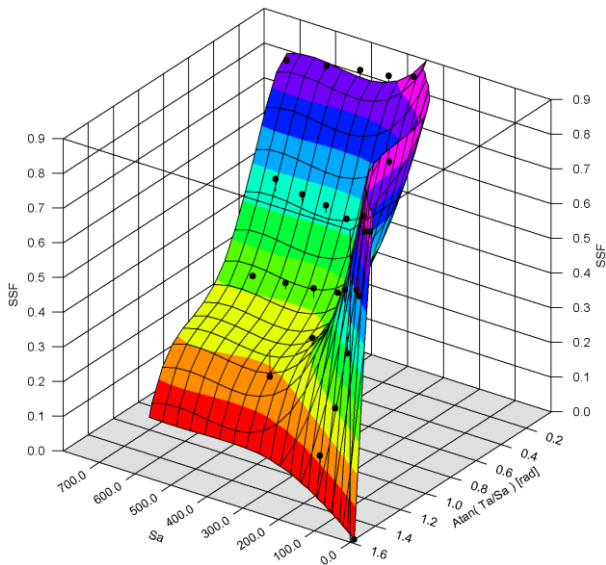


Figure 6. Ssf surface regression.

4.2 Fatigue Life Evaluation

The equivalent stress fatigue life results are shown in Figure 7, for each loading case the equivalent stress is compared with the reference case, i.e. the uniaxial shear stress, case 2. For the loading cases 1, 3, 4 and 5 the results are good as expected, because the stress scale factor is determined based on these fatigue life loading paths. The result's scatter is explained through the use of the trend line approach to compute fatigue life in each loading path and due to residuals on the stress scale factor regression.

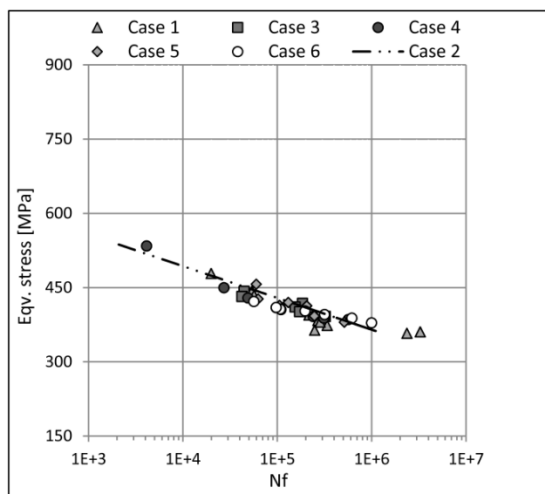


Figure 7. Equivalent stress for each loading path and stress level.

In loading case 6, the ssf is completely independent, i.e. the S-N results for loading case 6 were not used in the ssf determination. Moreover, the correlation between the reference case and the equivalent stress in this case has reasonable results, leading to conclude that the settle equivalent stress is sensitive to proportional and non-proportional loadings. Another feature that should be remarked is the possibility to be used in the fatigue life estimations in uniaxial loading conditions.

The comparison between fatigue life estimations and the experimental fatigue data was performed using the uniaxial shear trend line. Moreover, fatigue life factors of 2 and 3 were selected to characterize the equivalent stress goodness, see Figure 8. Most of results are contained between the fatigue life factor boundaries; only 1 point from case 1 is outside of that limit lines.

The majority of proportional loading results are on the non-conservative side, above the middle reference line. This indicates that the equivalence stress is smaller than it should be under proportional loading conditions. On the other hand, for loading case 6, the results are near the middle line, despite the probabilistic component inherent to the experimental fatigue data results; this is a positive result for non-proportional loading fatigue life estimations. This means that the ssf is sensitive to the axial stress contribution on the non-proportional damage.

However it is necessary to apply the equivalent stress to other non-proportional loading paths to analyze in full the sensitivity to the non-proportional damage effect.

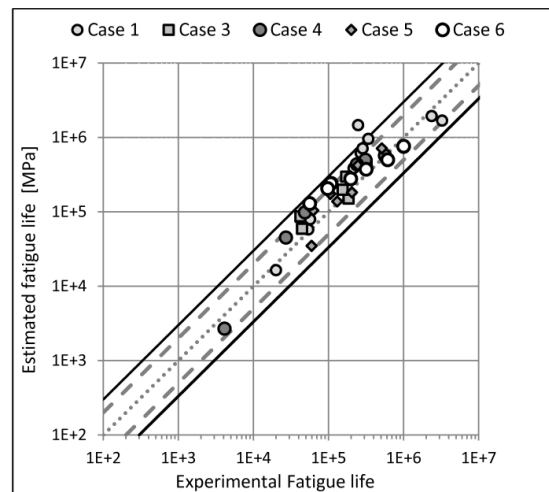


Figure 8. Estimated vs experimental fatigue life.

5. CONCLUSIONS

Under multiaxial fatigue loading conditions two kinds of stresses are involved in the fatigue damage process. These stresses, shear and axial, perform on the material different damage mechanisms with different damage scales.

To quantify the combined damage is necessary to have both stresses on the same space stress. In order to do that is generally used a stress scale factor (ssf).

Generally, multiaxial fatigue models use a constant stress scale factor. In this study was shown that the ssf is not constant and it is dependent of the loading path.

The stress scale factor is a parameter that takes into account the material's response in terms of stress intensity level and loading paths shape and must be determined to correctly establish the right stress space to compute the multiaxial fatigue damage.

A procedure algorithm was designed to easily determine the ssf for all kinds of materials. This algorithm is based on the S-N results from specific loading paths defined in this study. As a result it is obtained a stress scale factor surface (ssfs) for shear stress space domain, which is a two variable function with axial stress and stress amplitude ratio as arguments. Using the ssf concept, a new equivalent stress is proposed:

$$\tau_{eqv} = \max(\tau_a + ssf(\lambda, \sigma_a) \cdot \sigma_a) \quad (1)$$

The non-proportional loading paths have as characteristic the stress amplitude ratio variation during the loading period; in contrast, the proportional ones have a constant value. The equivalent stress proved to be sensitive to the loading path nature due to the ssfs dependence on the stress amplitude ratio and stress level.

The stress amplitude ratio τ_a/σ_a is a loading variable which translates very well the loading path nature, and can be used mathematically to identify proportional and non-proportional loading paths.

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] R. von Mises, *Mechanik der festen Körper im plastisch deformablen Zustand*, Göttin. Nachr. Math. Phys, 1 (1913) 582-592.
- [2] L. Reis, B. Li, M. De Freitas, *Analytical and experimental studies on fatigue crack path under complex multi-axial loading*, *Fatigue & fracture of engineering materials & structures*, 29 (2006) 281-289.
- [3] M. de Freitas, L. Reis, B. Li, *Comparative study on biaxial low-cycle fatigue behaviour of three structural steels*, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 29 (2006) 992-999.
- [4] I.V. Papadopoulos, P. Davoli, C. Gorla, M. Filippini, A. Bernasconi, *A comparative study of multiaxial high-cycle fatigue criteria for metals*, *International Journal of Fatigue*, 19 (1997) 219-235.
- [5] A. Aid, M. Bendouba, L. Aminallah, A. Amrouche, N. Benseddig, M. Benguediab, *An equivalent stress process for fatigue life estimation under multiaxial loadings based on a new non linear damage model*, *Materials Science and Engineering: A*, (2012).
- [6] B. Crossland, *Effect of large hydrostatic pressures on the torsional fatigue strength of an alloy steel*, in, 1956, pp. 138-149.
- [7] G. Sines, *The prediction of fatigue fracture under combined stresses at stress concentrations*, *Bulletin of JSME*, 4 (1961) 443-453.
- [8] K. Dang Van, B. Griveau, *On a new multiaxial fatigue limit criterion: Theory and application*", *Biaxial and Multiaxial Fatigue*, EGF 3, Mech, Engng Publications, London.
- [9] D.L. McDiarmid, *A shear stress based critical plane criterion of multiaxial fatigue failure for design and life prediction*, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 17 (1994) 1475-1484.
- [10] T. Matake, *An explanation on fatigue limit under combined stress*, *Bulletin of JSME*, 20 (1977) 257-263.
- [11] A. Carpinteri, A. Spagnoli, *Multiaxial high-cycle fatigue criterion for hard metals*, *International journal of fatigue*, 23 (2001) 135-145.
- [12] D. Socie, *Critical plane approaches for multiaxial fatigue damage assessment*, *ASTM Special technical publication*, 1191 (1993) 7-7.
- [13] M.W. Brown, K.J. Miller, *A theory for fatigue failure under multiaxial stress-strain conditions*, *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers*, 187 (1973) 745-755.
- [14] D.F. Socie, G.B. Marquis, *Multiaxial fatigue*, *Society of Automotive Engineers*, 2000.
- [15] A. Carpinteri, A. Spagnoli, S. Vantadori, *Multiaxial fatigue assessment using a simplified critical plane-based criterion*, *International Journal of Fatigue*, 33 (2011) 969-976.
- [16] L.P. Pook, *Comments on fatigue crack growth under mixed modes I and III and pure mode III loading*, *Multiaxial Fatigue*, *ASTM STP*, 853 (1985) 249-263.
- [17] L. Reis, V. Anes, B. Li, M. de Freitas, *Damage Accumulation Due to Sequential Loading Effect*, *Procedia Engineering*, 10 (2011) 1396-1401.

A NEW IN-PLANE BIAxIAL FATIGUE TESTING MACHINE

R.A. Cláudio^{1,2*}, V. Antunes^{1,3}, J. Maia^{1,3}, M. Freitas², L. Reis², B. Li²

¹ ESTSetúbal, Instituto Politécnico de Setúbal,
Campus do IPS, Estefanilha, 2910-761 Setúbal, Portugal.
* E-mail: ricardo.claudio@estsetubal.ips.pt

² ICEMS, Instituto Superior Técnico, UTL,
Av Rovisco Pais, 1049-001 Lisboa, Portugal.

³ CIEEE, Instituto Superior Técnico, UTL,
Av Rovisco Pais, 1049-001 Lisboa, Portugal.

RESUMEN

Las máquinas tradicionales para ensayos de fatiga se basan en actuadores servo-hidráulicos. No obstante estas se han revelado muy caras en lo que respecta a costes de mantenimiento, operativos y de configuración inicial. Si hablamos de máquinas de ensayo biaxial en el plano, los costes son aún más grandes, porque al menos cuatro actuadores son necesarios para hacer cargas no proporcionales. En el presente trabajo se presenta una máquina de ensayo biaxial en el plano, de bajo costo y eficiente, equipado con cuatro de los más poderosos motores lineales con núcleo de hierro, disponibles en el mercado para aplicaciones industriales. La máquina incluye un dispositivo innovador de guía, casi sin ningún contacto ni fricción, siendo apropiado para ensayos de fatiga. Las bajas fuerzas de fricción y la dinámica de estos motores representan un reto en el control para ensayos de fatiga en el plano biaxial, cuyos problemas fueron resueltos. Se presentan algunos ensayos de fatiga biaxial mostrando que la capacidad de esta máquina es suficiente para analizar muestras pequeñas de la mayoría de los materiales de ingeniería.

ABSTRACT

Traditional fatigue test machines are based on servo-hydraulic actuators. However these have been revealed very expensive due high maintenance, operational and initial setup costs. And if we are talking about in-plane biaxial testing machines the costs are even higher because at least four actuators are needed to do non-proportional loadings. In this work a low cost and efficient in-plane biaxial testing machine equipped with four of the most powerful iron core linear motors available in the market for industrial applications is presented. The machine includes an innovative guiding device, with almost no contact neither friction, being appropriated for fatigue testing. However the low friction forces and the dynamics of these motors represent a challenge in control for in-plane biaxial fatigue testing, whose problems were solved. Some biaxial fatigue tests are represented showing that the capacity of this machine is enough to test small specimens of most engineering materials.

KEYWORDS: Biaxial Fatigue, In-Plane, Testing Machine.

1. INTRODUCTION

Conventionally, the mechanical properties of materials from uniaxial tests are used to estimate the strength and deformation of the components in the design of a machine or structure. However, in service conditions,

many components and structures are often subjected to multi-axial stresses. These can occur either due to multiaxial loading or locally induced multiaxial stress states (notches, contact points, machining residual stress or superficial treatments like shot peening). It becomes important to characterize and develop constitutive

models to predict the mechanical behaviour of structural materials under real service loading conditions.

Biaxial testing is required to quantify and clarify the yield criteria and constitutive equations of a particular material. For biaxial fatigue testing, there are currently two methods of producing biaxial stresses in material for different types of specimens [1]. The first method employs thin-walled cylinder tube specimen subjected to combined axial-torsion loading, whereas the second method uses cruciform specimens subjected to the biaxial tension-tension loadings.

The combined axial-torsion test is a popular biaxial testing system, used for example, to simulate the stress states of shafts and so on. However, only the 2nd quadrant and the 4th quadrant regimes of stress states can be simulated by this test type, as shown in the Fig. 1. It means that the biaxial tension stress state (the 1st quadrant) and the biaxial compression stress state (the 3rd quadrant) cannot be simulated by the combined axial-torsion test system.

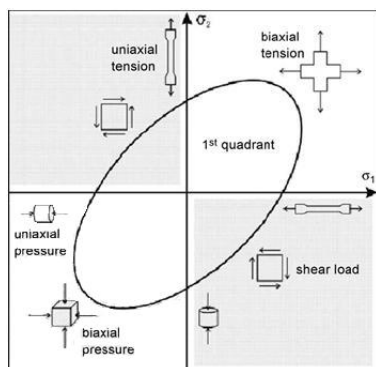


Figure 1. Biaxial stress states [2].

Another disadvantage of the first method is that it requires the material to be in the form of a circular tube, being difficult to be applied to rolled sheet materials and most of the composite shapes.

The main aim of this paper is to present a new in plane biaxial fatigue testing machine developed by the authors. This machine is based on a recent technology of linear electrical motors. This technology is now starting to be applied by the main brands, in the new generation of uniaxial fatigue test machines, considered the state-of-the-art of non-hydraulic test systems for dynamic tests.

2. TESTING MACHINES

Traditional fatigue test machines are based on servo-hydraulic actuators. However these have been revealed very expensive due to high maintenance, operational and initial setup costs. For biaxial in-plane test systems the costs are even higher because it requires

at least four actuators to ensure that the centre of the specimen does not move during the test.

Example of servo-hydraulic biaxial test machine can be found in the catalogues of the most popular testing machine brands such as INSTRON [3] or MTS [4]. The capacity available with these hydraulic systems can exceed 500 kN, however the costs involved in the installation and maintenance are forbidden for most of the university laboratories, even if a lower capacity is required. Fig. 2 shows one of those huge servo-hydraulic machines from INSTRON.



Figure 2. Biaxial testing system with four hydraulic actuators from INSTRON, [3].

There are several test machines, most of them in-house built where the servo-hydraulic actuators were replaced by screw driven electrical motors, similar to what is found in many single axis static test machines. Examples of such devices are presented by Hoferlin et al. [5] or Garret [6]. Boehler et al. [7] developed one biaxial testing system using four double acting screw driven pistons actuated by dc electric motors, which were mounted on an octagonal vertical frame. The maximum load that could be produced was 100 kN in both directions, but the maximum speed allowed is quite limiting for fatigue tests, being this machine more appropriated for static testing.

Some of the most important test machine suppliers are putting on the market uniaxial testing machines with a new actuation technology, totally electrical, alternative to the hydraulic actuators and screw driven electrical motors, considered the state-of-the-art of non-hydraulic test systems for dynamic tests. Apart from the cost and low maintenance, the advantages of these electromagnetic actuators for fatigue testing are many: do not need consumables, the electrical consumption is much less, no noise, high cleanliness and almost no friction neither wear. The versions available on the market, with capacity enough to test metallic specimens, include single axis and, as option, a torsional axis for biaxial testing. For biaxial in-plane testing, the Bose Company, [8], has also developed one system with linear electric motors as shown in Fig. 3. However, this small sized biaxial testing machine has only the capacity 200 N (peak force), which is appropriated to test materials like soft tissues but is too low for testing general structural materials.



Figure 3. Biaxial testing machine from Bose with linear electrical motors, [8].

Fatigue testing machines seems to become dominated by the linear motors. As these are now becoming available in the market for industry, several high performance applications start to appear. Example of that are the flight simulators for the Portuguese Air Force and damping systems for automotive applications [9], that were developed by some of the authors.

3. MACHINE DEVELOPED

The machine was built with four of the most powerful linear motors found in the market for industrial applications. These motors are from Parker Hannifin Corporation catalogue and are based on iron core technology.

The main characteristics of each motor are listed below:

- Force capacity: Cont. 2230 N; Peak: 7433 N.
- Attractive force (between coil and magnet): 21351 N
- Current: continuous 7.8 A, peak 34.8 A.
- Power: continuous 1.06 kW, peak 21.2 kW
- Force constant: 286.4 N/A
- Length: 840 mm.

The peak values are for an actuation less than 1 s. The driver used to control the motor is the Compax 3M also from Parker Hannifin Corporation. The force capacity given for continuous operation is for natural air cooling. In your test machine the coil is water cooled which means that the motor can operate up to 400% of the nominal conditions, according to the supplier. For our case, to avoid the risk of damaging the coil, the motor is limited to 200% nominal conditions even considering that the coil is properly cooled.

In Fig. 4 is presented one linear motor. The upper part is the coil and the lower part is built with four modules with magnets. In our assembly the coil is fixed and is the lower part, being the magnets the moving part. This is because the mass of the magnet is lower and the cables, which are connected to the coil, do not need to move. The gap between the magnet and coil is 0.9 mm (in Fig. 4 the gap is much higher for representation proposes). A constant attractive force of 21351 N is created between iron core coil and the magnet. An innovative guiding system without contact was developed to sustain the enormous magnetic force being its description outside the purpose of this paper.

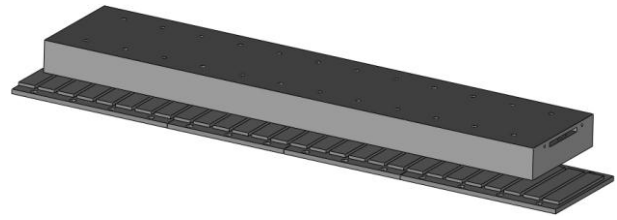


Figure 4. Linear motor (iron core and magnets).

Fig. 5 shows a photo of the machine built. The machine is assembled in a stiff steel table which weighs about 400 Kg. The table was machined for flatness and marked to properly align the axels. Each motor weighs about 80 kg (including transduces) making whole assembly weighing more than 700 kg. As said before all motors are water cooled to avoid coil overheating at higher loads.

For load cells are used attached to each motor for force measurement and closed loop control. The load cells has a capacity of ± 5 kN and are rated to 10^9 cycles. Special care was taken to protect the load cell from the magnetic field if the motors to avoid signal noise and undesirable DC offsets. The load cell and cable were properly grounded with independent ground cables. The location of the load cell was also chosen to avoid the magnetic field. The total noise of the load cell after a low pass filter of 2000 Hz and digitalization does not exceed 0.1% of load cell full scale. The conditioners were designed and built at ESTSetúbal/IPS.

The position is measured/controlled with four magnetic encoders with 1 μ m resolution. Higher resolution encoders are available in the market but because economic reasons the 1 μ m resolution was chosen. This resolution is enough to test most materials.

As shown in Fig. 6, the control of the motors is made by three main units: motors drivers, control computer and interface computer.

The motors drivers are programmed in CODESYS language. These are responsible to put current requested by the control computer into the motors and to safely stop the motors is these pass a second step of position or load limits or one of the emergency stops is enabled.

The control computer has software that was developed in LabView RT programming language. The controller operates in a deterministic environment (without a traditional operating system) at 5 kHz. This computer has a data acquisition board (DAQ) that is used to measure all the transducers and control the machine. In a total the DAQ has 32 analog input channels with 16 bits resolution, 4 analog outputs also with 16 bits resolution, 32 lines for digital input or output and 4 channels for encoders. This DAQ is responsible for measuring all the testing parameters: load, position, motor temperature, strain on the sample, current consumed by the motor and other external signals.

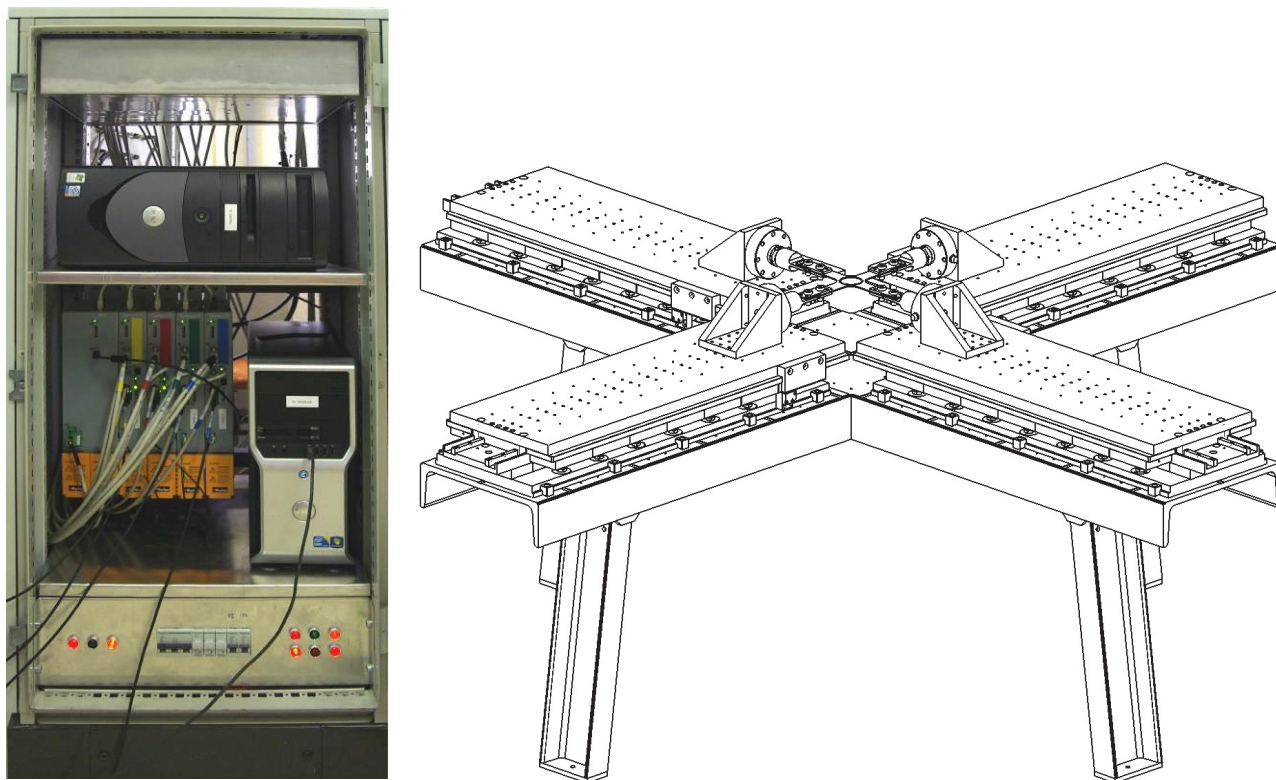


Figure 5. Biaxial fatigue testing machine developed: a) controller; b) testing machine.

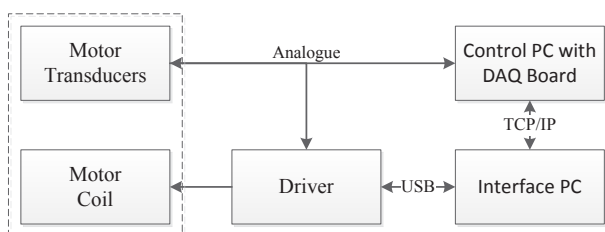


Figure 6. Control hardware.

The functions of control computer are:

- Read all the channels;
- Apply digital filters;
- Calculate the control signals and send them to the driver;
- Save testing parameters;
- Generate waveforms;
- Synchronize all the motors;
- Check first level limits and activate actions.

It is possible to control the machine without feedback or in closed loop control using any of the transducers on each motor or external transducers. With no feedback the motors operate in current mode, which means that the motor will do a force that is almost proportional to the current that is sent. For closed loop control traditional Proportional, Integrative and Derivative (PID) and modified PID are used to control the motors in position, load or any transducer that is coupled to the machine. This includes peak control to ensure that the maximum and minimum values of control parameters are being met during a cycle.

For biaxial control traditional PID is not suitable because two motors are running one against the other un-controlling themselves. In this case several modified PID controllers were implemented in cascade with references coming from both motors assembled in the same axis. One other concern in biaxial testing is to stabilize the centre of the specimen during a load cycle. Even if the parameters of the modified cascade PID controller are well adjusted for fatigue testing, the centre of the specimen shakes due to continuous adjustment of each motor. This can be slightly decreased reducing controller dynamics but will have consequences in the cycle shape. To reduce unwanted specimen centre shake the centre of the specimen is continuously monitored in both directions and an algorithm developed by the authors is used to change the output signal (with limits) of both motors in one axis. This algorithm has revealed to be quite effective reducing specimen shake in biaxial load control at frequencies up to 20 Hz.

The interface was implemented in another computer, which is used to communicate with the Driver via USB and to the Control PC via TCP/IP network connection. The interface and control screen are shown in Fig. 7. The machine can run without the interface computer. If this is stopped the Control PC and Driver continues to run the test with the same test parameters.



Figure 7. Interface PC (left) and control PC (right).

In the interface the user can set all the test parameters any waveform (can be drawn in excel), frequencies, phase shifts, 1st and 2nd level limits, program events, visualize all testing data, records, check motors and drivers status and to see the image of the specimen's surface.

4. MACHINE PERFORMANCE

The expected features based on the actuators specifications and after full controller development are the following:

- Independent control in the four axis: position, force, strain or an external transducer.
- Maximum force (static)*: ± 3.5 kN
- Maximum force (dynamic)*: ± 5 kN
- Maximum uniaxial test frequency (stable): 50 Hz
- Maximum biaxial test frequency (stable): 20 Hz
- Moving mass: 32 kg
- Load cell: ± 5 kN
- Encoder resolution: 1 μ m
- Maximum displacement: 85 mm
- Maximum speed: 1.04 m/s.
- Maximum theoretically acceleration: 232 m/s^2
- Total weight: approx. 700 kg.
- Table dimensions: 2200 x 2200 mm.

* with water cooling.

In ref. [10] are several measurements under uniaxial test conditions benchmarking the motors operating at 100% nominal power and without water cooling.

5. MACHINE ALIGNMENT AND LOAD CELLS CALIBRATION

The machine alignment is one of the most important tasks to ensure proper biaxial test conditions. The authors found several difficulties to align the test machine only with geometrical measuring equipment like a traveling digital comparator, rulers and squares. It is quite difficult to use precise equipment like the one used to align shafts. The solution found to align the machine was to build a specimen with strain gages in the arms as shown in fig. 8. The alignment specimen has 8 strain gages (2 in each arm), connected in $\frac{1}{4}$ Wheatstone bridge that are used to measure the normal

load and bending in each arm of the specimen. With this procedure it was possible to align geometrically the machine and to do small corrections to load cells calibrations in opposite arms. The load cells were previously calibrated with the conditioners however very small differences into the load cell calibration can cause undesirable bending to the specimen.

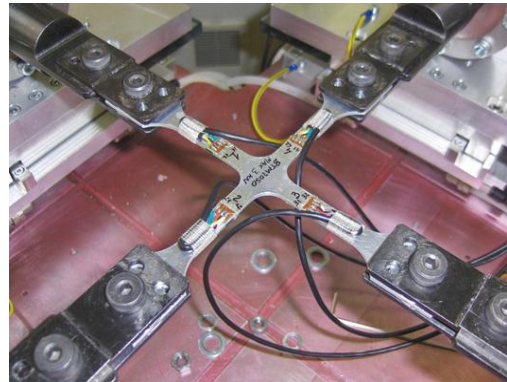


Figure 8. Specimen for machine alignment.

6. FATIGUE TESTS EXAMPLES

Fig. 9 shows a camera that can be optionally attached to the test machine to photograph the specimen surface. This camera is controlled automatically by the interface software. The user can program events like for example at each 5000 cycles stop the generator, load the specimen at maximum load, take a photo and continue the test with the same parameters as before when the event occurs.

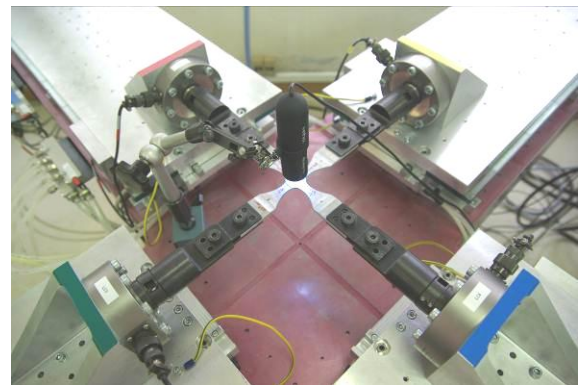


Figure 9. 20X magnification camera attached to the test machine.

In figure 10 are shown some photos taken from two specimens that were tested with the biaxial testing machine presented. Crack initiation fatigue tests were made to aluminium A1050-H14 specimens with 0.5mm thickness in the centre. The maximum loads applied were about 2.5 kN creating the maximum stress indicated in Fig. 10. In all pictures the specimen is aligned in the same position being the direction of

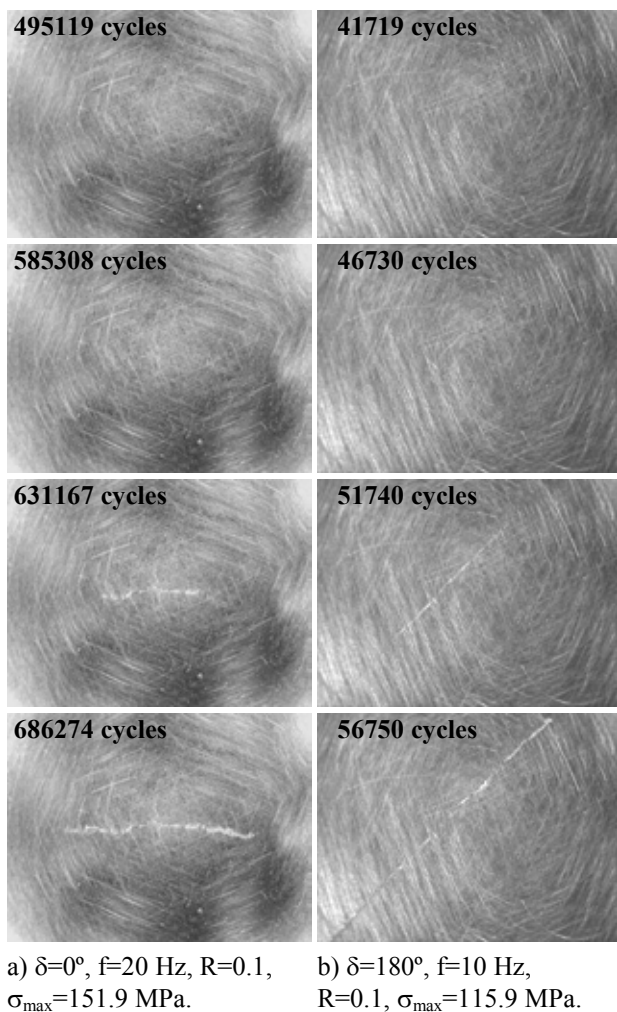


Figure 10. Pictures taken from several specimens.

lamination from top to bottom. Each picture has 9mm height. Figs. 9a) are for a proportional load (phase shift $\delta=0^\circ$), showing a crack that started aligned with the lamination direction and propagated with 90° . Figs. 9b) are for a non-proportional load (phase shift $\delta=180^\circ$) showing that the cracks started with $\pm 45^\circ$ and then one propagated with 45°

7. CONCLUSIONS

A new biaxial in plane test machine was presented built with iron core linear motors, alternative to the traditional servo-hydraulic actuators. All the movable part of the machine has no contact elements which make this machine appropriated for fatigue testing.

The advantages of these electromagnetic actuators for fatigue testing are many: low installation costs, low maintenance, do not need consumables, the electrical consumption is much less and almost no noise, wear neither friction. Load capacity is much less when compared with the traditional servo-hydraulic testing systems, but enough to test small samples of most materials used in engineering.

ACKNOWLEDGEMENTS

The project is supported by FTC - Portugal, project ref. PTDC/EME-PME/102860/2008, "Deformation and fatigue life evaluation by a new biaxial testing system".

REFERENCES

- [1] Hannon A, Tiernan P, *A review of planar biaxial tensile test systems for sheet metal. J of Mater Proce Tech.*, 198 pp. 1–13, 2008.
- [2] Geiger M, Hubnatter W, Merklein M, *Specimen for a novel concept of the biaxial tension test, Mater. Process. Technol*, 167, pp.177–183, 2005.
- [3] Instron, *Planar Biaxial Cruciform Test Systems – Instron*, www.instron.com, 2013.
- [4] MTS *Planar Biaxial Test System*, www.mts.com, Cat. 100-179-028, 2007.
- [5] Hoferlin, E. et al., The design of a biaxial tensile test and its use for the validation of crystallographic yield loci. *Model Simulat Mater Sci.* 2000, 8:423-433.
- [6] Garrett, GG "The Development of a Closed-Loop, Servo-Hydraulic Test System for Direct Stress Monotonic and Cyclic Crack Propagation Studies Under Biaxial Loading", *J of Test and Eval.* 1980, 8, Issue 1.
- [7] Boehler JP, Demmerle S, Koss S, A new direct biaxial testing machine for anisotropic materials. *Exp. Mech.* 1994, 34:1–9.
- [8] ElectroForce® Planar Biaxial - *TestBench Test Instrument*, www.bose-electroforce.com, 2008.
- [9] M. Chaves, I. Martins, J. Maia, J. Esteves. *Experimental implementation of an electromagnetic automobile suspension system, 11th Mediterranean Conference Control and Automation MED03*, Rhodes, Greece, 2003.
- [10] Cláudio, R.A., Antunes, V. Maia, J., Freitas, M., Reis, L., Li, B., "A new in-plane biaxial fatigue testing machine based on linear iron core electric motors", XIII Portuguese Conference on Fracture, 2012.

ESTUDIO DE LA OPTIMIZACIÓN DE PROCESOS DE SHOT PEENING Y SU EFECTO EN EL COMPORTAMIENTO A FATIGA DE LOS ACEROS

A.T. Vielma, V. Llana y F.J. Belzunce¹

¹Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica. Escuela Politécnica de Ingeniería. Universidad de Oviedo. Campus Universitario. 33203. Gijón. Principado de Asturias. España.
E-mail: vielmaana@uniovi.es / llanzavictor.uo@uniovi.es / belzunce@uniovi.es

RESUMEN

Se han realizado tratamientos de shot peening (SP) de alta intensidad (21A) sobre un acero F1272 templado y revenido. Un efecto determinante de la vida a fatiga en componentes con SP es el daño superficial, que hemos valorado a partir del parámetro de rugosidad, $R_{\text{máx}}$. Se han llevado a cabo procedimientos para disminuir este parámetro, mediante la aplicación tanto de segundos tratamientos de SP de baja intensidad, como a partir de la eliminación de la superficie dañada del material, utilizando para ello técnicas de pulido mecánico y electropulido.

La aplicación de los segundos tratamientos ha permitido reducir la rugosidad máxima de las probetas. Por otro lado, los análisis mediante difracción de rayos X han demostrado que los segundos tratamientos de SP de menor intensidad apenas modifican la tensión residual de compresión superficial obtenida con el primer tratamiento y que cuando se elimina una pequeña profundidad de material superficial dañado, la tensión residual superficial aumenta, de acuerdo con el perfil del primer tratamiento. En cuanto al comportamiento a fatiga, todos los dobles tratamientos han conseguido mejorar la vida fatiga que se había obtenido con el primer tratamiento de alta intensidad, aunque en ningún caso se ha logrado alcanzar la vida a fatiga que se había conseguido al emplear el tratamiento óptimo de 10A para este material.

ABSTRACT

A F1272 steel has been treated by means of high intensity shot peening (21A) treatments. It is well known that a determining effect on the fatigue life of shot peened components is surface damage, which it was evaluated from the roughness $R_{\text{máx}}$ parameter. Secondary treatments have been implemented to reduce the roughness through low intensity shot peening treatments and also by removing the damaged surface by means of polishing techniques, both mechanically and electrochemically.

After the secondary treatments, $R_{\text{máx}}$ has always been reduced. By the other hand, X-ray diffraction analysis have shown that secondary shot peening treatments have not affected the surface compressive residual stress produced in the first treatment and when a thin surface layer is removed, the surface compressive residual stresses increases, in correspondence with the 21A residual stress profile. In the case of the fatigue performance, all the double treatments have increased the fatigue life of the single high intensity 21A shot peening treatment, although anyone has attained the fatigue life of the optimal shot peening treatment previously defined with this material (10A)

PALABRAS CLAVE: Fatiga, Shot peening, Tensiones residuales.

1. INTRODUCCIÓN

En el trabajo presentado en el XIX Encuentro del GEF se describieron los parámetros de trabajo, los efectos del proceso de shot peening y la influencia en la vida a fatiga del acero F1272. La experimentación había

consistido en realizar diversos ensayos de shot peening (SP) a diferentes intensidades Almen y evaluar el comportamiento a fatiga del material con los diferentes tratamientos. Se obtuvo que el tratamiento de SP realizado con una intensidad 10A era el más adecuado por generar en el material un campo de tensiones

residuales suficientemente amplio sin llegar a dañar la superficie, en consecuencia se aumentó la vida a fatiga [1].

En el citado trabajo se obtuvo que cuanto mayor es la intensidad Almen (IA) aplicada, se induce un campo de tensiones residuales de compresión (TRC) más amplio en profundidad, que dificulta la propagación de las grietas por fatiga. Sin embargo, el acabado superficial producido por tratamientos de SP de alta intensidad será desfavorable, pudiendo generarse defectos superficiales que deteriorarían el comportamiento del material ante cargas cíclicas.

La Figura 1 muestra el perfil de tensiones residuales logrado tras tratamientos de SP de intensidades 10A (óptima, en este caso) y 21A (alta intensidad) y pone de manifiesto que mientras la profundidad afectada por las tensiones superficiales de compresión es de aproximadamente 250 μm tras el tratamiento de 10A, en el caso del tratamiento de 21 A llega hasta casi 450 μm . En este contexto, en este trabajo se han diseñado segundos tratamientos superficiales con objeto de disminuir el parámetro de rugosidad, afectando lo menos posible al perfil de tensiones residuales introducido previamente. De esta manera se trata de evaluar la posibilidad de mejorar aún más el comportamiento a fatiga de los materiales. En esta misma línea, Scuracchio et al [2] advierten que al realizar segundos tratamientos de shot peening de menor intensidad (menor tamaño de proyectil) es posible incrementar sensiblemente la vida a fatiga de los materiales y disminuir la dispersión de los resultados obtenidos.

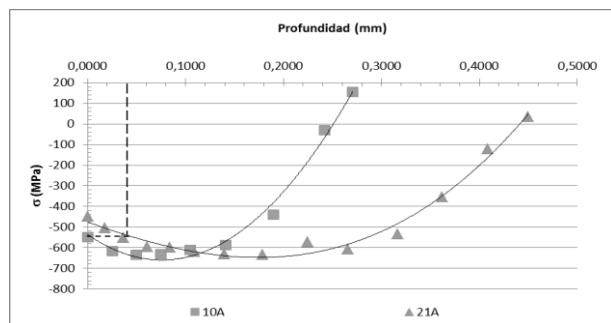


Figura 1. Comparación del campo de tensiones residuales de compresión tras SP 10A y 21A (F1252).

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.1. Material de partida

El material objeto de estudio ha sido una barra de 16 mm de diámetro de acero F1272 (41NiCrMo7-3-2). El acero fue suministrado en estado de temple y revenido (850°C/45 min + 590 °C durante 150 minutos). A continuación se presentan, en la Tabla 1, las

propiedades mecánicas obtenidas en la caracterización de este material.

Tabla 1. Propiedades mecánicas del acero F1272

E (GPa)	σ_y (MPa)	σ_r (MPa)	A (%)	Z (%)	HV (kg/mm ²)
188	924	1 197	11,6	49	357

2.2. Proceso de shot peening

Los procesos de shot peening fueron realizados en una máquina neumática de proyección por presión directa, constituida por una cabina modelo GUYSON Euroblast 4 PF, un depósito tipo G27, ciclón motorizado tipo 75/16 y colector de polvo modelo DC400.

Se han utilizado proyectiles metálicos de alambre cortado, tipo CW (cut wire) y de vidrio (AGB, glass bead) respectivamente [3]. Para obtener diferentes intensidades Almen, se trabajó con proyectiles esféricos de 0,2, 0,3 y 0,7 mm de diámetro. Éstos fueron analizados con una lupa estereoscópica y el procesador de imágenes *Enterprise Omnimet de Buehler*. La imágenes fueron interpretadas tomando como referencia la norma AMS-S13165 [4] para verificar la distribución de tamaños.

El procedimiento de obtención de la intensidad Almen (IA) se llevó a cabo en base a las especificaciones SAE J442 [5] y SAE J443 [6]. La intensidad Almen está directamente relacionada con los parámetros de proyección: presión, naturaleza y diámetro de los proyectiles. Durante los ensayos se ha garantizado un ángulo de 90° entre el flujo de bolas y las placas Almen. En la Tabla 2 se especifican las condiciones de trabajo y las intensidades Almen (IA) obtenidas.

Los tratamientos de shot peening se realizaron mediante la exposición de las probetas al flujo de proyectiles manteniendo una distancia entre la boquilla y la pieza de 230 mm, y para garantizar la cobertura total, las piezas se sujetaron a un dispositivo giratorio. Mediante la determinación del grado de cobertura (GC) se construyeron las curvas de Avrami respectivas para cada IA. A partir de dichas curvas se determinó el número de vueltas necesarias para garantizar en las probetas un GC del 100% (Tabla 2).

Tabla 2. Intensidad Almen

Proyectil	Material	Presión (bares)	IA (A)	Nº Vueltas
0,2	AGB	2	5	28
0,3	CW	2	8	28
0,7	CW	4	21	30

2.2.1. Dobles tratamientos de SP

El tratamiento de “alta intensidad” se refiere a la intensidad Almen de 21A. Tras este tratamiento de 21A se procedió a realizar segundos tratamientos de SP. Se aplicaron dos segundos procesos de SP de baja intensidad, el primero a 8A y el otro a 5A. La nomenclatura empleada para los dobles tratamiento de SP es 21A+8A CW y 21A+5A AGB. Estos segundos tratamientos de shot peening se realizaron con un 200% de cobertura, con objeto de asegurar su efecto sobre una superficie previamente endurecida por el primer tratamiento.

2.2.2. Eliminación de la capa superficial

En otra serie de probetas se procedió a eliminar la capa superficial dañada por el tratamiento SP de 21A mediante la aplicación de un procedimiento mecánico y otro electroquímico. Para ello se procedió a disminuir el radio de la probeta en aproximadamente 40 μm , valor que se aproxima al parámetro $R_{\text{máx}}$ promedio del SP a 21A.

El procedimiento mecánico (PM) consistió en utilizar un torno y papel abrasivo fino (grano 600-1200) para eliminar la superficie del material hasta 35-40 μm . Posteriormente se pulió la pieza con pasta de diamante de 6 y 1 μm .

El procedimiento químico se ha realizado dentro de un dispositivo dotado con una placa metálica como cátodo y el electrolito II1[7]. El montaje consistió en una celda electrolítica, en la cual la probeta con el tratamiento SP 21A actuó como ánodo. Ésta se disolvió anódicamente en el electrolito hasta obtener una reducción del radio de aproximadamente 40 μm . El resultado superficial de los procedimientos, electropulido (EP) y pulido mecánico, ha sido caracterizado mediante DRX y medidas de rugosidad.

2.3. Técnicas de caracterización

2.3.1. Acabado superficial. Rugosidad

La evaluación de la rugosidad de las probetas se llevó a cabo mediante el uso del rugosímetro DIAVITE DH-6. Este dispositivo proporciona 6 parámetros diferentes de rugosidad, pero se ha considerado que el parámetro más representativo del daño es la rugosidad máxima ($R_{\text{máx}}$), que evalúa la distancia entre el pico y valle máximos en una longitud de medida determinada ($l = 1 \text{ mm}$).

2.3.2. Determinación de las tensiones residuales de compresión. DRX

La determinación de las tensiones residuales mediante la técnica de difracción de rayos X se basa en evaluar la distorsión sufrida por la red cristalina del material [8]. En la experimentación realizada se ha empleado un

patrón de ferrita, debido a que el material de trabajo ha sido un acero de medio carbono, templado y revenido. A continuación, en la Tabla 3 se muestran los parámetros establecidos tanto para la calibración del equipo de difracción de rayos X (Marca: STRESSTECH 3000, modelo: G2R), como para la realización de las medidas.

Manteniendo los parámetros de la calibración, se realizó la medida de la tensión residual superficial tras los segundos tratamientos (8A, 5A, PM o EP) y se comparó con la del primer tratamiento de 21A.

Tabla 3. Parámetros de trabajo

Índices de Miller (hkl)	211	$\theta_{\text{trabajo}} (^{\circ})$	156
Tubo	Cr	$E/(1+\nu)$	168 900
Medición $K\alpha_1$ (nm)	0,22897	$V_{\text{máx}}$ (V)	30

La caracterización de las tensiones se realizó en tres puntos sobre la zona calibrada de la probeta normalizada y se hicieron igualmente tres medidas circunferenciales de 90 en 90° en el punto central (Figura 2).

Se aplicó el ajuste matemático Pseudo-Voigt a las mediciones realizadas con la finalidad de eliminar los problemas de ruido que pudieran afectar a la señal detectada.

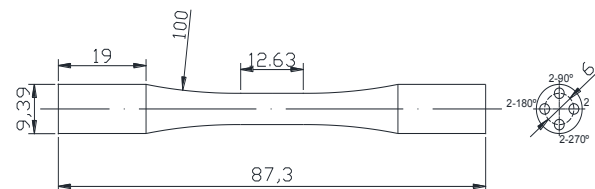


Figura 2. Puntos de medida de las tensiones residuales en las probetas de fatiga de flexión rotativa

2.3.3. Determinación de la vida a fatiga.

Tras la aplicación de los segundos tratamientos de shot peening, se realizaron ensayos de fatiga alternativa sobre las probetas del acero 41NiCrMo7. Los ensayos se realizaron en la máquina de *Ensayo de Fatiga de Viga Rotativa de Alta Velocidad*, Modelo R. R. Moore de Instron. La geometría y dimensiones de las probetas utilizadas se exponen en la Figura 2.

Los ensayos de fatiga de flexión rotativa ($R=-1$) se llevaron a cabo en todos los casos utilizando una tensión de trabajo (tensión máxima superficial en el ensayo de flexión en cuatro puntos) alterna aproximadamente igual al 50% de la resistencia a la tracción del acero ($\sigma_a = 599 \text{ MPa}$). Se han ensayado de este modo probetas tras

tratamientos simples de SP de 10A y 21A, tratamientos dobles (21A+8A y 21A+5A) y tratamientos dobles con eliminación del daño superficial (21A+EP y 21A+PM). A modo de comparación, se indicará igualmente la vida a fatiga medida en probetas de este acero directamente mecanizadas y pulidas. En todos los casos se ha utilizado un total de tres a cinco probetas en cada condición.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Medición del acabado superficial

Tras la aplicación del primer tratamiento de shot peening, utilizando una intensidad de 21A, se llevó a cabo la medida de la rugosidad de las probetas a través del parámetro $R_{m\acute{a}x}$ y estas mismas medidas se repitieron tras los segundos tratamientos (véase la Figura 3). Se puede observar que la rugosidad máxima ha disminuido tras los tratamientos dobles en virtud de la influencia directa que sobre este parámetro tiene el tamaño de las huellas creadas en los impactos, que a su vez dependen tanto de la intensidad Almen aplicada como del tamaño de los proyectiles. En este caso, los segundos tratamientos se realizaron con proyectiles de menor tamaño y bajo una intensidad Almen muy inferior a la del primer tratamiento, con objeto de disminuir la rugosidad sin afectar significativamente el campo de tensiones residuales de compresión. Se comprueba que en el caso de los tratamientos dobles, la mayor disminución de rugosidad máxima tuvo lugar cuando se utilizó el segundo tratamiento con la menor intensidad (21A+5A AGB).

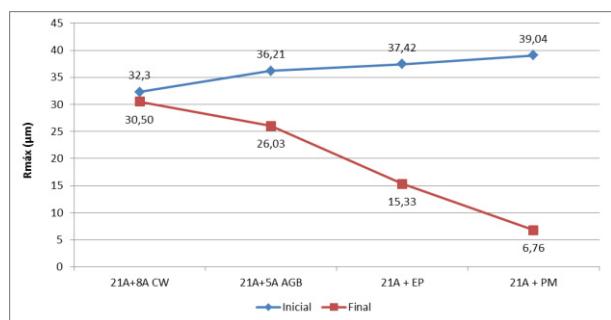


Figura 3. Evolución de $R_{m\acute{a}x}$ tras primer tratamiento (21A) y segundos tratamientos

Por otro lado, en los dos casos en los que se ha llevado a cabo la eliminación de la capa más defectuosa superficial (PM y EP), se ha obtenido una rugosidad máxima bastante inferior, como cabría esperar, especialmente tras el tratamiento de pulido mecánico.

En el caso del pulido mecánico, la disminución de la rugosidad se debe al desbaste de la superficie deformada plásticamente que más sobresale del perfil medio

(crestas). La acción del papel abrasivo y el pulido, es selectiva y al eliminar las crestas se obtienen zonas perfectamente lisas, mientras que los valles más profundos lucen como pequeños defectos superficiales. Por otro lado, el proceso del electropulido no es selectivo. Al introducir la pieza en el electrolito, este penetra en las concavidades de la superficie y tras el paso de corriente, toda la superficie en contacto con el líquido se disuelve. En este caso las crestas y los valles se reducen más o menos en la misma proporción.

3.2. Determinación de las tensiones residuales de compresión

Se ha evaluado la influencia que ejerce la aplicación de un segundo tratamiento sobre el campo de tensiones residuales de compresión. Los resultados obtenidos se presentan en las Tabla 4 y Tabla 5.

Tabla 4. Tensiones residuales superficiales de compresión tras dobles tratamientos de shot peening

σ (MPa)		$\Delta\sigma$ (MPa)	σ (MPa)		$\Delta\sigma$ (MPa)
21A	21A+8A	21A+8A	21A	21A+5A	21A+5A
-391	-408	-17	-431	-491	-60

En la Tabla 4 puede notarse que el segundo tratamiento de shot peening no tiene apenas influencia sobre la tensión superficial residual de compresión. La variación presentada con respecto al tratamiento de 21A es un valor que se sitúa dentro del intervalo de la incertidumbre expandida de las mediciones por difracción de rayos X (la cual involucra los efectos de medición del equipo, incertidumbre estadística, etc.). La incertidumbre expandida para las probetas de 21A era de ± 40 MPa.

Por otro lado, la Tabla 5 muestra los valores de la tensión residual promedio de las probetas sobre las que se practicaron los procesos de pulido mecánico y electropulido. El parámetro X representa el espesor medio eliminado en las probetas utilizadas con cada procedimiento. Como se observa en la Figura 1, al eliminar la capa más superficial del material, se alcanzan regiones con una tensión residual mayor, de manera que en estos casos, tras los segundos tratamientos se han medido tensiones residuales superficiales mayores (σ_x en la Tabla 5), lo que en principio constituye un efecto beneficioso desde el punto de vista del comportamiento a fatiga.

El valor de la tensión residual superficial de compresión (ver Tabla 5) representa aproximadamente el 60% del límite elástico del material (924 MPa) y la variación promedio determinada entre la TR superficial inicial y final ha sido de unos 150 MPa. Esta diferencia debería contribuir al incremento de la vida a fatiga del material atribuida a estos segundos procedimientos.

Tabla 5. Tensiones residuales de compresión tras la eliminación de la capa superficial

Proceso	σ_0 (MPa)	X (mm)	σ_x (MPa)	$\Delta\sigma$ (MPa)
PM	-378	0,038	-556	-178
EP	-424	0,045	-547	-123

3.3. Comportamiento ante cargas cíclicas

En la Tabla 6 se compara la vida a fatiga media (y la desviación típica) de probetas del material de estudio tras diferentes acabados superficiales. Como se puede observar se ensayaron probetas pulidas, mecanizadas, tratadas con SP a 10 y 21A, las cuales sirvieron como punto de partida para los análisis, así como probetas a las que se le aplicaron los segundos tratamientos (21A+8A CW y 21A+5A AGB, 21A+EP y 21A+PM).

Tabla 6. Vida a fatiga tras los diferentes tratamientos de shot peening (desviación típica)

Tratamiento	Carga (kg)	N	$\pm S$
Mecanizado	25,5	41 650	17 030
Pulida		75 744	32 214
10A		136 691	25 367
21A		85 689	19 909
21A+8A CW		122 792	28 505
21A+5A AGB		104 959	12 704
21A+EP		101 089	986
21A+PM		105 840	43 276

Puede observarse que todos los tratamientos de shot peening analizados han incrementado la vida a fatiga del material estudiado en relación al estado bruto de mecanizado. El tratamiento más beneficioso ha sido el de 10A, que ha incrementado en un factor mayor de tres la vida a fatiga de las probetas mecanizadas [1]. Sin embargo, el tratamiento de 21A que mejora la vida a fatiga en un factor de dos, no ha sido tan efectivo como el anterior, y eso a pesar de haber generado un campo de tensiones residuales de compresión significativamente más profundo (véase Figura 1), lo que debe justificarse en virtud del mayor daño superficial que también genera. La aplicación de un segundo tratamiento tras el tratamiento de shot peening de alta intensidad (21A), dió lugar al efecto buscado en relación al daño superficial ya que, como se comentó sobre la Figura 3, todos estos segundos tratamientos han contribuido a disminuir significativamente los valores de la rugosidad máxima de las probetas.

En la Figura 4 se observa también que la aplicación de estos segundos tratamientos también han dado lugar a una mejora del comportamiento a fatiga si se compara

con el resultado obtenido cuando se empleó el tratamiento simple (21A), aunque en ningún caso llegó a alcanzarse la vida media a fatiga que se había obtenido al emplear el tratamiento óptimo de 10A. De cualquier manera se ha comprobado que la hipótesis de partida era correcta, de modo que al mejorar el acabado superficial, la concentración de esfuerzos disminuye y la vida a fatiga aumenta.

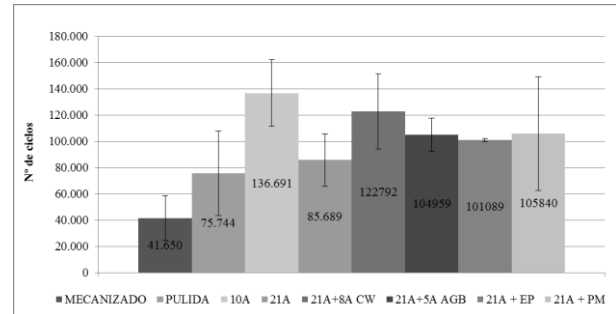


Figura 4. Comparativa de la vida a fatiga tras segundos tratamientos superficiales

En la Figura 5 se compara el factor de aumento de vida que proporcionan los cuatros segundos tratamientos analizados en relación a la vida a fatiga que se alcanza tanto con las probetas mecanizadas sin tratamiento alguno, como tras el primer tratamiento de alta intensidad (21A). A partir de este análisis, se puede comprobar que el mayor incremento de vida, con un porcentaje ligeramente superior al 40%, se ha conseguido al utilizar el tratamiento 21A+8A CW.

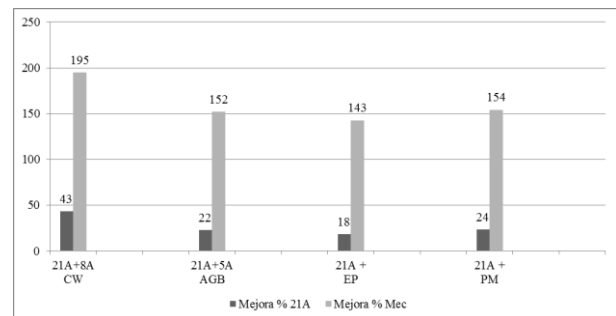


Figura 5. Incrementos de la vida a fatiga. Efecto de segundos tratamientos con respecto al tratamiento de SP 21A y a las probetas mecanizadas

Como se puede observar en la Figura 5, el resto de los segundos tratamientos analizados han mostrado un comportamiento a fatiga muy parecido, con un porcentaje de incremento de vida respecto al primer tratamiento de 21 A en torno al 20%. También se debe tener en cuenta que los tratamientos en los que se ha eliminado la región superficial dañada (en una profundidad de aproximadamente 40 μm), al haber aplicado la misma carga en los ensayos de fatiga, la tensión máxima aplicada ha sido ligeramente mayor, en un factor 1,04 (624 MPa), lo que en parte explicaría el hecho de no haber obtenido mejores resultados.

Tomando la ley de Basquin de fatiga determinada en este acero tratado con SP 10A ($\sigma_a = 1259 N^{-0.065}$), resulta que la vida media esperada bajo esta tensión sería de 45.100 ciclos. Se comprueba de este modo que la vida a fatiga de las probetas sometidas al tratamiento de alta intensidad, seguido de la eliminación de la zona superficial dañada bajo esta carga (101.000 y 106.000 ciclos) es más del doble que la del tratamiento óptimo de 10A. De acuerdo con el perfil de la tensión residual mostrado en la figura 1, al eliminar una profundidad de 40 μm , habría todavía una profundidad de aproximadamente 400 μm bajo tensiones residuales de compresión, valor apreciablemente mayor que la profundidad afectada por el tratamiento óptimo de shot peening de 10 A (250 μm).

Merece la pena también destacar la escasa variabilidad en el comportamiento a fatiga que se ha obtenido tras el tratamiento 21A+EP, que está fundamentado en que el proceso electroquímico no es selectivo. La capacidad del fluido para penetrar en las concavidades y/o defectos superficiales hace susceptible toda zona de contacto a la transferencia de masa del proceso electroquímico. De esta manera, cualquier defecto superficial y el perfil de rugosidad se suavizan y la concentración de esfuerzos en dichas zonas es menor.

De cualquier manera, se ha comprobado en este trabajo que el daño superficial generado al utilizar el tratamiento de shot peening más intenso, 21A, no ha podido ser completamente eliminado tras los segundos tratamientos practicados, por lo que el amplio campo de tensiones residuales de compresión desarrollado en el citado tratamiento no ha podido ser explotado convenientemente. A este respecto, parecería interesante contrastar el efecto en la vida a fatiga de llevar a cabo un primer tratamiento con una intensidad algo inferior (14-16A), que generaría menores defectos superficiales y aplicar posteriormente los mismos segundos tratamientos. Otra posibilidad a evaluar sería mantener el mismo primer tratamiento intenso de 21 A y realizar posteriormente una eliminación de material superficial en una profundidad algo mayor, como 50-60 μm , con el fin de asegurar la desaparición de la zona más defectuosa donde se inician las grietas de fatiga.

4. CONCLUSIONES

Se ha comprobado que la aplicación de segundos tratamientos, tanto de shot peening como de eliminación de la región superficial dañada, tras la aplicación de un primer tratamiento de alta intensidad siempre ha dado lugar a una mejora del comportamiento a fatiga si se compara con el resultado obtenido cuando se empleó el tratamiento simple (21A), habiéndose determinado incrementos de vida entre el 20% y más del 100%. Todos estos segundos tratamientos (shot peening de menor intensidad y eliminación de la región superficial

más dañada) reducen la rugosidad máxima de estos productos y no modifican en sentido negativo la tensión residual superficial de compresión (ésta incluso aumentaba cuando se eliminaba la región superficial dañada).

En el caso de los tratamientos dobles de shot peening no llegó a alcanzarse la vida media a fatiga que se había obtenido al emplear el tratamiento de shot peening óptimo de este material, de intensidad Almen 10A.

Es preciso, de cualquier forma tener en cuenta que la aplicación de un segundo tratamiento, bien sea de shot peening y más aún en el caso de la eliminación del daño superficial, supone un coste significativo y que solamente se aplicaría en productos industriales, si con ello se consiguiese incrementar la vida a fatiga considerablemente.

AGRADECIMIENTOS

V. Llana y A. T. Vielma agradecen respectivamente al Principado de Asturias, Programa Severo Ochoa de Ayudas Predoctorales (contrato BP10-021), y a la Fundación ITMA (contrato CN-070-05) la financiación necesaria para la realización del trabajo.

REFERENCIAS

- [1] A.T. Vielma, V. Llana y F.J. Belzunce. *Influencia de los parámetros de shot peening en la resistencia a la fatiga del acero 1272*. ISBN 0213-3725. XIX GEF. Marzo de 2012. Bilbao
- [2] Bruno Geoffroy Scuracchio, Nelson Batista de Lima, Cláudio Geraldo Schön. *Role of residual stresses induced by double peening on fatigue durability of automotive leaf springs*. Materials and Design, 2013.
- [3] Rodouopoulos, C., Curtis, S., De los Rios, E.R., Solis Romero, J., *Optimization of the fatigue resistance of 2024-T351 aluminium alloys by controlled shot peening-methodology, results and analysis*. International Journal Fatigue, 2004. 26: p. 846-856
- [4] AMS-S-13165, *Shot peening of Metal Parts*, in *SAE International*, SAE, Editor. 1997. p. 26.
- [5] SAE-J442, *Test strip, holder and gage for shot peening*, in *SAE Aerospace engineering*. 1995: USA.
- [6] SAE-J443, *Procedures for using standard shot peening test strip*, in *SAE International*. 1984: USA.
- [7] ASM Handbook, *Metallography and Microstructures*, Vol 9, ASM International. *Chemical and Electrolytic Polishing, Table 3 Applicability of electrolytes in Table 2 to electropolishing of various metals and alloys*, 2004, p. 281-293.
- [8] NPL, *Determination of residual stresses by X-ray diffraction*, in *Document N.º. 52*, National Physical Laboratory, 2005: UK.

TRANSIENT BEHAVIOUR IN PLASTICITY INDUCED CRACK CLOSURE

FV Antunes¹, LFP Borrego^{1,2}

¹CEMUC, Department of Mech Eng, University of Coimbra, Rua Luís Reis Santos, Pinhal de Marrocos, 3030-788 Coimbra, Portugal.

* E-mail: fernando.ventura@dem.uc.pt

²D Department of Mech Eng, Polytechnic Institute of Coimbra, Rua Pedro Nunes, 3030-199 Coimbra, Portugal.
E-mail: borrego@isec.pt

RESUMEN

Trabajo experimental de fatiga fue desarrollado para cuantificar el incremento de grieta afectado por una sobrecarga, Δa_{OL} . El value de Δa_{OL} aumenta con ΔK_{BL} , OLR y disminuye con R. Dependiendo de las variables de carga, el incremento de grieta afectado por la sobrecarga puede ser del mismo orden, así como mucho más grande que el radio de plástico (hasta 8 veces). En los modelos numéricos alguna propagación de la grieta se requiere, Δa_{stab} , para obtener valores estabilizados de PICC, puesto que debe existir una estela plástica residual. Una vez más, Δa_{stab} no se correlaciona con lo radio de la zona plástica, y $\Delta a_{stab}/r_p$ osciló entre 0,08 y 2,3. La magnitud de las cuñas plásticas residuales, Δy_r , cuantificada por la integración de $\epsilon_{p,yy}$ perpendicularmente a lo flanco de la grieta, controla lo fenómeno de PICC y particularmente el comportamiento transitorio. Un vínculo fuerte se encontró entre la propagación necesaria para estabilización y Δy_r . Un modelo empírico fue desarrollado, basado en Δy_r , y aplicado con éxito para predecir PICC para una sobrecarga.

ABSTRACT

Experimental fatigue work was developed to quantify the crack increment affected by an overload, Δa_{OL} . The extent of the overload affected zone increases with ΔK_{BL} , OLR and decreasing R. Depending on the loading variables, the overload affected crack increment can be of the same order as well as much larger than plastic radius (up to 8 times). In the numerical models some crack propagation is required to obtain stabilized PICC values, Δa_{stab} , since a significant residual plastic wake must be formed. Once again, Δa_{stab} does not correlate with r_p , and $\Delta a_{stab}/r_p$ ranged between 0.08 and 2.3. The magnitude of the residual plastic wedges, Δy_r , quantified by the integration of $\epsilon_{p,yy}$ perpendicularly to crack flank, is proposed to control plasticity induced crack closure (PICC) phenomenon and particularly the transient behaviour. A strong link was found between the propagation required for stabilization and Δy_r . An empirical model is proposed, based on this Δy_r and applied successfully to predict PICC for an overload.

Keywords: Fatigue, Plasticity Induced Crack closure, Transient behaviour, Overload

1. INTRODUCTION

Accurate and non-conservative measurements of FCGR are essential when designing efficient structures subject to cyclic loading. Crack closure is a main mechanism of fatigue crack propagation and cannot be neglected. Numerical models have been successfully developed to predict plasticity induced crack closure (PICC). At the beginning of crack propagation a transient behaviour is observed numerically as the residual plastic wake is being formed. For plane stress conditions, the

application of constant amplitude load cycles produces a steady increase of PICC with crack propagation, until a stabilized value is reached. For plane strain conditions, the PICC presents usually an initial peak value followed by a stable decrease. A major parameter affecting the accuracy of PICC numerical predictions, and also the numerical effort, is the minimum crack extension required for stabilization, Δa_{stb} . Usually Δa_{stb} is defined as a fraction of the size of monotonic plastic zone resulting from the first load cycle. Values of half [1],

one [2,3], two [4] and four [5] have been reported for Δa_{sb} under plane stress conditions. For plane strain state values of one [4], four [6,7] and eight [8] have been suggested. The variation of load parameters also produces a transient behaviour. Upon application of an overload, the crack closure level initially decreases during a small crack increment and then increases drastically. On the contrary, after an underload, the crack closure level is significantly reduced. Under both loading sequences, only after significant crack propagation the crack closure level approaches the constant amplitude level prior to load variation.

The main objective here is to explain the transient behaviour at the beginning of crack propagation and after overloads and underloads, linking it with the plastic deformation mechanisms behind PICC phenomenon. Specific objectives are: explain the differences observed between the plane strain and plane stress states; explain the different results observed in literature for Δa_{sb} ; explain the transient behaviour experimentally observed after overloads or underloads; understand the effect of hardening behaviour on transient behaviour. The material studied will be the 6082-T6 aluminium alloy.

2. EXPERIMENTAL ANALYSIS

Experimental work was developed to understand the transient behaviour after overloads. Fatigue tests were conducted, in agreement with ASTM E647 standard [30], using middle-tension (M(T)) specimens with 3 mm thickness. The material used in this research was an AlMgSi1 (6082) aluminium alloy with T6 heat treatment. Single tensile overload tests were performed at several ΔK baseline levels, ranging from 4 to 10 MPam^{1/2}. The OLR was 1.5 and 2, which was defined as:

$$OLR = \frac{\Delta K_{OL}}{\Delta K_{BL}} = \frac{K_{OL} - K_{min}}{K_{max} - K_{min}} \tag{1}$$

Details of the experimental work may be found elsewhere [9].

Figure 1 illustrates the typical transient crack growth behaviour obtained when a specimen is subjected to a single tensile overload in a constant ΔK test. There is a brief initial acceleration of crack growth rate immediately after the overload. The subsequent crack growth rate decreases until its minimum value is reached, followed by a gradual approach to the level of the baseline steady state. The overload affected crack growth increment, Δa_{OL} , is the crack growth distance between the point of overload application and the point at which the crack growth rate recovers its initial value. Figure 2 shows values of Δa_{OL} and it is evident that, the extent of the overload affected zone increases with ΔK_{BL} , OLR and decreasing R. The effect of OLR can

also be seen in figure 1. The influence of OLR and R increases with ΔK_{BL} . Also, the effect of OLR on Δa_{OL} seems to be more important than the effect of R. Finally, notice that the effect of overload can extend up to 12 mm. The size of overload monotonic plastic zone, r_{OL} , was evaluated, for a plane stress condition, from the following equation:

$$r_{OL} = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_{OL}}{\sigma_{ys}} \right)^2 \tag{2}$$

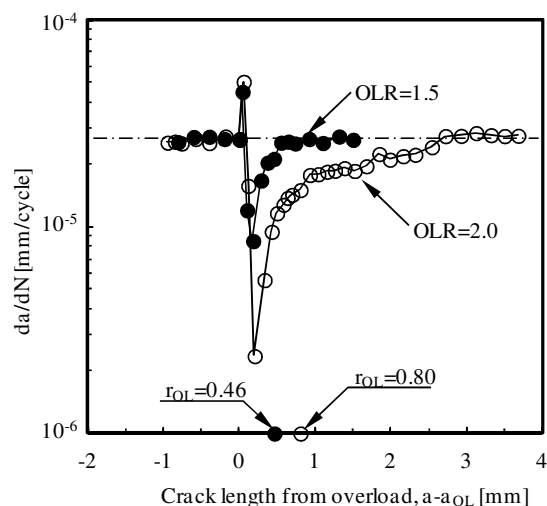


Figure 1. Crack growth rate vs crack growth distance.

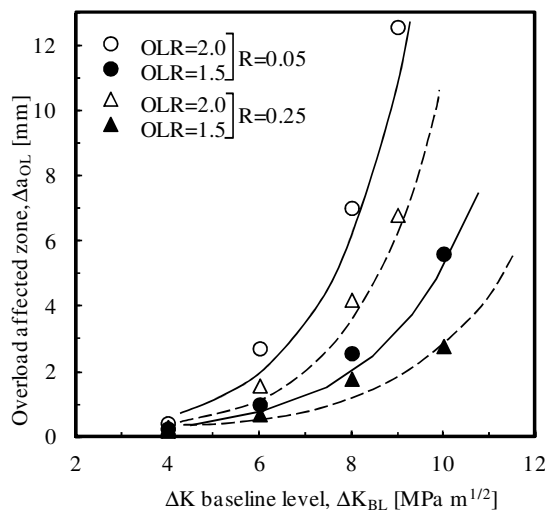


Figure 2. Overload affected zone versus ΔK_{BL} level.

Figure 3 presents the variation of the ratio $\Delta a_{OL}/r_{OL}$, against ΔK_{BL} , OLR, and R. The normalization of crack increment for stabilization by r_{OL} does not collapse the data over a single curve. Depending on the loading variables, the overload affected crack increment can be of the same order as well as much larger than r_{OL} (up to 8 times). It is worthwhile to notice that, in contrast with

the variation of Δa_{OL} , the ratio $\Delta a_{OL}/r_{OL}$, seems to be more effectively influenced by R than by OLR .

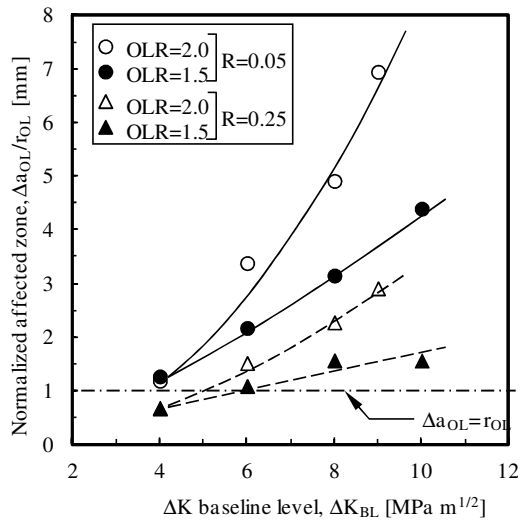


Figure 3. $\Delta a_{OL}/r_{OL}$ versus ΔK_{BL} , R and OLR .

3. NUMERICAL ANALYSIS

In the numerical models some crack propagation is required to obtain stabilized PICC values since a significant residual plastic wake must be formed. This phase is studied here to understand the mechanisms behind transient phenomena in plasticity induced crack closure. The knowledge of Δa_{stab} is important for proper definition of finite element mesh.

Due to the symmetry of the sample and loading conditions, only 1/8 of the MT specimen was simulated, by using adequate boundary conditions. The thickness of the model was $t/2=0.1$ mm which corresponds to a specimen thickness of 0.2 mm. An initial crack length $a_0=5$ mm was assumed. Since PICC is a plastic deformation based phenomenon, the hardening behaviour of the material was carefully modelled. A Voce type equation was used to describe the isotropic component of hardening, while the kinematic component was modelled with a saturation law. The finite element mesh was refined at the crack front, to enable the numerical simulation of the severe plastic deformation gradients, and enlarged at remote positions, to reduce the numerical effort. The size considered for the elements around the crack front was $L_1=16$ μ m. Each crack increment corresponded to one finite element and two load cycles were applied between crack increments. The opening load was determined by evaluating the contact status of the first node behind current crack tip with the symmetry plane. The numerical simulations were performed with a three-dimensional elastic-plastic finite element program (DD3IMP) that follows a fully implicit time integration

scheme [10]. Further details of the numerical procedure can be found elsewhere [11].

Figure 4 shows crack opening values versus crack propagation for plane stress and plane strain states. In the plane stress state the crack opening level increases reaching a plateau. On the other hand, the plane strain state shows an initial peak followed by a decrease to a stable value. The peak is linked to a relatively large plastic deformation occurring at the first load cycle. The propagation required for stabilization, Δa_{stab} , is apparently higher for the plane strain state. A criterion is however required to objectively quantify Δa_{stab} from PICC versus propagation distance curves. In the present study straight lines were placed in the stable region, as shown in figure 3 and stabilization was assumed to occur when PICC values reach this line.

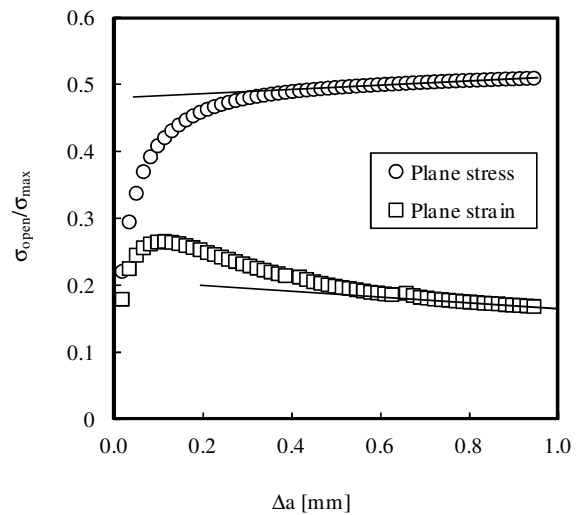


Figure 4. Crack opening versus crack propagation ($\sigma_{max}/\sigma_{ys}=0.376$; $\sigma_{min}=0$).

Table 1 summarises the different results obtained for Δa_{stab} . Different series were considered, having fixed ΔK , maximum stress or minimum stress. All values of Δa_{stab} are lower than 1 mm, therefore this can be considered an upper bound, at least for constant amplitude tests. The results show an influence of stress ratio and ΔK on Δa_{stab} , similarly to already observed for the overload tests. The ratio $\Delta a_{stab}/r_p$, being r_p the size of monotonic plastic zone obtained with expression 2 replacing K_{OL} by K_{max} , is represented in figure 5. This ratio decreases with K_{max} , which is linked to the increase of plastic deformation zone. Besides, $\Delta a_{stab}/r_p$ ranges between 0.08 and 2.3.

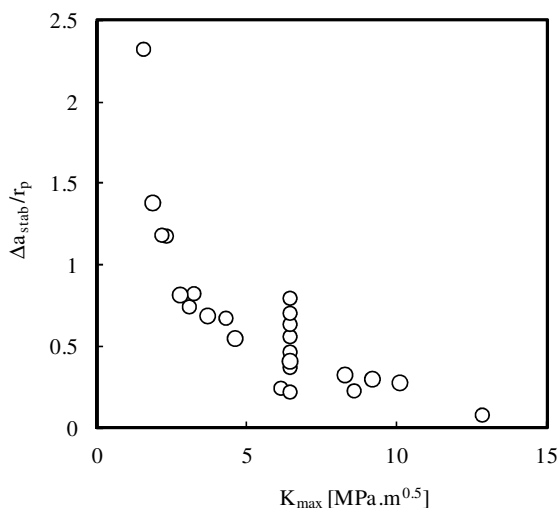


Figure 5. Ratio $\Delta a_{stab}/r_p$, versus K_{max} .

Table 1. Crack propagation required for stabilization, Δa_{stab} , for different load cases

F_{min}	F_{max}	ΔK	R	Δy_r	Δa_{stab}
-66.7	33.3	4.6	-2	1.9×10^{-5}	0.112
-50	50	4.6	-1	9.1×10^{-5}	0.128
-33.3	66.7	4.6	-0.5	2.2×10^{-4}	0.144
0	100	4.6	0	6.3×10^{-4}	0.240
33.3	133.3	4.6	0.25	1.4×10^{-3}	0.192
-93.3	46.7	6.4	-2	7.0×10^{-5}	0.112
-70	70	6.4	-1	2.4×10^{-4}	0.176
-46.7	93.3	6.4	-0.5	5.1×10^{-4}	0.256
0	140	6.4	0	1.1×10^{-3}	0.40
46.7	186.7	6.4	0.25	2.3×10^{-3}	0.352
140	280	6.4	0.5	4.8×10^{-3}	0.288
60	140	3.7	0.43	1.5×10^{-3}	0.192
20	140	5.5	0.14	1.4×10^{-3}	0.32
-20	140	7.3	-0.14	1.2×10^{-3}	0.48
-60	140	9.1	-0.43	1.1×10^{-3}	0.544
-100	140	11.0	-0.71	9.5×10^{-4}	0.602
-140	140	12.8	-1	8.1×10^{-4}	0.68
0	60	2.7	0	1.7×10^{-4}	0.128
0	80	3.7	0	3.7×10^{-4}	0.192
0	100	4.6	0	1.0×10^{-3}	0.24
0	140	6.4	0	1.3×10^{-3}	0.352
0	180	8.2	0	1.9×10^{-3}	0.464
0	200	9.1	0	2.1×10^{-3}	0.528

$[F_{min}]=[F_{max}]=N$; $[\Delta K]=MPa.m^{1/2}$; $[\Delta y_r]=[\Delta a_{stab}]=mm$

4. DISCUSSION

The extent of propagation required for stabilization (after overloads or at the beginning of crack propagation in numerical studies) is usually linked to the size of monotonic plastic zone measured ahead of crack tip. However, the ratio of transient propagation versus plastic radius showed a great scatter when different values of stress ratio and ΔK are considered. This was observed here and in the literature [12,13]. In fact, it is the residual plastic deformation behind current crack tip, and particularly the deformation perpendicularly to crack flank, that is responsible and controls the PICC phenomenon. The magnitude of the residual plastic wedges can be quantified using the integration of $\epsilon_{p,yy}$ versus y curve:

$$\Delta y_r = \int_0^h \epsilon_{p,yy} \cdot dy \tag{3}$$

Notice that this is the vertical elongation of the plastic wedge. Table 1 shows Δy_r for the different load cases studied. Figure 6 shows results of Δa_{stab} versus magnitude of residual plastic wedge. A link is evident suggesting that Δy_r is a main parameter of the PICC phenomenon.

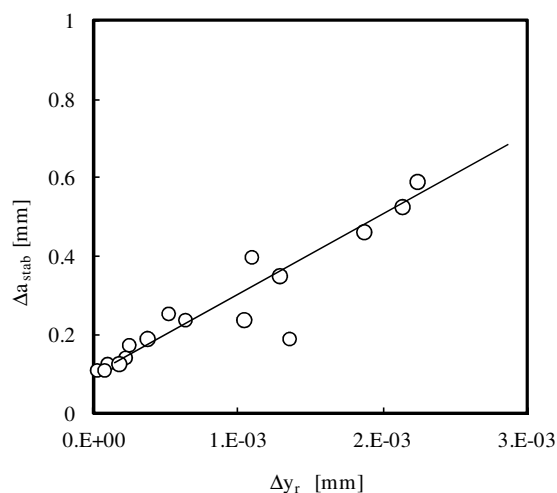


Figure 6. Propagation required for stabilization, Δa_{stab} ($\sigma_{min}=0$; $\sigma_{max}=33.3$ MPa).

It is proposed here that the influence of an individual residual plastic wedge on PICC decreases exponentially with its distance to crack tip. Figure 7 shows the variations of PICC values between consecutive crack increments obtained numerically. As stabilization occurs, these variations tend to zero. Notice that, as is illustrated schematically in figure 6, crack propagation adds new plastic wedges at the crack tip. Analyzing the situation from the point of view of the crack tip, for each crack propagation a plastic wedge is added at the most remote position along crack flank. The corresponding variation of the global PICC is the effect

of this “new” plastic wedge placed at a distance d . The curve in figure 6 is therefore the influence of the plastic wedge versus its distance to crack tip, d . An exponential trend is evident indicating a fast dissipation of the influence of individual plastic wedges.

An empirical model was developed, based on the PICC numerical results. The basic idea was to establish a relationship between an individual plastic wedge, characterized by its position (d) and magnitude (Δy_r), and the PICC level:

$$PICC_i = \tilde{f}(d, \Delta y_r) = C_1 \cdot d^{C_2} \quad (4)$$

being d the distance to crack tip, and C_1, C_2 fitting constants dependent on Δy_r . The individual plastic wedges of residual plastic wake must be analyzed individually for each crack tip position and their effect summed in order to obtain the global PICC level. The input of the model is therefore the function $\Delta y_r = \Delta y_r(d)$.

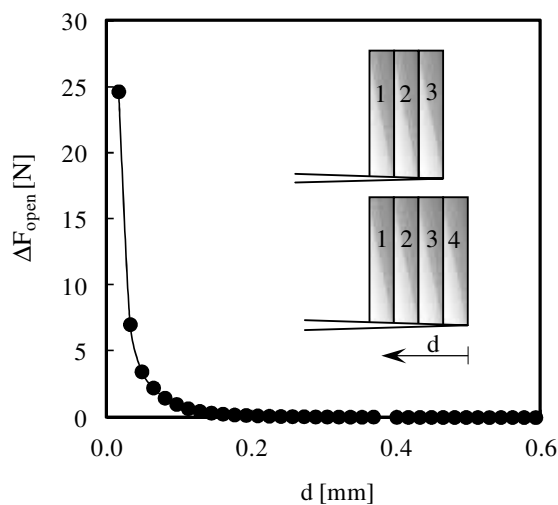


Figure 7. Propagation required for stabilization, Δa_{stab} ($\sigma_{min}=0$; $\sigma_{max}=33.3$ MPa).

The model was applied to an overload of 160 N applied on a baseline loading with $F_{min}=0$, $F_{max}=140$ N (OLR=1.14, $R=0$, $\Delta K_{BL}=6.4$ MPa.m^{1/2}). Figure 8 shows the deformation of residual plastic wedges, calculated with equation 3 at different positions along crack flank. These values were used to predict PICC with the empirical model defined by equation 4, obtained from constant amplitude results. Figure 9 shows the results and an excellent agreement was found with numerical predictions obtained directly with the FEM for the overload situation. This agreement validates the methodology followed to deduce equation 4, namely the exponentially decreasing influence of residual plastic wedges.

The results in figure 6 are incomplete. In fact, odd results were obtained for the set of load cases with constant maximum load. The decrease of minimum load decreases Δy_r , as a consequence of increasing reversed

plastic deformation, but increases the propagation required for stabilization. Therefore an additional phenomenon is affecting PICC and stabilization behaviour, which was not yet clearly identified.

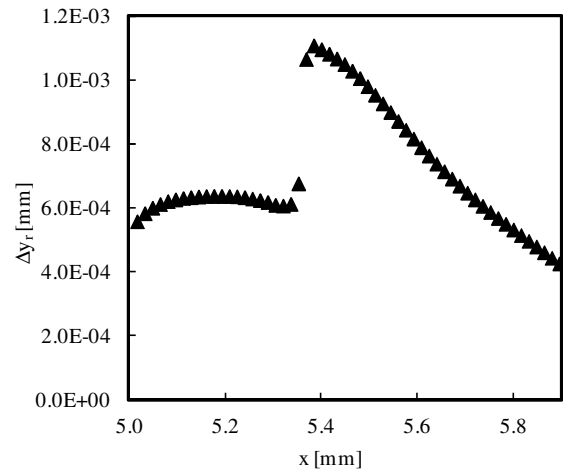


Figure 8. Deformation of residual plastic wedges.

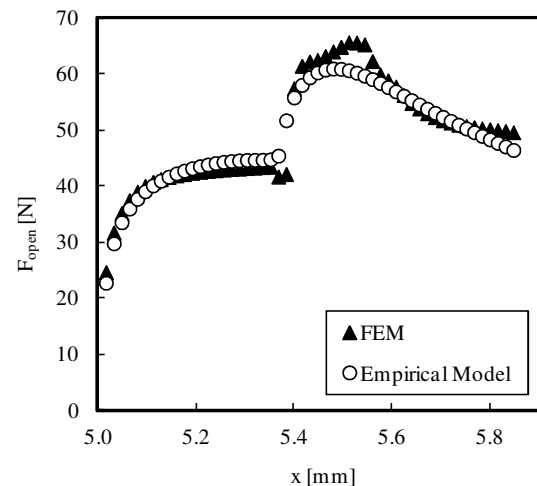


Figure 9. Numerical predictions versus empirical model.

5. CONCLUSIONS

- The transient behaviour of PICC is usually linked to the size of plastic deformation zone ahead of crack tip, r_p . However, as observed experimentally and numerically, the crack propagation required for stabilization does not correlate with r_p , since a marked influence of R and ΔK is observed.
- In numerical studies crack propagation is required to form the residual plastic wake. The propagation distances needed under constant amplitude loading were found to be less than 1 mm. For the overloads, a maximum absolute value of 12 mm was found for the extent of crack retardation, Δa_{OL} .

- The magnitude of the residual plastic wedges, quantified by the integration of $\epsilon_{p,yy}$ perpendicularly to crack flank, is proposed to control PICC phenomenon and particularly the transient behaviour. In fact, a strong link was found between the propagation required for stabilization and Δy_r (plastic elongation of residual wake).
- The influence of an individual residual plastic wedge on PICC decreases exponentially with its distance to crack tip, d . An empirical model was developed, based on constant amplitude results, linking the position and magnitude of individual plastic wedges with PICC. The input of the model is the plastic elongation of residual plastic wake, i.e., $\Delta y_r = \Delta y_r(d)$. The model was applied successfully to predict PICC versus crack propagation for an overload.

AKNOWLEDGEMENTS

The authors are indebted to the Portuguese Foundation for the Science and Technology (FCT) and COMPETE program from FEDER (European Regional Development Fund) for the financial support (Project PTDC/EME-PME/114892/2009).

REFERENCES

- [1] Solanki K., Daniewicz S.R. and Newman Jr. J.C., Finite element modelling of plasticity-induced crack closure with emphasis on geometry and mesh refinement effects. *Eng. Fracture Mechanics* 70, pp. 1475-1489, 2003.
- [2] Wu J and Ellyin F., A study of fatigue crack closure by elastic-plastic finite element analysis for constant-amplitude loading. *Int. Journal of Fracture* 82, pp. 43-65, 1996.
- [3] Parks S-J, Earmme Y-Y and Song J-H., Determination of the most appropriate mesh size for a 2-D finite element analysis of fatigue crack closure behaviour. *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.* 20(4), pp. 533-545, 1997.
- [4] Antunes FV, Borrego LFP, Costa JD and Ferreira JM., A numerical study of fatigue crack closure induced by plasticity. *Fatigue and Fracture of Engng Materials and Structures* 27(9), pp. 825-836, 2004.
- [5] Jiang Y, Feng M and Ding F., A re-examination of plasticity-induced crack closure in fatigue crack propagation. *International Journal of Plasticity* 21, pp. 1720-1740, 2005
- [6] Parry MR, Syngellakis S and Sinclair I., Numerical modeling of combined roughness and plasticity induced crack closure effects in fatigue. *Materials Science and Engineering* 2000;A291: pp. 224-234.
- [7] Lee HJ and Song JH., Finite element analysis of fatigue crack closure under plane strain conditions: stabilization behaviour and mesh size effect. *Fatigue Fract Eng Mater Struct* 28, pp. 333-342, 2005.
- [8] Kim J-S, Kang JY and Song J-H., Elucidation of fatigue crack closure behaviour in surface crack by 3-D finite element analysis. *International Journal of Fatigue* 29, pp. 168-180, 2007.
- [9] Borrego, L.P., Ferreira, J.M. and Costa, J.M., Fatigue Crack Growth and Crack Closure in an AlMgSi Alloy. *Fatigue Fract Engng Mater Struct* 24, pp. 255-266, 2001.
- [10] Menezes L.F. and Teodosiu C., Three-Dimensional Numerical Simulation of the Deep-Drawing Process using Solid Finite Elements. *Journal of Materials Processing Technology* 97, pp.100-106, 2000.
- [11] Antunes F.V. and Rodrigues D.M., Numerical simulation of plasticity induced crack closure: Identification and discussion of parameters. *Engineering Fracture Mechanics* 75, pp. 3101-3120, 2008.
- [12] Shercliff HR, Fleck NA. Effect of specimen geometry on fatigue crack growth in plane strain—II. Overload response. *Fatigue Fract Engng Mater Struct* 13(3), pp. 297-310, 1990.
- [13] Shuter D.M. and Geary W., Some aspects of fatigue crack growth retardation behaviour following tensile overloads in a structural steel. *Fatigue Fract Engng Mater Struct* 19(2/3), pp. 185-99, 1996.

ESTIMACIÓN DEL CRECIMIENTO DE GRIETA POR FATIGA EN UNA VIGA RECTANGULAR SOMETIDA A FLEXIÓN CON UNA GRIETA EN UN LATERAL

A. Martín-Meizoso^{1,2*}, J.M. Martínez-Esnaola^{1,2}

¹ CEIT, Paseo Manuel Lardizábal, 15, 20018 San Sebastián, España.

*E-mail: ameizoso@ceit.es

² Tecnun, Universidad de Navarra, Paseo Manuel Lardizábal, 13, 20018 San Sebastián, España

E-mail: jmesnaola@tecnun.es

RESUMEN

Se presenta una estimación del crecimiento de una grieta situada sobre el lateral de la sección rectangular de una viga sometida a momentos flectores en sus extremos, representativo del caso de una viga sometida a flexión en cuatro o tres puntos.

No existe una solución propuesta para el cálculo del Factor de Intensidad de Tensiones (FIT) para este caso, que resulta ser un caso tridimensional. Se aborda su solución, de un modo aproximado, seccionando la viga en rebanadas inicialmente horizontales y posteriormente incluyendo un rebanado vertical de la sección de la viga. Para estas secciones sí se dispone de soluciones analíticas para el factor de intensidad de tensiones (que varía con la localización a lo largo de la altura del frente de grieta) y correcciones por el efecto de las superficies libres. Se exponen las limitaciones de esta técnica y las aproximaciones y decisiones que parecen más razonables.

Una vez estimados los FITs, se predice la propagación por fatiga del frente de grieta y se obtiene una estimación de la vida remanente hasta alcanzar el factor de intensidad de tensiones crítico para el material. Se presenta una estimación inicial, pues las otras técnicas disponibles: elementos finitos con elementos cohesivos y la realización práctica de los ensayos de fatiga a flexión (en 4 puntos) contra los que validar el grado de aproximación conseguido mediante las diferentes hipótesis, están en curso de realización.

ABSTRACT

An approximate estimation of fatigue crack growth is presented for a crack along the side of a beam in bending. It is the case of a three- and four-point bending test specimens.

There is no solution available in the literature to compute the Stress Intensity Factors (SIFs) for these configurations, because it results in a three-dimensional problem. The solution is approached considering the beam sliced initially in a horizontally direction and afterward considering also vertical slices. For those slices there are analytical expressions to compute SIFs (what are varying along the crack front locations) and correction factors that accounts for the effects of free boundaries. The limitations of this technique are shown; also the approximation and decisions, which seems more reasonable to take, are discussed.

Once that the SIFs are estimated, it is possible to estimate the crack propagation along the crack front. Hereafter an assessment about the remaining fatigue life, until reaching the material critical SIF, is obtained. This is a first approach to the problem, other technique are possible: finite element computation with cohesive elements, carrying out the appropriate fatigue experiments (4-point bending). This would allow, in a near future, to ascertain the degree of approximation reached with this simple approach by bidirectional solid slicing.

PALABRAS CLAVE: Fatiga, factores de intensidad de tensiones, flexión de vigas.

1. INTRODUCCIÓN

En aquellos casos en los que se dispone de una sección resistente rectangular, caso extraordinariamente frecuente en ingeniería y arquitectura, y se considera una grieta en esa sección, se dispone de ecuaciones que permiten calcular los factores de intensidad de tensiones (FITs) en múltiples casos. Por ejemplo, las soluciones

de Newman-Raju [1986] contemplan una grieta plana y de forma elíptica en el interior de la sección bajo una carga tractiva uniforme en la sección (sin grieta); una grieta semielíptica superficial bajo carga uniforme y momento flector (la grieta se sitúa en la cara más o menos traccionada); una grieta en la esquina, con forma de cuarto de elipse (con carga uniforme y momento

flector); y otras configuraciones semejantes, con grietas emanando de taladros circulares.

En particular, para el caso de una grieta superficial semi-elíptica, se proporcionan ecuaciones (incluyendo sus rangos de validez) para la estimación de los FITs a lo largo del frente de grieta para los casos de tracción remota uniforme y momento flector, siempre y cuando la grieta se sitúe en la cara tractiva o compresiva debida al momento flector. Pero no se proporciona ninguna solución si la grieta se sitúa sobre alguno de los otros dos laterales de la sección rectangular. Para visualizarlo sería algo así como que el momento flector abre un extremo y cierra el otro de la grieta.

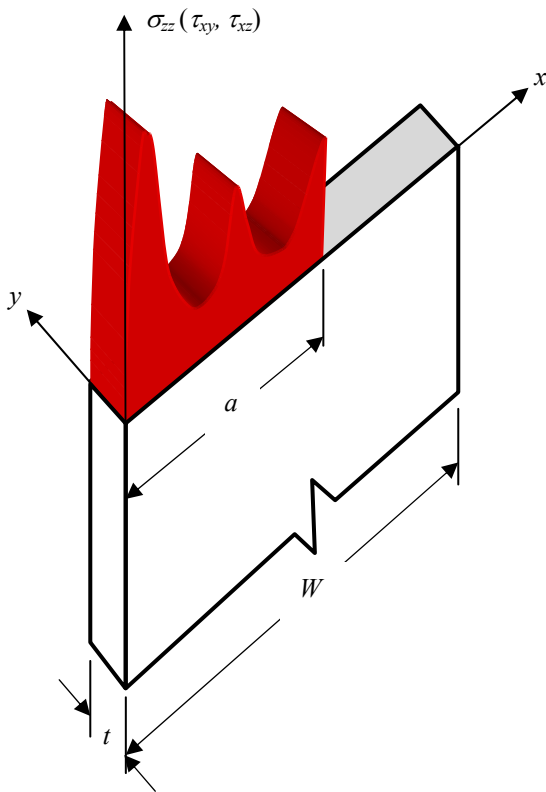


Figura 1. Grieta de borde en una tira finita con una distribución arbitraria de cargas que varía en la dirección x.

Una configuración aún más sencilla sería la de una grieta de borde y pasante sobre una sección rectangular, como se muestra en la fig. 1.

La configuración es geoméricamente bidimensional (2D). Si las cargas aplicadas solo varían en la dirección de la profundidad de la grieta (también las tensiones son 2D), se dispone de soluciones para la distribución de cargas que se desee, debidas a Hartranft [1973], para el caso de sólido semi-infinito y quedaría por añadir el efecto de la superficie libre (fondo finito) por delante de la grieta. Por ejemplo, mediante la corrección de Isida [1962, 1965] o Feddersen [1966]. Estas correcciones suponen que el sólido es incapaz de rotar. Cuando la rotación es posible, se dispone de factores de corrección

debidos a Gross [1964], Brown [1966] o Tada [1973]. Luego veremos la importancia de acertar con la corrección adecuada a cada caso.

Pero no existe ninguna solución disponible para una grieta de borde en la que el campo de tensiones varíe en la otra dirección. El caso más simple sería la grieta de borde con un momento flector que abra un extremo y cierra el otro (fig. 2). En este caso si no se añade una carga tractiva uniforme suficiente se producirá un cierre, debido al contacto, entre parte de las superficies de la grieta (las zonas más comprimidas) como discute, por ejemplo, Paris [1975].

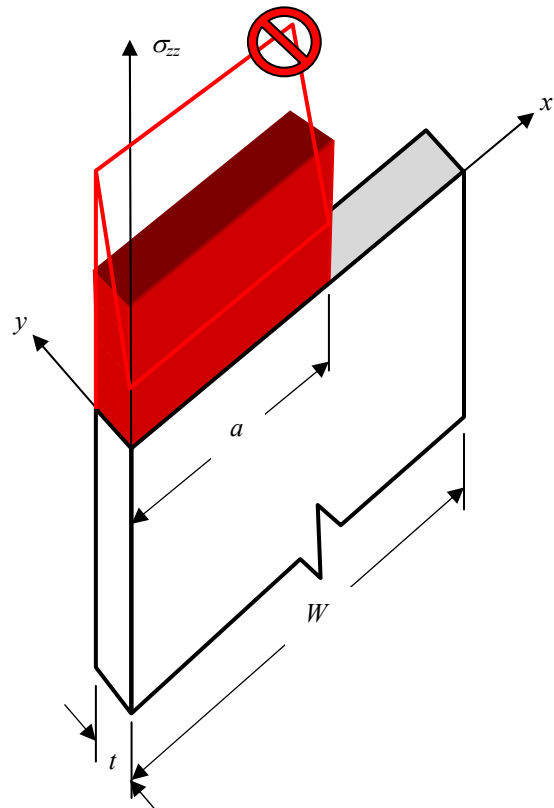


Figura 2. Grieta de borde en una tira finita con momento flector que varía la tensión aplicada en la dirección y.

En resumen para una grieta de borde recto, sobre una sección rectangular (geometría 2D), véase la fig. 3, no se dispone de ninguna solución, ni tan siquiera aproximada, de qué FITs aparecen bajo el efecto de un momento flector “atravesado” a la geometría. Esto convierte el problema en 3D, pues los diferentes puntos a lo largo del frente de grieta tendrán diferentes FITs.

La única solución conservativa, y ya que la grieta ocupa 3 de los lados de la sección rectangular, sería extender la geometría hasta alcanzar el 4 lado: ¡darla por rota! El sentido común indica que no basta realizar una raya en el lateral de una viga que trabaja a flexión para romperla, luego deberíamos de poder encontrar una solución menos conservativa y más razonable.

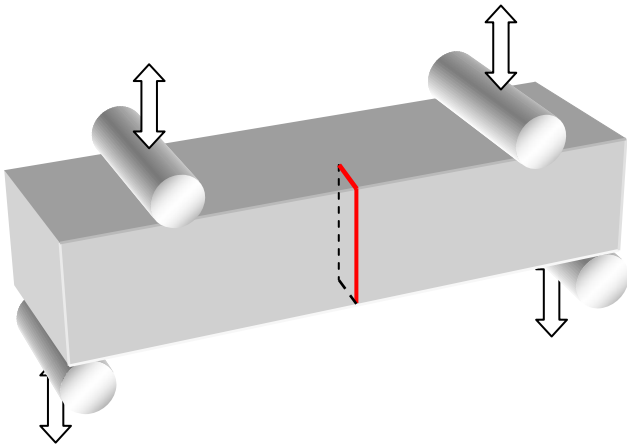


Figura 3. Ensayo de flexión en 4 puntos de una viga con una grieta en su lateral.

2. APROXIMACIÓN POR REBANADO HORIZONTAL DE LA VIGA

Una primera aproximación la podemos obtener aplicando el principio de superposición (usando el campo de tensiones en ausencia de la grieta) y rebanando la viga en capas horizontales y suponiendo (alocadamente) que no interfieren las unas con las otras. La ventaja básica es que conocemos la solución para todas y cada una de las rebanadas 2D. El FIT correspondiente a cada rebanada horizontal se ha calculado como una grieta de borde sometida a una tensión:

$$\sigma_{zz} = S_b \left(1 - \frac{2y}{t}\right) \quad (1)$$

En donde S_b representa la tensión producida por el momento flector sobre la cara inferior de la sección ($y = 0$). El canto de la viga es t y la altura de la sección (rebanada) que se calcula es y .

El FIT(y) para un sólido semi-infinito vendrá dado por:

$$K_I(y) = 1.12 \cdot S_b \left(1 - \frac{2y}{t}\right) \sqrt{\pi \cdot a(y)} \quad (2)$$

Los FITs, que se calculan para los puntos del frente de grieta situados por encima del plano neutro, son negativos lo cual no tiene sentido alguno. Se anularán, pero son indicativos de un contacto entre los labios de la grieta tanto más importantes cuanto mayor es el campo compresivo en el que se sitúan los puntos del frente de grieta.

Además deberíamos considerar que el sólido es finito e introducir una corrección por la anchura finita de la viga: $f(a(y)/W)$. Por ejemplo, la corrección de Feddersen [1966] (que supone que no está permitido el giro entre las dos semivigas situadas por delante y por detrás de la sección agrietada. Lo que también es cuestionable).

Afortunadamente los modos II y III son cero para esta configuración de la grieta. En consecuencia, la grieta – inicialmente plana- se propagará sobre su plano sin abandonarlo.

Una vez que se tiene una estimación inicial de los FITs, a lo largo del frente de la grieta, puede propagarse por fatiga, integrando la correspondiente ecuación de crecimiento de la grieta de Paris y Erdogan [1963] (que se haya determinado para el material de la viga) y así obtener los sucesivos frentes de propagación que, por ejemplo, se muestran en la Fig. 4.

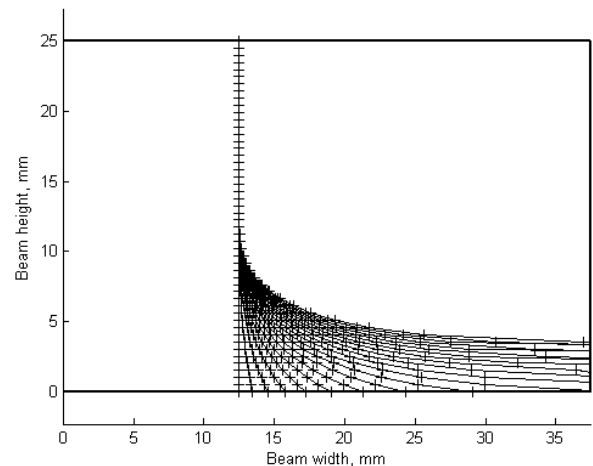


Figura 4. Crecimiento de grieta calculado a partir de rebanadas horizontales. La grieta inicial ocupa el tercio izquierdo del rectángulo y el ligamento inicial es el cuadrado de la derecha. La grieta se extiende comenzando por la parte inferior, y más traccionada, de la viga.

Parece razonable la figura que se obtiene de la propagación de la grieta por fatiga: la grieta comienza a propagarse por la parte inferior y más traccionada de la viga y se extiende rápidamente a lo largo de toda la anchura de la viga. Pero la grieta jamás podría extenderse sobre las zonas inicialmente compresivas. Es más la grieta enlentece su crecimiento a medida que se aproxima al plano neutro (aún sin considerar el efecto del FIT umbral de fatiga: ΔK_{th}). Obviamente la vida a fatiga de una viga agrietada por su parte inferior no es infinita luego algo importante se ha obviado en esta simplificación.

3. REBANADO VERTICAL DE LA VIGA

Cuando la grieta se extiende sobre la parte inferior de la viga, parece más razonable realizar el rebanado de la viga en la dirección vertical. También disponemos de soluciones para los FITs de estas rebanadas verticales. Antes de adentrarnos en este caso particular veamos cómo se comporta el “método de las rebanadas” en algún caso cuya solución exacta sea conocida.

3.1. Rebanado de una grieta tipo penique bajo tensión remota uniforme

Para el caso de un sólido infinito, conocemos la solución (Sneddon [1951]):

$$\Delta K_I(\forall \varphi) = \frac{2}{\pi} \Delta \sigma \sqrt{\pi \cdot r}, \Delta K_{II}(\forall \varphi) = 0, \Delta K_{III}(\forall \varphi) = 0 \quad (3)$$

Si rebanamos en la dirección x y consideramos una geometría de Griffith [1920] (grieta pasante en chapa infinita), obtenemos:

$$\Delta K_{Ix}(\varphi) = \Delta \sigma \sqrt{\pi \cdot r \cdot \sin(\varphi)} \quad (4)$$

Y para la rebanadas en la dirección y

$$\Delta K_{Iy}(\varphi) = \Delta \sigma \sqrt{\pi \cdot r \cdot \cos(\varphi)} \quad (5)$$

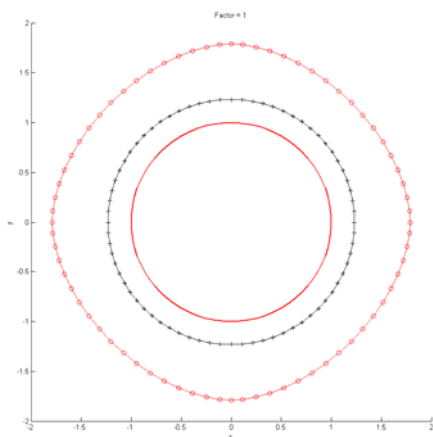


Figura 5. Estimación del crecimiento de grieta por fatiga, para un exponente de Paris $m = 2.7$. La solución correcta en negro y la estimación a partir de las “rebanadas” en x e y .

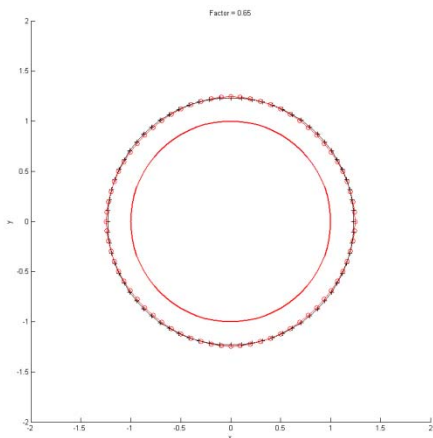


Figura 6. Idem. Fig. 3, pero modificando K_{Ix} y K_{Iy} por un factor de $2/\pi$.

La fig. 5 muestra la predicción de crecimiento que se obtiene para un exponente de la ecuación de Paris $m = 2.7$, para la ecuación (3) y suponiendo que el crecimiento en x lo decide (4) y (5) en la dirección y .

Resulta evidente que se sobreestima el crecimiento. Si añadimos el factor de $2/\pi$ (como en la expresión (3), Sneddon) en las estimaciones de K_{Ix} y K_{Iy} , la aproximación se asemeja mucho más, véase la fig. 6.

Lo que parece una predicción casi perfecta. Es sencillo demostrar que lo sería si el exponente en la ecuación de Paris-Erdogan [1963] fuera exactamente $m = 2$. En la fig. 4 se muestra que ($m = 2.7$) la desviación es insignificante para la mayoría de los casos prácticos. Se tiene entonces la tentación de creer que el rebanado permite obtener aproximaciones muy buenas, pero esto no es así en absoluto, como veremos en el siguiente apartado.

3.2. Rebanado de una grieta elíptica bajo tensión remota uniforme

Si en lugar de una grieta circular, fuera una elipse también disponemos de soluciones exactas para el sólido infinito sometido a tracción remota uniforme y perpendicular a la grieta. La solución la proporcionó Irwin [1962], a partir de los campos de tensiones calculados por Green y Sneddon [1950]. La fig. 7 compara los crecimientos reales y el estimado por rebanadas (los FITs ya reducidos por el factor $2/\pi$).

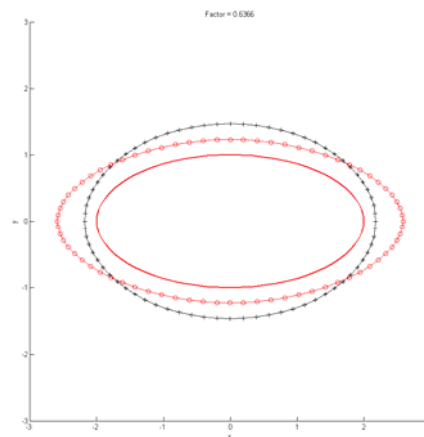


Figura 7. Estimación del crecimiento por fatiga de una grieta elíptica. Cálculo exacto, en negro, y de la aproximación mediante rebanadas, en rojo.

El resultado no predice una forma razonable. La elipse tiende a crecer más por los extremos del eje largo que por el corto. Cuando la realidad es exactamente la contraria. Lo que es peor es que ahora no se puede “inventar” una corrección sencilla que nos lo repare: la rebanada por el eje largo siempre tendrá más FIT que por el eje corto. Si no se quiere introducir factores mucho más complejos (que ya los hay propuestos, por ejemplo: Oore y Burns [1980]) tendremos que reconocer que ésta es una limitación importante de la estimación por rebanadas: Las formas de los frentes de propagación pueden diferir de los reales apreciablemente.

3.3. Rebanado horizontal y vertical de la viga a flexión

Como segunda aproximación, añadiremos –a las rebanadas horizontales– el cálculo de los FITs que se obtienen para las rebanadas verticales de la viga. Emplearemos la expresión propuesta por Tada [1973] que ya incluye la corrección por anchura finita y la posibilidad de rotación de las dos semivigas a ambos lados del plano de la grieta. Introducir el efecto de la rotación es muy importante. Si no se hace y se usa, por ejemplo, la corrección de Feddersen se llegaría al disparate de que los FITs disminuyen a medida que crece la grieta, y que la grieta se detendría al adentrarse en zonas compresivas.

La fig. 8 reproduce los frentes de grieta que se calculan de esta manera para un valor de la tensión máxima, producida por la flexión, $S_b = 200$ MPa.

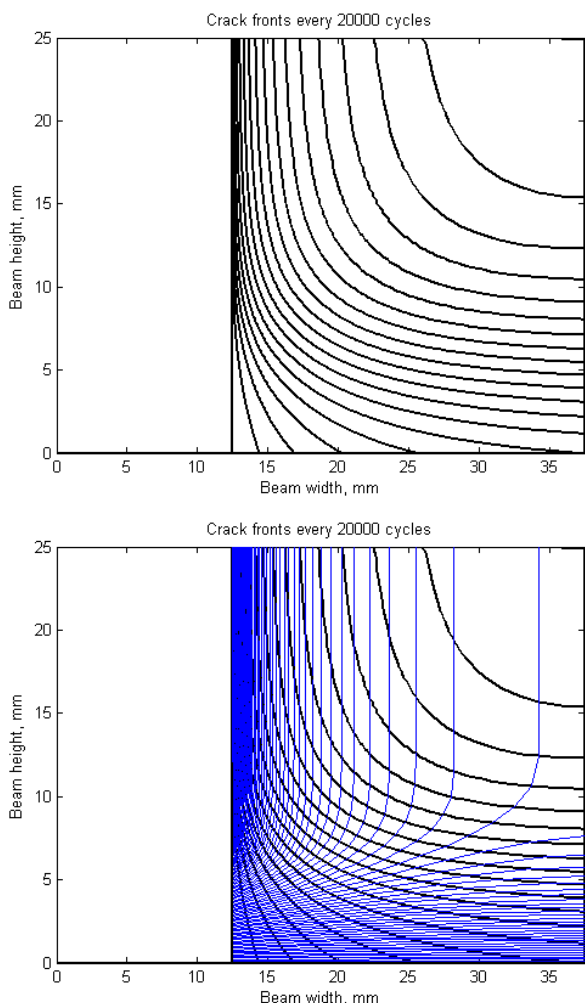


Figura 8. Primera aproximación al crecimiento de grieta por fatiga en una viga con flexión alternante, mediante la simplificación del cálculo por rebanadas horizontales y verticales.

La fig. 9 muestra los valores de K_{Ix} y la fig. 10 de K_{Iy} . La fig. 11 muestra los valores de los factores de intensidad de tensiones equivalentes, definidos como:

$$\Delta K_{Ieq} = \sqrt{\Delta K_{Ix}^2 + \Delta K_{Iy}^2} \tag{6}$$

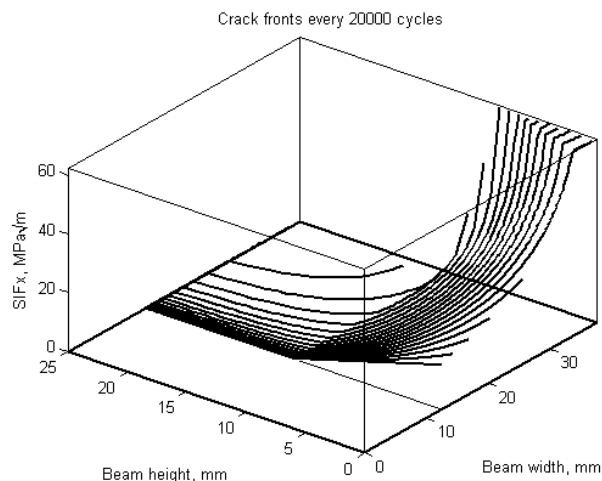


Figura 9. Factor de intensidad de tensiones estimado a partir de las rebanadas horizontales.

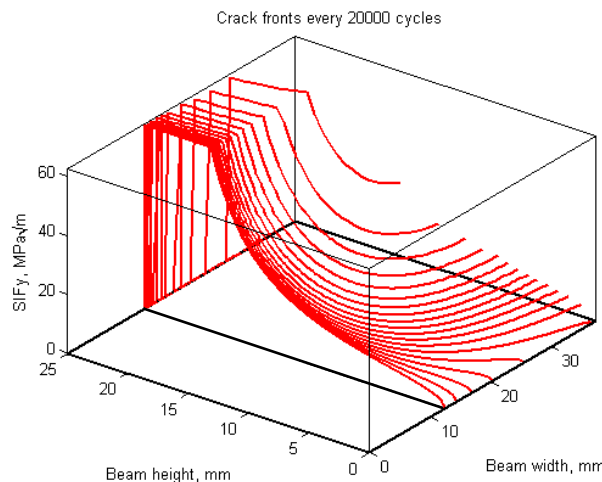


Figura 10. Factor de intensidad de tensiones estimado a partir de las rebanadas verticales.

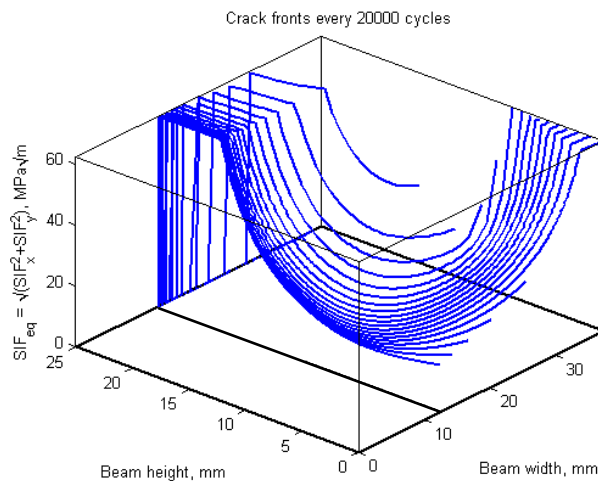


Figura 11. Factor de intensidad de tensiones equivalente estimado a partir de las rebanadas horizontales y verticales.

Es dudoso que la componente K_{Iy} , sea tan elevada, en las zonas compresivas de la viga, apenas se produzca un pequeño avance de la grieta en la dirección x . Pero es todo lo que se puede hacer con una estimación sencilla. De momento es una primera aproximación.

Caben soluciones más complejas que permitirían decidir qué buen o mal grado de aproximación se realiza con la aproximación propuesta. Oore y Burns [1980], o mediante elementos finitos con elementos cohesivos o mediante ensayos reales de fatiga. Continuará.

4. CONCLUSIÓN

Se propone una estimación aproximada del crecimiento por fatiga de una grieta en la sección lateral de una viga trabajando en flexión (alternada).

Esta configuración resulta 3D por cuanto la descripción de las tensiones es 2D en sentido perpendicular a la descripción 2D de la geometría. Para esta configuración no existe cálculo o estimación alguna de los FITs.

Se propone una sencilla aproximación calculando los FITs en dos direcciones correspondientes a las rebanadas en dirección x e y .

Esta aproximación tiene limitaciones obvias (en cuanto a predicción correcta de la forma de la grieta y otras) pero permite obtener una primera estimación de la vida remanente de la viga.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a Industrias de Turbo Propulsores (ITP) la financiación recibida para la realización de este trabajo.

REFERENCIAS

- [1] J. C. Newman, Jr. and I. S. Raju, "Stress-Intensity Factor Equations for Cracks in Three-Dimensional Finite Bodies Subjected to Tension and Bending Loads", Chapter 9 in *Computational Methods in the Mechanics of Fracture*, edited by S.N. Atluri, Elsevier Science Publishers, pp. 312-334, 1986.
- [2] R. J. Hartranft and G. C. Sih, "Alternating Method applied to Edge and Surface Crack Problems", *Mechanics of Fracture*, Vol. 1, *Methods of Analysis and Solutions of Crack Problems*, edited by G. C. Sih, Chapter 4, pp. 179-238, Noordhoff, 1973.
- [3] M. Isida and Y. Itagaki, "Stress Concentration at the Tip of a Central Transverse Crack in a Stiffened Plate Subjected to Tension", *Proceedings of the Fourth U. S. National Congress of Applied Mechanics*, p. 955, 1962.
- [4] M. Isida, "Stress-Intensity Factors for the Tension of an Eccentrically Cracked Strip", *Trans. ASME, Series E, Journal of Applied Mechanics*, Vol. 33, p. 674, 1965.
- [5] C. E. Feddersen, discussion to "Plane Strain Crack Toughness Testing", ASTM, STP 410, p. 77, 1966.
- [6] B. Gross and J. E. Srawley, "Stress-Intensity Factors for a Single-Edge-Notch Tension Specimen by Boundary Collocation of a Stress Function", NASA TN D-2395, 1964.
- [7] W. F. Brown, Jr. and J. E. Srawley, "Plane Strain Crack Toughness Testing of High Strength Metallic Materials", ASTM STP 410, 1966.
- [8] H. Tada, P. C. Paris, G. R. Irwin, "The Stress Analysis of Cracks Handbook", 1st Ed. Del Research Corporation, 1973. (From Tada et al. 2000).
- [8] H. Tada, P. C. Paris, G. R. Irwin, "The Stress Analysis of Cracks Handbook", 3rd. edition, The American Society of Mechanical Engineers (ASME) Press, New York, 2000.
- [9] P. C. Paris, and H. Tada, "The Stress Intensity Factors for Cyclic Reversed Bending of a Single Edge Cracked Strip Including Crack Surface Interference", *International Journal of Fracture*, Vol. 11, pp. 1070-1072, 1975.
- [10] P. C. Paris and F. Erdogan, "A Critical Analysis of Crack Propagation Laws", *Journal of Basic Engineering*, 85 pp. 528-534, 1963.
- [11] I. N. Sneddon, *Fourier Transforms*. McGraw-Hill Book Co. Inc. 1951.
- [12] A. A. Griffith, "The Phenomenon of Rupture and Flow in Solids", *Phil. Trans. Roy. Soc.*, London, Series A. Vol. 221, p. 163, 1920.
- [13] G. R. Irwin, "The crack extension force for a part-through crack in a plate", ASME, *J. Appl. Mech.* 29 pp. 651-654, 1962.
- [14] A. S. Green and I. N. Sneddon, "The distribution of Stress in the Neighborhood of a Flat Elliptical Crack in an Elastic Solid", *Proceedings, Cambridge Philosophical Society*, Vol. 46, p. 159, 1950.
- [15] M. Oore and D. J. Burns, "Estimation of stress intensity factors for embedded irregular cracks subjected to arbitrary normal stress fields", *Journal of Pressure Vessel Technology*, 102 pp. 202-211, 1980.

FRACTURE AND FATIGUE BEHAVIOR OF A NI-WC HARDMETAL

J. M. Tarragó^{1,2,*}, C. Ferrari¹, B. Reig³, D. Coureaux¹, L. Schneider⁴, L. Llanes^{1,2}

¹CIEFMA, Dept. de Ciència dels Materials i Enginyeria Metal·lúrgica,
Universitat Politècnica de Catalunya, Barcelona 08028, Spain
* Email: jose.maria.tarrago@upc.edu

²CRnE, Centre de Recerca en Nanoenginyeria, Universitat Politècnica de Catalunya, Barcelona 08028, Spain

³Sandvik Hard Materials - Sandvik Española S.A, Martorelles 08107, Spain

⁴Sandvik Hard Materials, Coventry CV4 0XG, UK

RESUMEN

Hoy en día, una de las principales áreas de investigación en los carburos cementados está focalizada en remplazar el ligante de cobalto por materiales más económicos y con propiedades parecidas o incluso mejoradas. El níquel es uno de los materiales más comúnmente utilizados para remplazar el cobalto, especialmente en aplicaciones donde la corrosión es un factor importante. Sin embargo, el conocimiento de las propiedades mecánicas, y particularmente del comportamiento a fatiga de los carburos cementados con base níquel es relativamente escaso. En este estudio se ha evaluado el comportamiento a fractura y fatiga de un metal duro base níquel (11% en peso) con carburos de wolframio de tamaño de grano fino. Con este objetivo, se han determinado tanto la resistencia a la propagación de fisuras bajo solicitaciones cíclicas como el límite de fatiga. El estudio se ha complementado con un estudio fractográfico para cada una de las condiciones de ensayo. Un análisis de los resultados bajo una perspectiva de mecánica de la fatiga, tomando como referencia la relación existente entre la tenacidad de fractura y la resistencia a rotura del material, permite validar al umbral de propagación de grietas por fatiga como la tenacidad de fractura efectiva bajo cargas cíclicas.

ABSTRACT

Nowadays, one of the main research areas in cemented carbides is focused on the replacement of cobalt as a binder for more economical materials with similar or improved properties. Nickel is one of the materials most commonly used to replace cobalt, especially in applications involving corrosion. However, knowledge on mechanical properties, and particularly on fatigue response, of nickel based cemented carbides is relatively scarce. In this study, fracture and fatigue behavior of a nickel-base (11%_{wt}) hardmetal grade with fine-grained tungsten carbide is assessed. With this purpose, fatigue crack growth (FCG) resistance and fatigue limit are determined. The study has been complemented with a fractographic inspection for each testing condition. An analysis of the results from a fatigue mechanics perspective, considering the correlation existing between fracture toughness and flexural strength for the studied material, permits to validate FCG threshold as the effective fracture toughness under cyclic loading.

KEYWORDS: Cemented carbides, Nickel based binder, Fatigue mechanics.

1. INTRODUCTION

Cemented carbides (often simply referred to as hardmetals) are wear-resistant ceramic-metal composite materials consisting of hard ceramic particles embedded in a tough metallic matrix. This unique combination of hardness and toughness positions them as suitable materials for a wide range of applications: metal cutting, mining, rock drilling, metal forming, structural

components and wear resistant parts, among others [1,2].

The dominating metal used as a binder in cemented carbides is cobalt. This is due to its excellent wetting and adhesion as well as to its advantageous mechanical properties. However, attending to economical reasons and/or to certain applications demanding improved resistance at severe working conditions (e.g. corrosion

and high temperature), alternative binders are being used to partially or totally replace plain cobalt. Among them, nickel has received the most attention as an alternative binder to cobalt because of its similarity in structure and properties, besides its good corrosion resistance. Currently, nickel binder – WC grades are commonly used in die and wears parts [3].

The application of Linear Elastic Fracture Mechanics (LEFM) is extensively documented as a successful approach for describing the fracture and fatigue rupture behavior of cemented carbides, since they are governed by the existence of preexisting flaws. Following these ideas and taking into account that subcritical crack growth is the controlling stage for fatigue failure in cemented carbides [4], Torres and co-workers proposed the fatigue crack growth threshold as the effective toughness under cyclic loading [5]. Experimental validation for such approach was then presented for a series of WC-Co hardmetal grades [6]. Moreover, such results pointed out a strong microstructural influence on the fatigue sensitivity of hardmetals, depending on the compromising role played by the metallic binder as both toughening and fatigue susceptible agent [7]. Given that nature of deformation micromechanisms, under both monotonic and cyclic loading conditions, have been reported to be different for plain-cobalt as compared to other alternative binders [4,8-10], it is not clear whether above relationships, regarding either fatigue mechanics perspective or microstructural influence on the basis of binder mean free path, may be directly extrapolated to hardmetals other than the Co-based previously studied. Accordingly, it is the aim of this investigation to extend the referred fatigue mechanics study to Ni-base hardmetal.

2. EXPERIMENTAL ASPECTS

The cemented carbide studied is an experimental fine-grained WC-Ni hardmetal grade. The key microstructural parameters: binder weight content (%wt), mean grain size (d_{WC}), carbide contiguity (C_{WC}), and binder mean free path (λ_{binder}) as well as density (ρ) are given in **Table 1**. Mean grain size and carbide contiguity were measured by the linear intercept method, whereas two-phase were estimated from empirica relationships given in the literature [11].

Table 1. Microstructural parameters and density for the material studied.

Binder chemical nature	%wt. binder	d_{WC} (μm)	C_{WC}	λ_{binder} (μm)	ρ (g/cm^3)
94%Ni 6% Cr	11.7 ± 0.4	0.83 ± 0.49	0.39 ± 0.03	0.30 ± 0.18	14.57 ± 0.02

Mechanical characterization includes hardness (HV30), flexural strength (σ_f), fracture toughness (K_{Ic}), fatigue

crack growth (FCG) parameters and fatigue limit (σ_f). Hardness was measured using 30 kgf Vickers indentations. In all the others cases, testing was conducted using a four-point bending fully articulated test jig with inner and outer spans of 20 and 40 mm respectively. For the determination of flexural strength and fatigue limit 45x4x3 beams with chamfered edges were used. Flexural strength results were analyzed using Weibull statistics, whereas fatigue limit was evaluated following the staircase method. Experimental fatigue limit (“infinite fatigue life” defined at 10^7 cycles) was determined using a resonant testing machine, at load frequencies around 150Hz and under load ratio (R) of 0.1. For both experimental sets 15 samples were tested. Fracture toughness and FCG parameters were determined using 45x10x5 mm single edge pre-cracked notch beam (SEPNB) specimens with a notch length-to-specimen width ratio of 0.3. Compressive cyclic loads were induced in notched beams to nucleate a sharp crack and details may be found elsewhere [12]. The sides of SEPNB specimens were polished to follow stable crack growth by a direct-measurement method using a high resolution microscope. Fracture toughness was determined by testing SEPNB specimens to failure at a constant load rate. FCG behavior was assessed for two different R values, 0.1 and 0.5. After failure, a detailed fractographic inspection was conducted in order to identify nature, size and geometry of the critical flaws and to analyze crack-microstructure interactions.

3. RESULTS AND DISCUSSION

Basic mechanical properties for the WC-Ni cemented carbide studied are listed in **Table 2**. Very interesting, and rather unexpected, it exhibits hardness, fracture toughness and flexural strength values only slightly lower than those found in cobalt-base grades with similar microstructural parameters [13-15]. Moreover, a small strength dispersion is found; and accordingly, the corresponding Weibull analysis yields a relatively high value, indicative of similarly high reliability from a structural viewpoint. Fractographic examination reveals critical defects (e.g. **Figure 1**) with equivalent diameter of about 20 μm , in agreement with values estimated from a direct implementation of the basic LEFM equation relating strength, toughness and critical flaw size. This sustains the use of LEFM for rationalizing the fracture behavior of the WC-Ni hardmetal studied here.

Table 2. Strength and fracture mechanics parameters for the material investigated.

HV30 (GPa)	σ_f (MPa)	Weibull modulus	K_{Ic} ($\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$)
13.2 \pm 0.2	3080 \pm 210	17	11.5 \pm 0.2

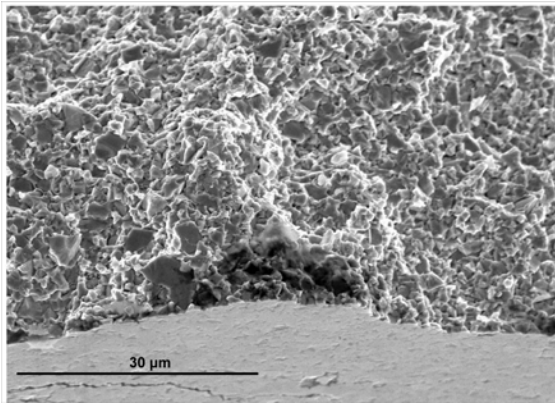


Figure 1. Example of microstructural heterogeneity acting as a critical flaw that originates fracture in the WC-Ni hardmetal grade investigated.

FCG rates are plotted against the range and the maximum applied stress intensity factor, ΔK and K_{max} respectively, in **Figure 2** for the two load ratios studied. Similar to other hardmetals, the WC-Ni grade under consideration exhibits: (1) a large-power dependence of FCG rates on ΔK and (2) subcritical crack growth at ΔK values much than fracture toughness. Also, a very pronounced load ratio effect is observed in the dependence of FCG on ΔK . However, as observed for other brittle-like materials, R effects are largely reduced when plotting FCG against K_{max} . This is an indication of predominance of static over cyclic failure modes [7,16].

To assess the relative dominance of K_{max} and ΔK as the controlling fatigue mechanics parameters under fatigue, K_{max} was expressed as $\Delta K/(1-R)$. It allows plotting a modified Paris relationship with the form given in expression (1) where C, m and n are constants.

$$\frac{da}{dN} = C(K_{max})^m (\Delta K)^n \quad (1)$$

Thus, factoring out $(1-R)^n$ as a constant, FCG data collapse onto a nearly single curve for an optimal n value (**Figure 3**). Then C and m parameters can be deduced from the least squares regression knowing that the slope of the curve is the addition of m and n. Values for the FCG threshold (measured for FCG rates of 10^{-9} m/cycle), Paris law exponent m and the m and n constants of the modified Paris relationship are listed in **Table 3**. The larger value of m in the modified Paris relationship indicates that K_{max} governs fatigue crack growth over ΔK , pointing out once again the above referred predominance of static over cyclic failure modes.

Table 3. FCG threshold and Paris law parameters for the studied material.

R=0,1		R=0,5		m	n
K_{th} (MPa√m)	m	K_{th} (MPa√m)	m		
7.2	13	8.2	20	13	3

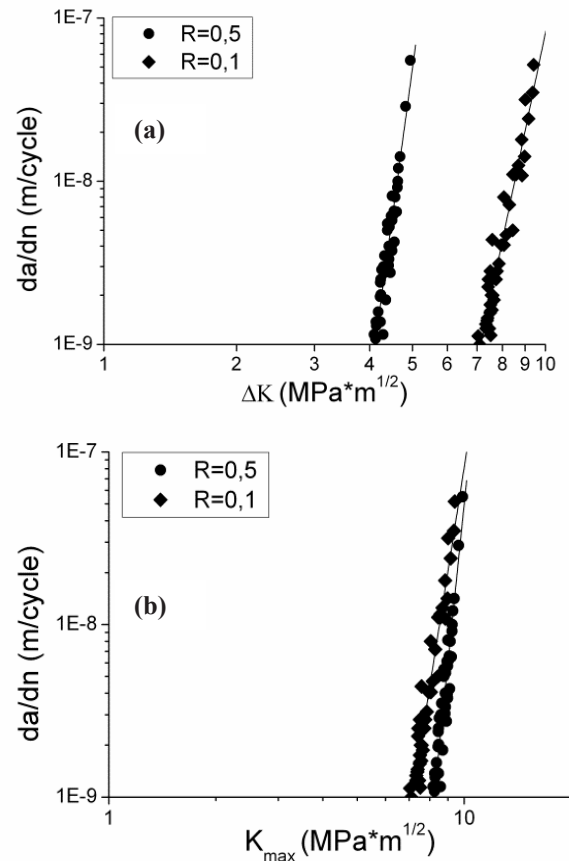


Figure 2. da/dN behavior vs. (a) ΔK and (b) K_{max} for each loading condition investigated.

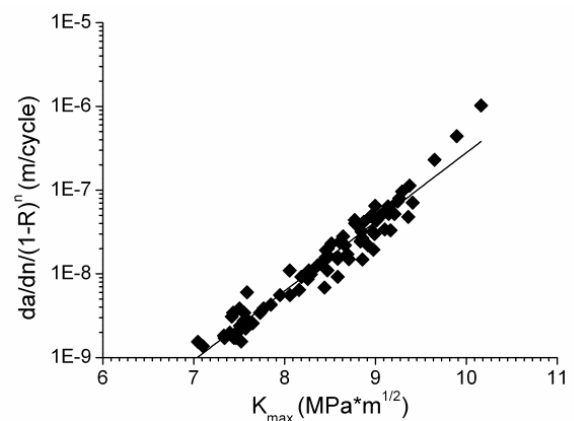


Figure 3. Normalized FCG rate as a function of K_{max} .

The main purpose of this investigation is to extend the FCG – fatigue life relationship proposed and validated by Torres and co-workers for WC-Co cemented carbides [5] to nickel based hardmetals to optimize a proper design and material selection in fatigue-limited applications involving cemented carbides. Although this might be attempted following a damage tolerance methodology, it does not seem to be an amenable route because the enormous prediction uncertainties associated with marked power-law dependences of FCG rates on ΔK as those shown in **Figure 2**. Instead, a classical approach on the basis of fatigue limit, within

an infinite life framework, and FCG threshold (K_{th}) is implemented by defining the latter as the effective toughness under fatigue for a given critical flaw size. Thus, fatigue limit is deduced from the stress intensity factor threshold of a small non-propagating crack emanating from a defect of critical size, $2a_{cr}$, according to a relationship of type (2):

$$\sigma_f = Y * \frac{K_{th}}{\sqrt{a_{cr}}} \quad (2)$$

Hence, the fundamental LEM correlation among strength, stress intensity factor and defect size applies also for natural defects too in cemented carbides. This assertion may be done considering that: (1) size of the critical natural flaws are much larger than the microstructural unit; (2) plasticity is confined to process zone ahead the crack tip; and (3) process zone governing fracture (multiligament zone behind the crack tip) extends over a relatively short distance (about five ligaments) [5]. Thus, fatigue limit values can be estimated from the relation given by the expression (3) under the assumption that flaws controlling strength have the same size, geometry and distribution under monotonic and cyclic loading.

$$\sigma_f = \sigma_r * \frac{K_{th}}{K_{Ic}} \quad (3)$$

Attempting to validate the estimated fatigue limit, an experimental study was conducted using 15 samples and following an up-and-down load fatigue test, as shown in **Figure 4**. Predicted and observed fatigue limits are listed in **Table 4**. FCG threshold – fatigue limit correlation is validated with the excellent agreement attained between predicted and observed fatigue limits. Furthermore, the fractographic examination conducted on failed specimens reveals that size, geometry and nature of the critical defects are similar under both monotonic and cyclic loading conditions. This supports the prediction of fatigue limits from the FCG sensitivity ($1-(K_{th}/K_{Ic})$) in a direct way. The fatigue sensitivity exhibited by the studied WC-Ni grade is slightly lower than that observed in cobalt-base grades with similar microstructures [7]. This finding is in agreement with the results found by Sailer and co-workers [17], who indicated that FeNi, FeCo, CoNi, CoNiFe binders were less fatigue sensitive than plain cobalt.

Table 4. Predicted and experimentally determined fatigue limit values in terms of maximum applied stress and fatigue sensitivity.

Load ratio	Observed fatigue limit (MPa)	Predicted fatigue limit (MPa)	Fatigue sensitivity $1-(K_{th}/K_{Ic})$	Fatigue sensitivity $1-(\sigma_f/\sigma_r)$
0.1	1923 ± 58	1915	0.37	0.38

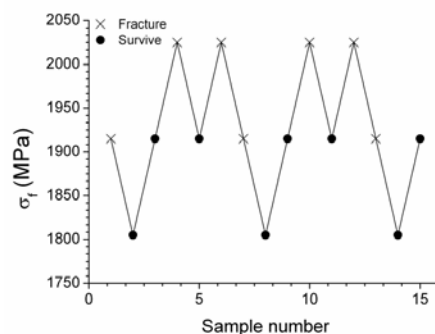


Figure 4. Up-and-down fatigue test used to determine mean fatigue limits for the WC-Ni cemented carbide.

A detailed fractographic examination was carried out. Clear differences are discerned when comparing fractographic aspects corresponding to stable (**Figures 5 and 6**) and unstable crack growth (**Figure 7**). While in the former “step-like” fatigue damage features are discerned within the binder, in the latter the metallic binder exhibit dimples, suggesting a ductile fracture mechanism. Fracture under cyclic loading in the nickel binder appears to follow a faceted, crystallographic fracture mode, as can be appreciated by the sharp angular facets within binder fracture surfaces (**Figure 8**). This faceted, crystallographic fracture mode has been commonly observed in the near-threshold regime of bulk nickel based alloys when submitted to high cycle fatigue (e.g. [18-19]). It is rationalized on the basis of the extremely small plastic zone in front of the crack tip of such ΔK low applied levels. However, for the material studied such features are observed in the binder through the whole stable FCG regime, possibly as a consequence of the high effective yield stress of the constrained binder. Faceted fracture is more pronounced at load ratios of 0.1, suggesting more severe fatigue damage mechanisms when increasing ΔK for a given K_{max} .

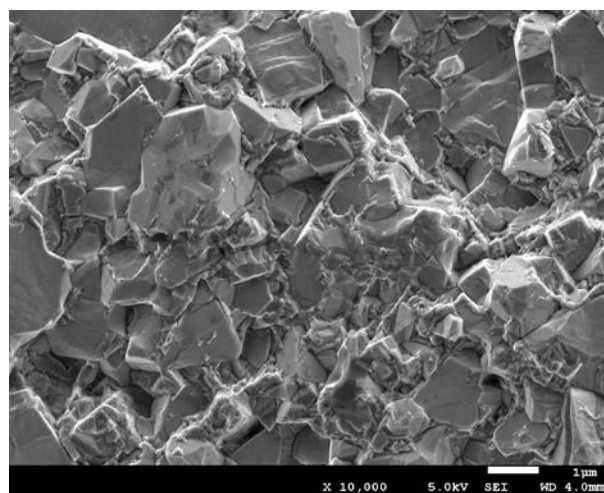


Figure 5. Scanning electron micrograph corresponding to crack stable propagation for the studied material. (R=0.1)

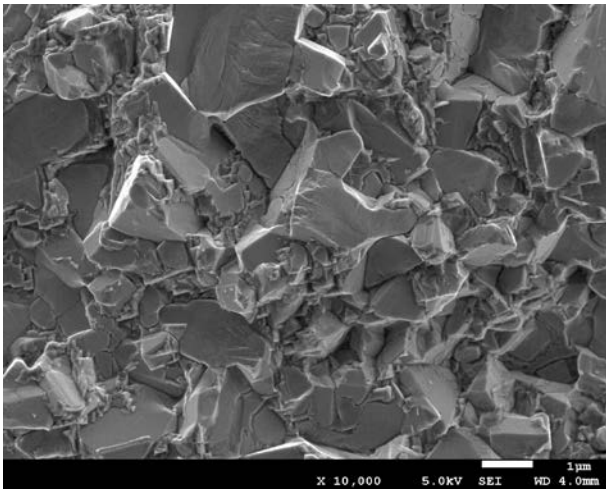


Figure 6. Scanning electron micrograph corresponding to crack stable propagation for the studied material. ($R=0.5$)

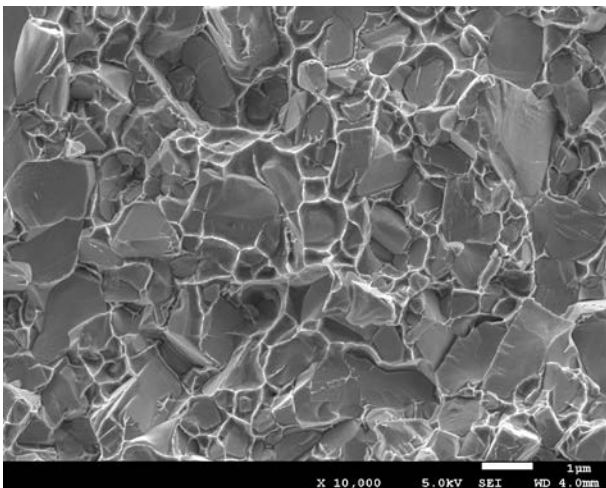


Figure 7. Scanning electron micrograph corresponding to crack unstable propagation for the studied material.

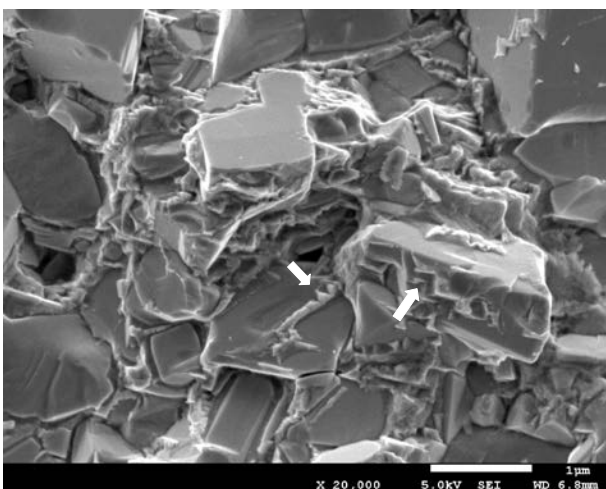


Figure 8. High magnification Scanning electron micrograph corresponding to stable crack growth for the studied material. ($R=0.1$).

4. SUMMARY

The fracture and fatigue behavior of a WC-Ni hardmetal with a fine grain size has been analyzed. The main results and conclusions are summarized as follows:

1. Hardness and fracture toughness values for the WC-Ni hardmetal studied are only slightly lower than those of WC-Co grades with similar microstructures.
2. The fracture behavior of WC-Ni cemented carbides can be described in the framework of LEFM. This approach is based on a reliable assessment of fracture toughness and the size, geometry and distribution of critical flaws.
3. WC-Ni hardmetals exhibit a large-power dependence of FCG rates on ΔK and subcritical crack growth starts at ΔK values lower than the fracture toughness. Also, a very pronounced load ratio effect is observed in the dependence of FCG on ΔK . However, R effects are largely reduced when plotting FCG against K_{max} . This indicates the predominance of static over dynamic failure modes.
4. The fatigue behavior (“infinite fatigue life”) can be rationalized by a LEFM approach. This statement is valid considering the initiation of subcritical crack growth as the control parameter of fatigue failure, i.e. K_{th} as the effective toughness under cyclic loads.
5. Ni-WC cemented carbides seem to be less fatigue sensitive than WC-Co hardmetals.

ACKNOWLEDGEMENTS

This work was financially supported by CDTI (National Board for Technological and Industrial Development) within the CENIT program of Spanish National funds (Forma0). The authors (SHM and UPC) acknowledge the work and support of all the members of the Forma0 consortium, led by SEAT. Additionally, J.M. Tarragó and D. Coureaux acknowledge the scholarships received from the Universitat Politècnica de Catalunya (UPC) and the Agencia Española de Cooperación Internacional (MAEC-AECID), respectively.

REFERENCES

- [1] Exner, H.E., “Physical and chemical nature of cemented carbides”, *International Materials Reviews*, pp.149-173, Vol. 4, 1979.
- [2] Prakash, L.J., “Developments in tungsten carbide-cobalt cemented carbides”, *International Powder Metallurgy Directory*, pp.131-144, 2008.

- [3] Fernandes, C.M. and Senos, A.M.R., "Cemented carbide phase diagrams: A review", *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, pp. 405-418, Vol. 29, 2011.
- [4] Schleinkofer, U., Sockel, H.G., Gorting, K. and Heinrich, W., "Microstructural processes during subcritical crack growth in hard metals and cermets under cyclic loads", *Materials Science and Engineering A*, pp.103-110, Vol. A209, 1996.
- [5] Torres, Y., Anglada, M., and Llanes, L., "Fatigue mechanics of WC-Co cemented carbides", *International Journal of Refractory Metals and Hard Material*, pp. 341-348, Vol. 19, 2001.
- [6] Torres, Y., Anglada M., and Llanes L., "Fatigue limit - fatigue crack growth threshold correlation for hardmetals: influence of microstructure", in *Fatigue 2002 - Proceedings 8th International Fatigue Congress*, ed. A.F. Blom, EMAS, Stockholm, Sweden, pp. 1171-1178, Vol. 2, 2002.
- [7] Torres Y., Anglada M., and Llanes L., "On the fatigue crack growth behavior of WC-Co cemented carbides: kinetics description, microstructural effects and fatigue sensitivity", *Acta Materialia*, pp. 2381-2393, Vol. 50, 2002.
- [8] Drake, E.F. and Krawitz, A.D., "Fatigue damage in a WC-Nickel cemented carbide composite", *Metallurgical and Materials Transactions A*, pp. 505-513, Vol. 12A, 1981.
- [9] Vassel C.H., Krawitz, A.D., Drake, E.F. and Kenik E.A., "Binder deformation in WC-(Co,Ni) cemented carbide composites", *Metallurgical and Materials Transactions A*, pp. 2309-2317, Vol. 16A, 1985.
- [10] Kursawe, S., Pott, Ph., Sockel, H.G., Heinrich, W. and Wolf, M., "On the influence of binder content and binder composition on the mechanical properties of hardmetals", *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, pp. 335-340, Vol. 19, 2001.
- [11] Roebuck, B. and Almond, E.A., "Deformation and fracture processes and the physical metallurgy of WC-Co hardmetals", *International Materials Reviews*, pp. 90-110, Vol. 33, 1988.
- [12] Torres Y., Casellas, D., Anglada M., and Llanes L., "Fracture toughness evaluation of hardmetals: influence of testing procedure", *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, pp. 27-34, Vol. 19, 2001.
- [13] Roebuck B., "A model for the limiting strength of hardmetals", *Journal of Hard Materials*, pp. 1-15, Vol. 6, 1995.
- [14] Fang, Z.Z., "Correlation of transverse rupture strength of WC-Co with hardness", *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, pp. 119-127, Vol. 23, 005.
- [15] Roebuck B., "Extrapolating hardness-structure property maps in WC/Co hardmetals", *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, pp. 101-108, Vol.24, 2006.
- [16] Fry, P.R. and Garret, G.G., "Fatigue crack growth behaviour of tungsten carbide - cobalt hardmetals", *Journal of Materials Science*, pp. 2325-2338, Vol. 23, 1988.
- [17] Sailer, T., Herr, M., Sockel, H.G., Schulte, R., Feld, H. and Prakash, L.J., "Microstructure and mechanical properties of ultrafine-grained hardmetals", *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, pp. 553-559, Vol. 19, 2001.
- [18] Mercer, C., Soboyejo, B.O. and Soboyejo, W.O., "Micromechanisms of fatigue crack growth in a forged Inconel 718 nickel-based super alloy", *Materials Science and Engineering A*, pp. 308-322, Vol. 270, 1999.
- [19] Gao, Y., Kumar, M., Nalla, R.K., and Ritchie, R.O., "High-Cycle fatigue of nickel-based superalloy ME3 at ambient and elevated temperatures: role of grain-boundary engineering", *Metallurgical and Materials Transactions A*, pp. 3325-3333, Vol. 36A, 2005.

INICIACIÓN DE FISURAS POR FATIGA A PARTIR DE DEFECTOS SUPERFICIALES EN ALAMBRES DE ACERO DE PRETENSADO

B. González¹, J.C. Matos² y J. Toribio¹

¹Ingeniería de Materiales (Universidad de Salamanca),
E.P.S., Campus Viriato, Avda. Requejo, 33, 49022 Zamora. España.
Correo-e: bgonzalez@usal.es

²Departamento de Informática y Automática (Universidad de Salamanca),
E.P.S., Campus Viriato, Avda. Requejo, 33, 49022 Zamora. España.
Correo-e: jcmatos@usal.es

RESUMEN

Este artículo estudia los defectos capaces de iniciar la fatiga en dos formas de acero perlítico –alambón y acero de pretensado comercial– mediante el análisis de los efectos que el trefilado produce sobre tales defectos y la disposición microestructural, y cómo estos cambios afectan al rendimiento en fatiga del acero de pretensado. Para ello se han realizado ensayos de fatiga en control de carga en tracción, con intervalos de oscilación de tensiones $\Delta\sigma$ constante. Los resultados muestran que la iniciación de fisuras por fatiga en los aceros perlíticos se produce en la superficie de los alambres a partir de pequeños defectos, cuyo tamaño disminuye con el proceso de trefilado, al tiempo que lo hace la sección transversal del alambre. Las fisuras de fatiga generadas desde estos defectos (fase de iniciación) exhiben una apariencia fractográfica de microdesgarros dúctiles que puede ser considerada como *tearing topography surface* o TTS, y presentan un espaciado considerablemente menor en el acero de pretensado que en el alambón.

ABSTRACT

This paper studies the defects able to initiate the fatigue phenomenon in two pearlitic steel forms –as a hot rolled bar and as a commercial prestressing steel wire– by analyzing the effects of cold drawing on such defects and the microstructural arrangement and how these changes affect the fatigue performance of prestressing steel. Tensile fatigue tests were performed under load control, with constant stress range $\Delta\sigma$ on wires. Results show that fatigue cracks in pearlitic steels initiate at the wire surface starting from small defects, whose size decreases with the drawing process, as the cross sectional area of the wire does. Fatigue cracks created from defects (initiation phase) exhibit a fractographic appearance consisting of ductile microtearing events which can be classified as *tearing topography surface* or TTS, and exhibit a remarkably lower spacing in the prestressing steel wire than in the hot rolled bar.

PALABRAS CLAVE: Acero perlítico, Iniciación de fisuras por fatiga, Defectos superficiales.

1. INTRODUCCIÓN

La vida en fatiga de alambres de acero depende de su estado superficial y de la existencia de defectos (microfisuras, inclusiones, etc.). En alambres de acero eutectoide trefilado, la fatiga se inicia en defectos superficiales [1-3], capas de martensita fracturadas (por el sobrecalentamiento producido durante el proceso de trefilado) y en huecos longitudinales causados por inclusiones superficiales [1]. En ocasiones los defectos superficiales los produce el propio trefilado [4].

Los defectos superficiales existentes en el alambre antes del trefilado pueden ser reparados con este tratamiento. Un rasguño en la superficie del alambre es posible eliminarlo mediante sucesivos pasos de trefilado, sin embargo la imperfección también puede permanecer en el interior debido a un fenómeno de solapamiento [5]. En corrosión-fatiga el ambiente agresivo redondea los defectos superficiales (por disolución del material), incrementando el número de ciclos requerido para iniciar la fisuración [6].

La principal causa de fallo en alambres de acero es la presencia de inclusiones no metálicas durante el trefilado o en su vida en servicio [7]. La existencia de inclusiones no metálicas en el acero perlítico trefilado afecta a sus propiedades en fatiga [8], ya que el estado tensional local que rodea la inclusión se modifica, dependiendo este efecto del tamaño, composición, localización y geometría de la inclusión [9].

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

El material utilizado fue acero perlítico eutectoide con algunos elementos aleantes: 0.789% C, 0.681% Mn, 0.210% Si, 0.010% P, 0.218% Cr y 0.061% V. Se ha estudiado el material de partida, alambroón (sin trefilar y procedente de una laminación en caliente) y el producto comercial, acero de pretensado, resultado de someter el alambroón a siete pasos de trefilado ($\epsilon^P=1.6$) más un proceso final de termo-relajación.

El proceso de trefilado provoca una clara mejora en las propiedades mecánicas convencionales (tabla 1), obtenidas a partir del ensayo de tracción simple: el límite elástico (σ_Y) y la resistencia a tracción (σ_R) aumentan con el trefilado, mientras que el módulo de Young (E) permanece constante y la deformación para carga máxima (ϵ_R) disminuye con él.

Tabla 1. Propiedades mecánicas.

Acero	E (GPa)	σ_Y (GPa)	σ_R (GPa)	ϵ_R
Alambroón	202	0.70	1.22	0.08
Pretensado	209	1.48	1.82	0.06

El trefilado también mejora el comportamiento en fractura y en fatiga del acero eutectoide. La tenacidad de fractura K_{IC} , aumenta con el trefilado desde 53 MPam^{1/2} para el alambroón hasta 137 MPam^{1/2} (para $\theta=0^\circ$, tenacidad de fractura en la dirección transversal) en el acero de pretensado, donde el trefilado también induce una importante anisotropía resistente [10]. El exponente m de Paris se mantiene prácticamente constante (con un valor de 3.0) mientras el parámetro C disminuye, variando desde $5.3 \cdot 10^{-12}$ para el alambroón hasta $4.1 \cdot 10^{-12}$ para el acero de pretensado (con las unidades de C y m correspondientes para que da/dN esté en m/ciclo y ΔK en MPam^{1/2}) [11].

Se realizaron ensayos de fatiga tipo Wöhler, en control de carga con $\Delta\sigma$ constante, onda de forma sinusoidal, frecuencia de 10 Hz, factor $R=0$ y una tensión máxima inferior a σ_Y (algunos ensayos $S-N$ se realizaron bajo un rango de tensiones de la mitad del límite elástico). Las probetas fueron varillas de sección circular de 30 cm de longitud y diámetro el de suministro, 11 y 5 mm para el alambroón y el acero de pretensado (respectivamente). Se realizaron un número total de 20 ensayos. Las superficies de fractura se analizaron con microscopía electrónica de barrido.

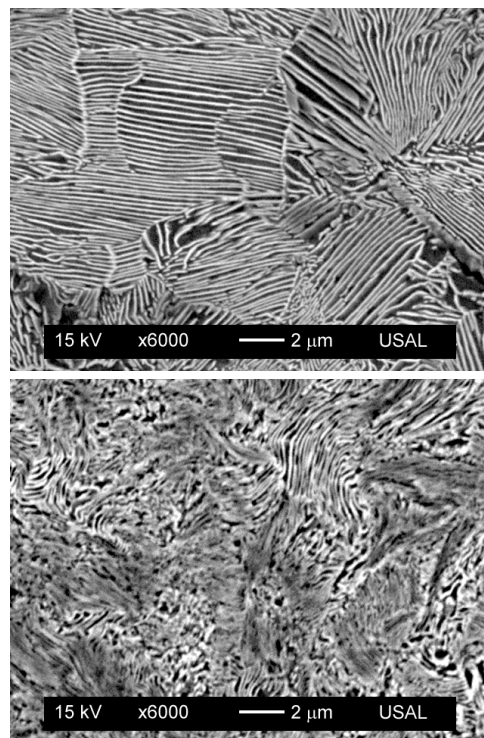


Figura 1. Microestructura en la sección transversal, alambroón (arriba) y acero de pretensado (abajo).

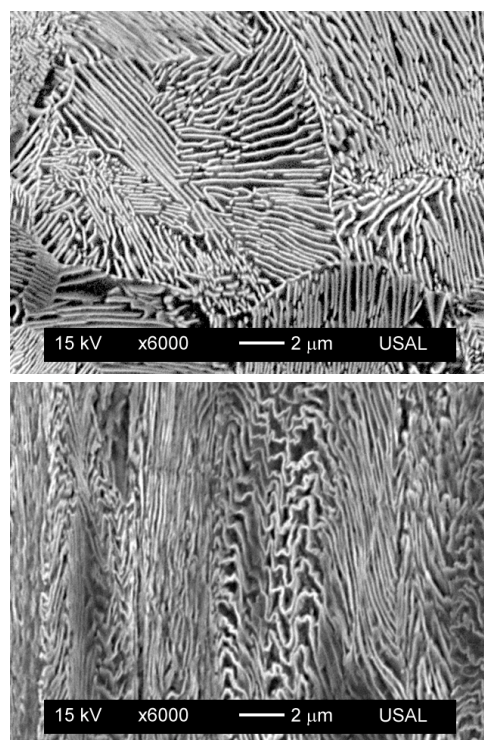


Figura 2. Microestructura en la sección longitudinal, alambroón (arriba) y acero de pretensado (abajo).

3. RESULTADOS EXPERIMENTALES

En las figuras 1 y 2 se observa la microestructura en las secciones transversal y longitudinal de ambos aceros, alambroón y acero de pretensado, donde la dimensión

horizontal de las fotografías se corresponde con la dirección radial de las probetas, y la dimensión vertical con la dirección circunferencial (para la transversal) y con la dirección axial (para la sección longitudinal).

El trefilado provoca cambios microestructurales en el acero perlítico: las colonias de perlita se alargan en la dirección de trefilado, el espaciado interlaminar disminuye y las colonias y las láminas se orientan de forma progresiva con el eje de trefilado. Así, la sección transversal (figura 1) muestra cómo las láminas se van apelmazando a la vez que adquieren una apariencia curvada o girada (*curling*) desde etapas muy tempranas del trefilado (típica de metales trefilados con estructura BCC). Con respecto a la sección longitudinal (figura 2), se observa una disminución del espaciado interlaminar y la orientación de las láminas en el eje axial.

La superficie exterior de ambos aceros es muy distinta (figura 3). En el alambρόn se pueden observar algunas irregularidades mientras que en el acero de pretensado aparecen surcos longitudinales (típicos de la superficie del acero trefilado [1]), siendo mayor la rugosidad en el alambρόn que en el acero de pretensado. Los defectos (preexistentes en el alambρόn) cambian su geometría con el trefilado, disminuyendo su profundidad hasta la desaparición total en algunos casos [5]. Además, en ambos aceros hay inclusiones (sulfuros, silicatos, óxidos...), algunas de las cuales se encuentran en la superficie del alambre (figura 4).

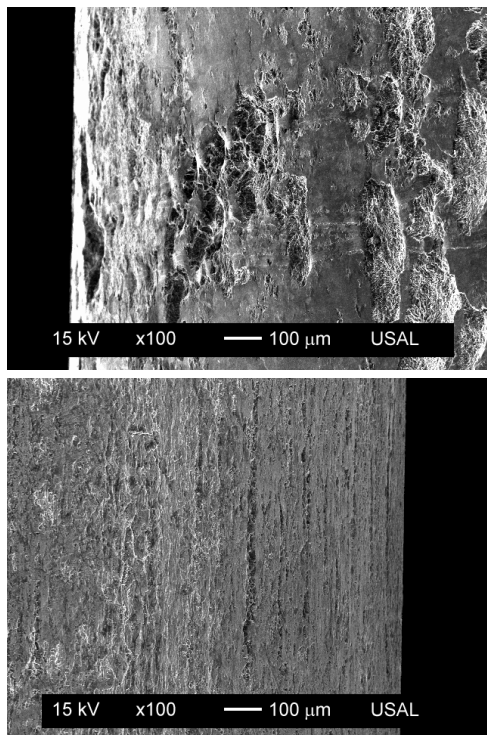


Figura 3. Superficie del material, alambρόn (arriba) y acero de pretensado (abajo).

Los resultados muestran que las fisuras de fatiga en los aceros perlíticos se inician en la superficie del alambre a partir de algunos de estos pequeños defectos (figura 5).

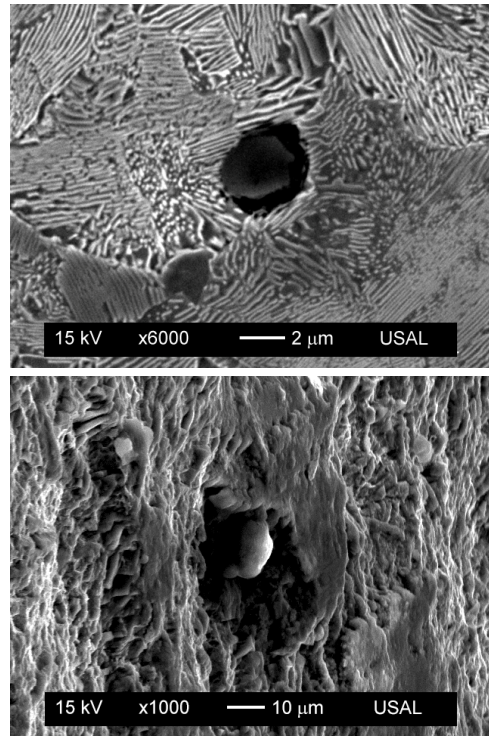


Figura 4. Inclusiones en el alambρόn, dentro del alambre (arriba) y en su superficie (abajo).

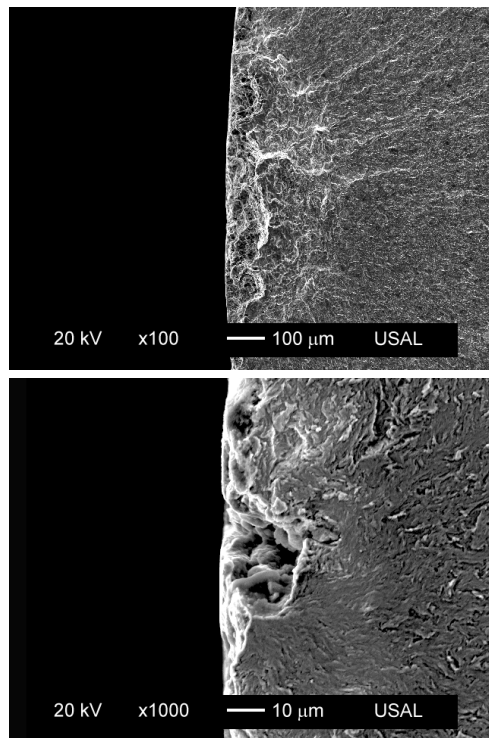


Figura 5. Iniciación a partir de un defecto superficial, alambρόn (arriba) y acero de pretensado (abajo).

El tamaño de los defectos disminuye con el trefilado, según lo hace la sección del alambre. En el alambρόn los iniciadores de la fatiga son principalmente defectos superficiales con pequeña relación de aspecto (pérdidas de material en zonas periféricas) mientras que en el pretensado son los huecos creados por, probablemente,

la existencia de partículas próximas a la superficie del alambre (cf. figura 5). La profundidad máxima de estos defectos superficiales es de ~120 μm en el alambón y de ~25 μm en el acero de pretensado. La iniciación de las fisuras de fatiga desde estos defectos se debe al hecho de que actúan como concentradores de tensiones.

En aceros de alta resistencia el crecimiento de fisuras de fatiga puede producirse desde defectos causados por el propio proceso de trefilado. La figura 6 muestra un defecto superficial posiblemente generado por una partícula dura en la superficie del alambre durante el trefilado, debido a que aparece un rastro longitudinal en la superficie del alambre, alineado con la dirección de trefilado. La figura 6 (abajo) muestra una ampliación del defecto superficial desde otro ángulo, mostrando marcas de arañazos longitudinales, pruebas del pre-daño generado por una inclusión (partícula dura) durante las deformaciones plásticas producidas por el trefilado.

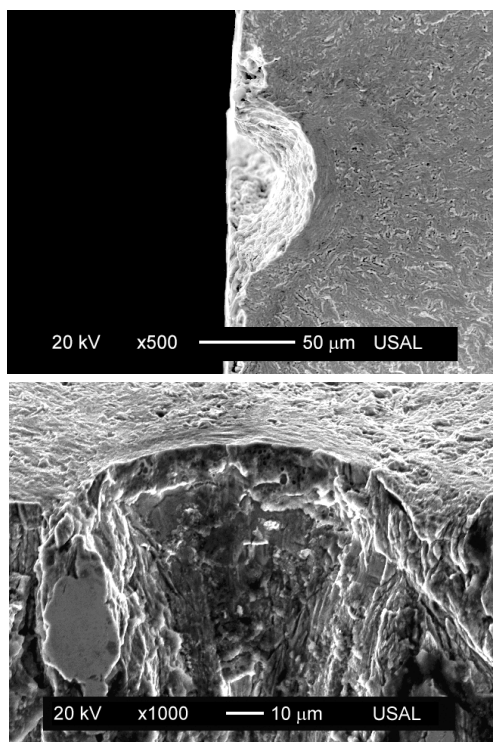


Figura 6. Defecto superficial causado por el trefilado (arriba) y ampliación del defecto (abajo).

Las fisuras de fatiga generadas por defectos exhiben una apariencia fractográfica de microdesgarros dúctiles (figura 7), que puede clasificarse como de tipo *tearing topography surface* o TTS [12]. Tales microdesgarros son menos rugosos en el periodo de iniciación (figura 7) que en la fase de propagación [11] y tienen un espaciado marcadamente menor en el acero de pretensado que en el alambón, de forma que decrece su tamaño con el trefilado a la vez que lo hace la microestructura. El modo de microfractura TTS se ha relacionado con la fragilización por hidrógeno en el acero perlítico y puede ser considerado como un modo de propagación lento en los procesos de fractura asistida por hidrógeno con una fisuración subcrítica de 1 μm/s o menor [13].

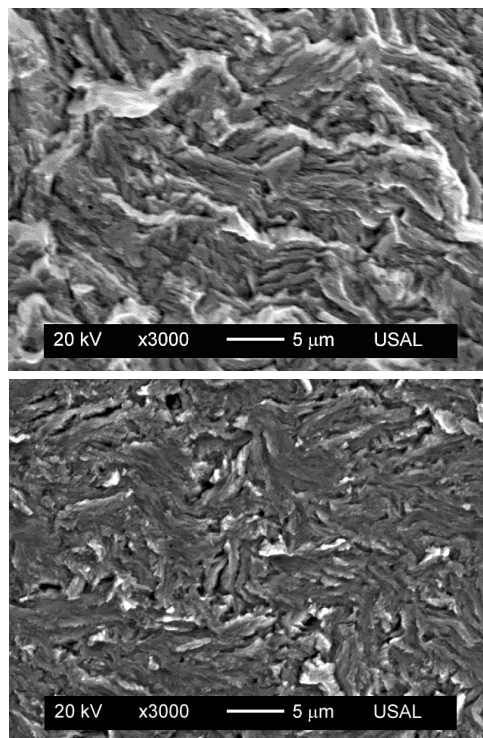


Figura 7. Fractografía de iniciación de fatiga, alambón (arriba) y acero de pretensado (abajo).

4. SIMULACIÓN

Para los ensayos Whöler se emplearon probetas lisas sometidas a fatiga con carga de amplitud constante, con nivel de tensión de aproximadamente la mitad del límite elástico ($\Delta\sigma = \sigma_Y/2$), hasta producir su fractura (figura 8).

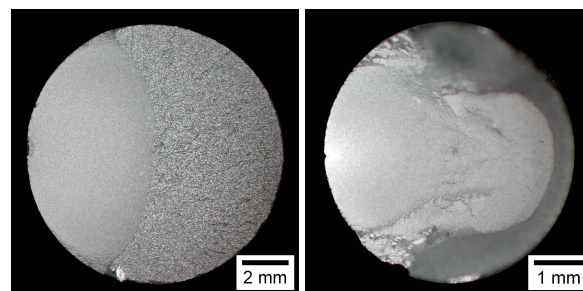


Figura 8. Superficies de fractura en ensayos Whöler, alambón (izqda.) y acero de pretensado (dcha.).

Con estos ensayos se estimó la vida en fatiga N_f . Los resultados experimentales del acero de pretensado fueron similares a los de otros trabajos [3,4]. Además, se realizó una estimación numérica del número de ciclos necesarios para la propagación de la fisura N_p , empleando como base un modelo simple propuesto por otros autores [14,15], considerando la ley de Paris [16],

$$\frac{da}{dN} = C \Delta K^m \quad (1)$$

donde ΔK viene dado por (Y es el factor de intensidad de tensiones FIT adimensional),

$$\Delta K = Y \Delta \sigma \sqrt{\pi a} \quad (2)$$

El número de ciclos para la propagación se calculó siguiendo la expresión derivada de la ley de Paris,

$$N_p = \frac{1}{C \Delta \sigma^m \pi^{m/2}} \int_{a_0}^{a_c} \frac{da}{Y^m a^{m/2}} \quad (3)$$

donde a_0 y a_c son respectivamente los tamaños de fisura inicial y final, relacionándose el primero con el umbral de fatiga [2] y el último con el instante crítico de fallo ($K_{I_{max}}=K_{IC}$, de acuerdo al criterio local de fractura). El camino de propagación de la fisura se muestra en la figura 9. Durante este crecimiento la fisura de fatiga exhibe una forma elíptica en el régimen de Paris.

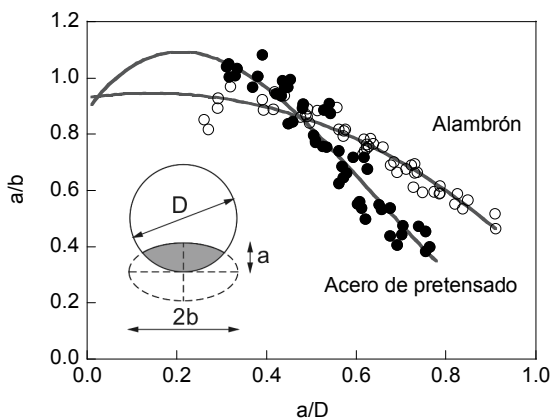


Figura 9. Cambios geométricos del frente de fisura durante la propagación de la fisura de fatiga.

El frente de fisura se caracterizó como una elipse de semiejes a y b , estando su centro en la superficie del alambre. A partir de los ensayos experimentales [11] y extrapolando los resultados a tamaños más pequeños de fisura, donde el frente de fisura muestra una apariencia casi-circular (figura 10), se obtuvo una relación entre la profundidad de fisura relativa (profundidad de fisura dividida entre el diámetro, a/D) y la relación de aspecto (relación entre los semiejes de la elipse, a/b), figura 9.

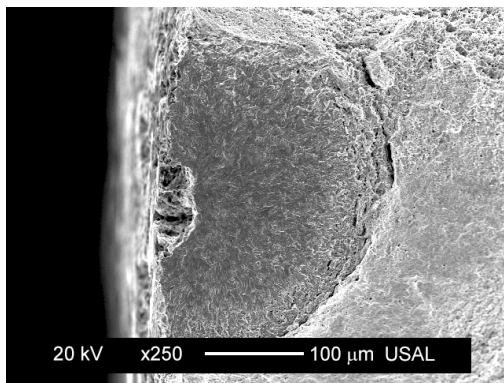


Figura 10. Fisura corta generada a partir de un defecto superficial (en forma de hueco), acero de pretensado.

El efecto tamaño se tuvo en cuenta durante la fase de propagación, ya que cambia la evolución geométrica durante la fatiga. Shin y Cai [17] observaron que cuando el diámetro de la muestra disminuye, la velocidad de propagación en el borde de la fisura es distinta a la del centro, mientras que para diámetros mayores es igual. Por tanto, el efecto tamaño afecta a la evolución del frente de fisura (y así a la relación de aspecto).

El factor de intensidad de tensiones adimensional Y empleado fue el calculado por Astiz [18], para el punto central del frente de fisura mediante el método de los elementos finitos, que depende de a/D y a/b con los coeficientes C_{ij} (tabla 2).

$$Y = \sum_{i=1}^4 \sum_{j=0}^3 C_{ij} \left(\frac{a}{D}\right)^i \left(\frac{a}{b}\right)^j \quad (4)$$

Tabla 2. Coeficientes C_{ij} de la ecuación (4).

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

La solución de la ecuación (3) se obtuvo de manera incremental, garantizando su convergencia mediante una adecuada elección del incremento de fisura Δa (suficientemente bajo).

El número de ciclos asociado con la iniciación de la fisura N_i puede ser estimado como sigue [14,15],

$$N_i = N_f - N_p \quad (5)$$

donde la definición común de iniciación en realidad se refiere tanto a la nucleación como a la propagación de fisuras cortas.

La tabla 3 muestra la vida en fatiga N_f obtenida experimentalmente para un rango de tensiones de aproximadamente la mitad del límite elástico de cada material. Tanto en el alambraón como en el acero de pretensado la vida en fatiga está en torno a unos 300000 ciclos, lo que indica que el proceso de trefilado mejora el rendimiento en fatiga al tiempo que se incrementa la resistencia del material. Además, gran parte de la vida en fatiga (en número de ciclos) está relacionada con la fase de propagación en el alambraón y con la fase de iniciación en el acero de pretensado.

Tabla 3. Vida en fatiga (iniciación y propagación).

Acero	$\Delta \sigma$ (MPa)	N_f (ciclos)	N_p (ciclos)	N_i (ciclos)
Alambraón	347	308200	253700	54500
Pretensado	790	312910	57655	255255

El acero de pretensado muestra una curva de Paris por debajo de la del alambón (menor parámetro C) [11], de forma que se produce un retardo en la propagación de la fisura con el proceso de trefilado. También la tenacidad de fractura es mayor en el acero de pretensado que en el alambón [10]. Esto indica que el trefilado es beneficioso, pues mejora el rendimiento en fatiga y en fractura. Más aún, el acero de pretensado es siempre la mejor opción debido a una clara reducción en tamaño de los defectos superficiales (que actúan como iniciadores de fisura) y a los cambios microestructurales inducidos por el proceso de trefilado (por ejemplo la orientación de las capas de cementita que actúan como barreras frente al movimiento de dislocaciones). Ambas características contribuyen a retrasar la iniciación del crecimiento de las fisuras.

5. CONCLUSIONES

Las siguientes conclusiones pueden deducirse de los resultados experimentales del crecimiento de fisuras por fatiga desde defectos superficiales en el acero perlítico:

- (i) Las fisuras de fatiga en los aceros perlíticos se inician en la superficie del alambre a partir de pequeños defectos. En el alambón los iniciadores de fatiga suelen ser defectos superficiales por pérdidas de material, mientras que en el acero de pretensado son principalmente los huecos creados por partículas próximas a la superficie del alambre.
- (ii) Las fisuras de fatiga creadas a partir de defectos superficiales exhiben una apariencia fractográfica consistente en microdesgarros dúctiles que pueden ser clasificados como *tearing topography surface* o TTS, mostrando un espaciado marcadamente menor en el acero de pretensado que en el alambón.
- (iii) El número de ciclos necesario para la iniciación de la fisura de fatiga en el acero de pretensado es bastante mayor que en el alambón (con $\Delta\sigma = \sigma_Y/2$). Los cambios en los defectos superficiales y la disposición microestructural producida por el trefilado mejoran su rendimiento en fatiga.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer el apoyo económico de las siguientes instituciones: MCYT (MAT2002-01831), MEC (BIA2005-08965), MICINN (BIA2008-06810 y BIA2011-27870) y JCYL (SA067A05, SA111A07 y SA039A08). Además, agradecen el suministro de acero por parte de TREFILERÍAS QUIJANO S.A.

REFERENCIAS

[1] Verpoest, I., Aernoudt, E., Deruyttere, A. and de Bondt, M., The fatigue threshold, surface condition and fatigue limit of steel wire. *Int. J. Fatigue* **7**, pp. 199-214, 1985.

[2] Llorca, J. and Sánchez-Gálvez, V., Fatigue threshold determination in high strength cold drawn eutectoid steel wires. *Eng. Fract. Mech.* **26**, pp. 869-882, 1987.

[3] Beretta, S. and Matteazzi, S., Short crack propagation in eutectoid steel wires. *Int. J. Fatigue* **18**, pp. 451-456, 1996.

[4] Beretta, S. and Boniardi, M., Fatigue strength and surface quality of eutectoid steel wires. *Int. J. Fatigue* **21**, pp. 329-335, 1999.

[5] Shinohara, T. and Yoshida, K., Deformation analysis of surface flaws in stainless steel wire drawing. *J. Mater. Process. Technol.* **162-163**, pp. 579-584, 2005.

[6] Singh, N. and Sánchez-Gálvez, V., Effect of $\text{Ca}(\text{OH})_2 + \text{NaCl}$ environment corrosion fatigue crack growth in cold drawn eutectoid steel rods. *Br. Corros. J.* **26**, pp. 117-121, 1991.

[7] Yilmaz, M., Failures during the production and usage of steel wires. *J. Mater. Process. Technol.* **171**, pp. 232-239, 2006.

[8] Fowler, G.J., The influence of non-metallic inclusions on the threshold behavior in fatigue. *Mater. Sci. Eng.* **39**, pp. 121-126, 1979.

[9] Lambrighs, K., Verpoest, I., Verlinden, B. and Wevers, M., Influence of non-metallic inclusions on the fatigue properties of heavily cold drawn steel wires. *Procedia Eng.* **2**, pp. 173-181, 2010.

[10] González, B., Matos, J.C. y Toribio, J., Tenacidad direccional en aceros perlíticos progresivamente trefilados. *Anal. Mec. Fract.* **25**, pp. 169-174, 2008.

[11] 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.

[12] Thompson, A.W. and Chesnutt, J.C., Identification of a fracture mode: the tearing topography surface. *Metall. Trans. A* **10**, pp. 1193-1196, 1979.

[13] Toribio, J., Lancha, A.M. and Elices, M., Characteristics of the new tearing topography surface. *Scripta Metall. Mater.* **25**, pp. 2239-2244, 1991.

[14] Sonsöz, A. and Tekkaya, A.E., Service life estimation of extrusion dies by numerical simulation of fatigue-crack-growth. *Int. J. Mech. Sci.* **38**, pp. 527-538, 1996.

[15] Olowokere, D.O. and Nwosu, D.I., Numerical studies on crack growth in a steel tubular T-joint. *Int. J. Mech. Sci.* **39**, pp. 859-871, 1997.

[16] Paris, P.C. and Erdogan, F., A critical analysis of crack propagation laws. *J. Basic Eng.* **85D**, pp. 528-534, 1963.

[17] Shin, C.S. and Cai, C.Q., Fatigue crack propagation properties from small sized rod specimens. *Nucl. Eng. Des.* **236**, pp. 2574-2579, 2006.

[18] Astiz, M.A., An incompatible singular elastic element for two- and three-dimensional crack problems. *Int. J. Fract.* **31**, pp. 105-124, 1986.

MODELIZACIÓN NUMÉRICA DEL AVANCE DEL FRENTE DE FISURA EN PLACAS SOMETIDAS A CARGAS CÍCLICAS

J.C. Matos¹, B. González², J. Escuadra¹ y J. Toribio²

¹Departamento de Informática y Automática (Universidad de Salamanca),
E.P.S., Campus Viriato, Avda. Requejo, 33, 49022 Zamora. España.
Correo-e: jcmatos@usal.es

²Ingeniería de Materiales (Universidad de Salamanca),
E.P.S., Campus Viriato, Avda. Requejo, 33, 49022 Zamora. España.
Correo-e: bgonzalez@usal.es

RESUMEN

El objetivo de este artículo es la predicción numérica del *camino de fisuración* seguido por el frente de una fisura superficial en una placa sometida a carga cíclica de tracción o de flexión. Para ello se ha realizado una modelización a partir de la discretización del frente de fisura caracterizado de forma semi-elíptica, considerando que el avance de cada punto ocurre de forma perpendicular a dicho frente de acuerdo a la ley de Paris, empleando los factores de intensidad de tensiones (FIT) calculados por Newman y Raju. Los resultados muestran como la fisura tiende hacia un camino de propagación preferente, que se corresponde con el de una fisura inicial muy poco profunda de frente cuasi-circular. El aumento del exponente de Paris produce una convergencia más rápida en la evolución del frente de fisura.

ABSTRACT

The aim of this paper is the numerical prediction of the *cracking path* followed by a surface crack front in plates subjected to cyclic tension or cyclic bending loading. To this end, a numerical modeling was developed on the basis of a discretization of the crack front (characterized with elliptical shape) and the crack advance at each point perpendicular to such a front, according to a Paris law, using the stress intensity factor (SIF) calculated by Newman and Raju. Results show that the crack leads to a preferential crack path that corresponds to a very shallow initial crack with a quasi-circular crack front. The increase of the Paris exponent produces a quicker convergence during fatigue crack propagation from the different initial crack shapes.

PALABRAS CLAVE: Modelización, Placa fisurada, Avance de fisura, Ley de Paris, Relación de aspecto.

1. INTRODUCCIÓN

La placa, geometría sencilla de aplicación estructural, a menudo presenta fisuras en su superficie que fácilmente pueden propagarse por fatiga, motivo por el cual su estudio es de gran interés para la Mecánica de Fractura.

El factor de intensidad de tensiones (FIT) en una placa fisurada superficialmente, sometida a cargas de tracción o de flexión, ha sido calculado por diversos métodos [1-8]. En tracción el FIT aumenta con la profundidad de la fisura, mostrando el máximo en el centro para fisuras semi-elípticas (relación entre semiejes 0.2) y en el punto

del borde para fisuras semicirculares [1,2]. En flexión el FIT es máximo en el borde de la fisura a partir de profundidades relativas de fisura mayores o iguales que 0.6, independientemente de la geometría del frente [2].

El avance del frente de fisura en placas ha sido analizado de forma experimental [2,8-13] y numérica [2,6-8,10-13] aplicando la ley de Paris-Erdogan [14]. Las fisuras intentan crecer de forma que el FIT se mantenga constante a lo largo del frente (condición iso- K), pero las superficies libres de la placa y la carga de flexión lo impiden [15]. Las fisuras tienden hacia un camino de propagación preferente de forma asintótica

[2,6-8,10-13], de modo que mientras mayor es la relación entre la carga de flexión y la de tracción más rápida es la tendencia [12]. A mayor exponente de Paris el cambio en la relación de aspecto es más intenso [12].

2. MODELIZACIÓN NUMÉRICA

Se desarrolló un programa en lenguaje Java para estudiar el camino de propagación de una fisura superficial sobre la sección transversal de una placa (figura 1), sometida a carga cíclica de tracción o de flexión.

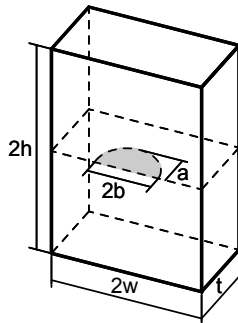


Figura 1. Fisura superficial en una placa.

La hipótesis básica de esta modelización consiste en asumir que el frente de fisura puede ser caracterizado como una semielipse con centro en la superficie de la placa y que la propagación en fatiga tiene lugar en la dirección perpendicular a dicho frente, siguiendo la ley de Paris-Erdogan [14],

$$\frac{da}{dN} = C\Delta K^m \quad (1)$$

Para discretizar el frente de fisura semielíptico éste fue dividido en z segmentos de idéntica longitud, utilizando el método de Simpson. El punto situado en la superficie de la placa, donde existe tensión plana, no se tuvo en cuenta. Posteriormente cada uno de los puntos (i) se desplazó de forma perpendicular al frente de acuerdo a la ley de Paris-Erdogan, de manera que se mantuviese constante el incremento máximo de fisura, $\Delta a(\max) \equiv \max \Delta a_i$, correspondiente al punto de máximo FIT. A partir de este incremento máximo y del factor de intensidad de tensiones adimensional Y (donde K es el FIT y σ la tensión remota de tracción o la tensión remota máxima de flexión),

$$Y = \frac{K}{\sigma\sqrt{\pi a}} \quad (2)$$

puede obtenerse el avance de cada punto del frente Δa_i ,

$$\Delta a_i = \Delta a(\max) \left[\frac{Y_i}{Y(\max)} \right]^m \quad (3)$$

Los nuevos puntos, ajustados por el método de los mínimos cuadrados, forman una nueva semielipse, de

manera que el proceso del avance de fisura se repite iterativamente. Debido a la simetría existente, sólo la mitad del problema se empleó en los cálculos.

Los FITs utilizados han sido los obtenidos por Newman y Raju [1,2] mediante un análisis 3D con elementos finitos y el método de la fuerza nodal. Estos autores ajustaron sus resultados a una ecuación [2,13] que calcula el FIT adimensional mediante los parámetros a/t , a/b y ϕ , que caracterizan cada punto del frente (figura 2). Esta ecuación (válida para $0 < a/b \leq 1.0$, $0 \leq a/t < 1.0$, $0 \leq \phi \leq \pi$ y $b/w < 0.5$) ha sido comprobada de forma experimental y numérica mediante diversos métodos [2,4,7-11,13,15]: medidas de K (fotoelásticas y numéricas), la evolución geométrica del frente, la velocidad de crecimiento de fisura, la tensión de fallo...

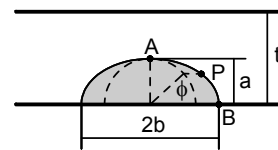


Figura 2. Parámetros que caracterizan un punto P del frente de fisura (a/t , a/b , ϕ).

Teniendo en cuenta la ecuación de Newman y Raju [2,13], el avance de cada punto del frente se puede calcular mediante la expresión,

$$\Delta a_i = \Delta a(\max) \left[\frac{(Hf_\phi g)_i}{(Hf_\phi g)_{\max}} \right]^m \quad (4)$$

donde los parámetros f_ϕ , g y H se obtienen mediante las ecuaciones siguientes (para el caso de carga de tracción el parámetro H vale 1),

$$f_\phi = \left[\left(\frac{a}{b} \right)^2 \cos^2 \phi + \sin^2 \phi \right]^{1/4} \quad (5)$$

$$g = 1 + \left[0.1 + 0.35 \left(\frac{a}{t} \right)^2 \right] (1 - \sin \phi)^2 \quad (6)$$

$$H = H_1 + (H_2 - H_1) \sin^p \phi \quad (7)$$

$$p = 0.2 + \frac{a}{b} + 0.6 \frac{a}{t} \quad (8)$$

$$H_1 = 1 - 0.34 \left(\frac{a}{t} \right) - 0.11 \left(\frac{a}{b} \right) \left(\frac{a}{t} \right) \quad (9)$$

$$H_2 = 1 + \left[-1.22 - 0.12 \left(\frac{a}{b} \right) \right] \left(\frac{a}{t} \right) + \left[0.55 - 1.05 \left(\frac{a}{b} \right)^{0.75} + 0.47 \left(\frac{a}{b} \right) \right]^{1.5} \left(\frac{a}{t} \right)^2 \quad (10)$$

3. RESULTADOS NUMÉRICOS Y DISCUSIÓN

Se ha hecho un estudio de convergencia para determinar el número de partes en que se divide cada semi-elipse (frente de fisura) y la máxima profundidad de fisura en las iteraciones, eligiéndose $z = 24$ y $\Delta a(\max) = 0.0005t$ ó $0.0001t$ (según lo requiriese el cálculo).

Las figuras 3 a 10 muestran como se propagan fisuras con distinta geometría inicial –profundidad relativa de fisura $(a/t)_0$ y relación de aspecto $(a/b)_0$ –, ubicadas en placas de diferentes materiales ($m = 2, 3$ y 4) sometidas a cargas de tracción o de flexión. Las figuras 3 a 8 presentan la evolución de la relación de aspecto a/b y las figuras 9 y 10 el avance de la geometría del frente.

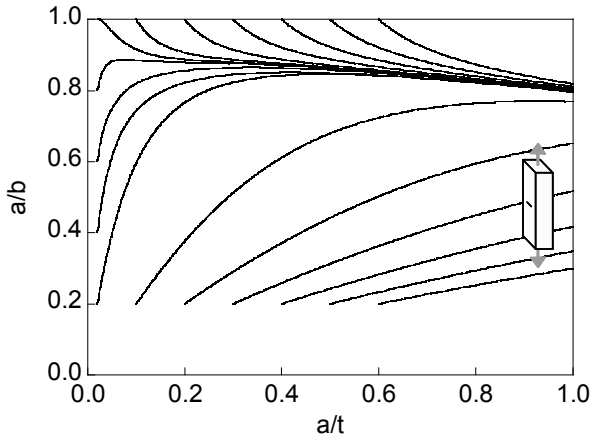


Figura 3. Evolución de la relación de aspecto para $m=2$ y carga de tracción.

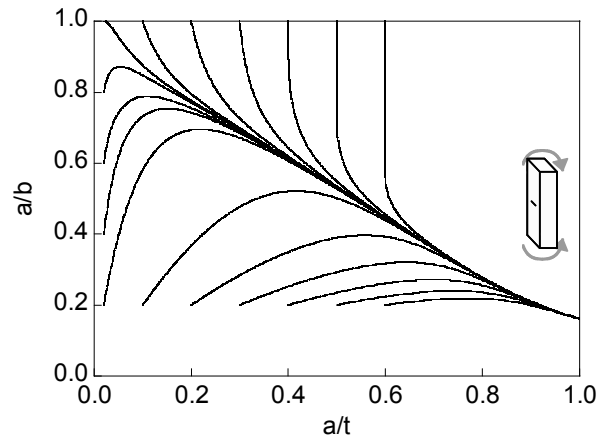


Figura 6. Evolución de la relación de aspecto para $m=2$ y carga de flexión.

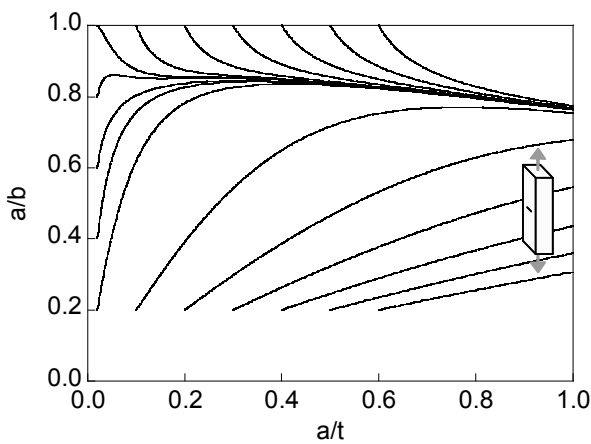


Figura 4. Evolución de la relación de aspecto para $m=3$ y carga de tracción.

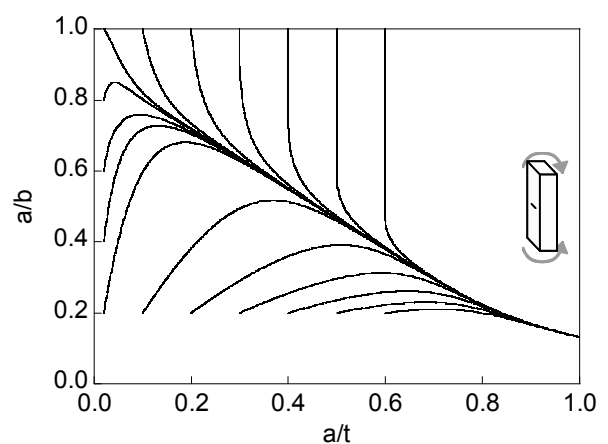


Figura 7. Evolución de la relación de aspecto para $m=3$ y carga de flexión.

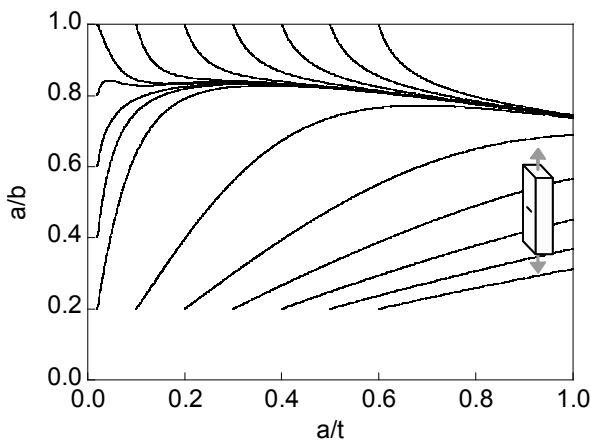


Figura 5. Evolución de la relación de aspecto para $m=4$ y carga de tracción.

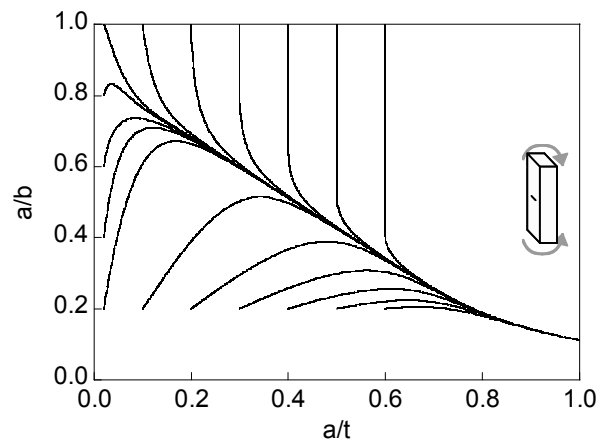


Figura 8. Evolución de la relación de aspecto para $m=4$ y carga de flexión.

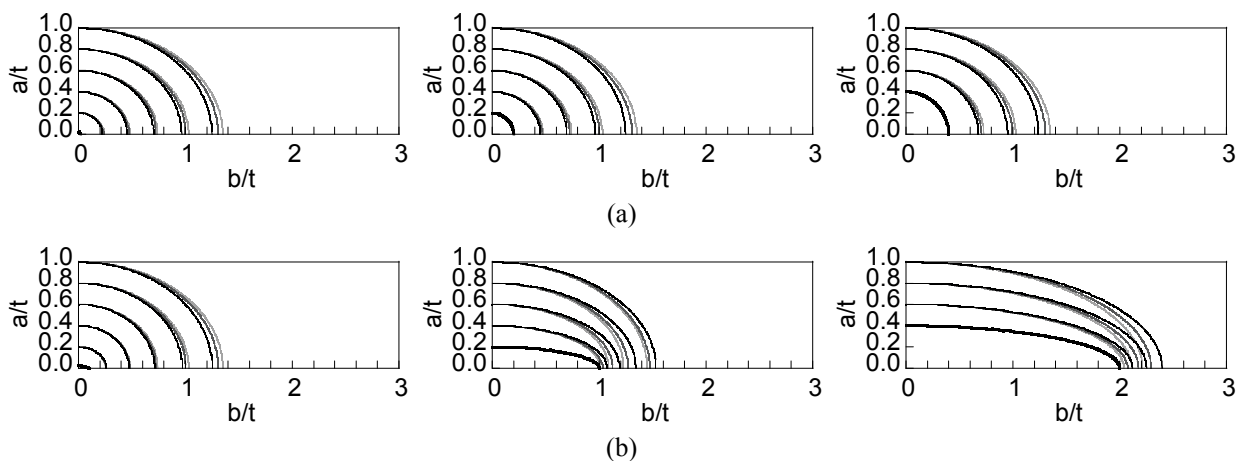


Figura 9. Avance del frente de fisura para carga de tracción: (a) $(a/b)_0=1.0$ y (b) $(a/b)_0=0.2$.

— Frente inicial — m=2 — m=3 — m=4

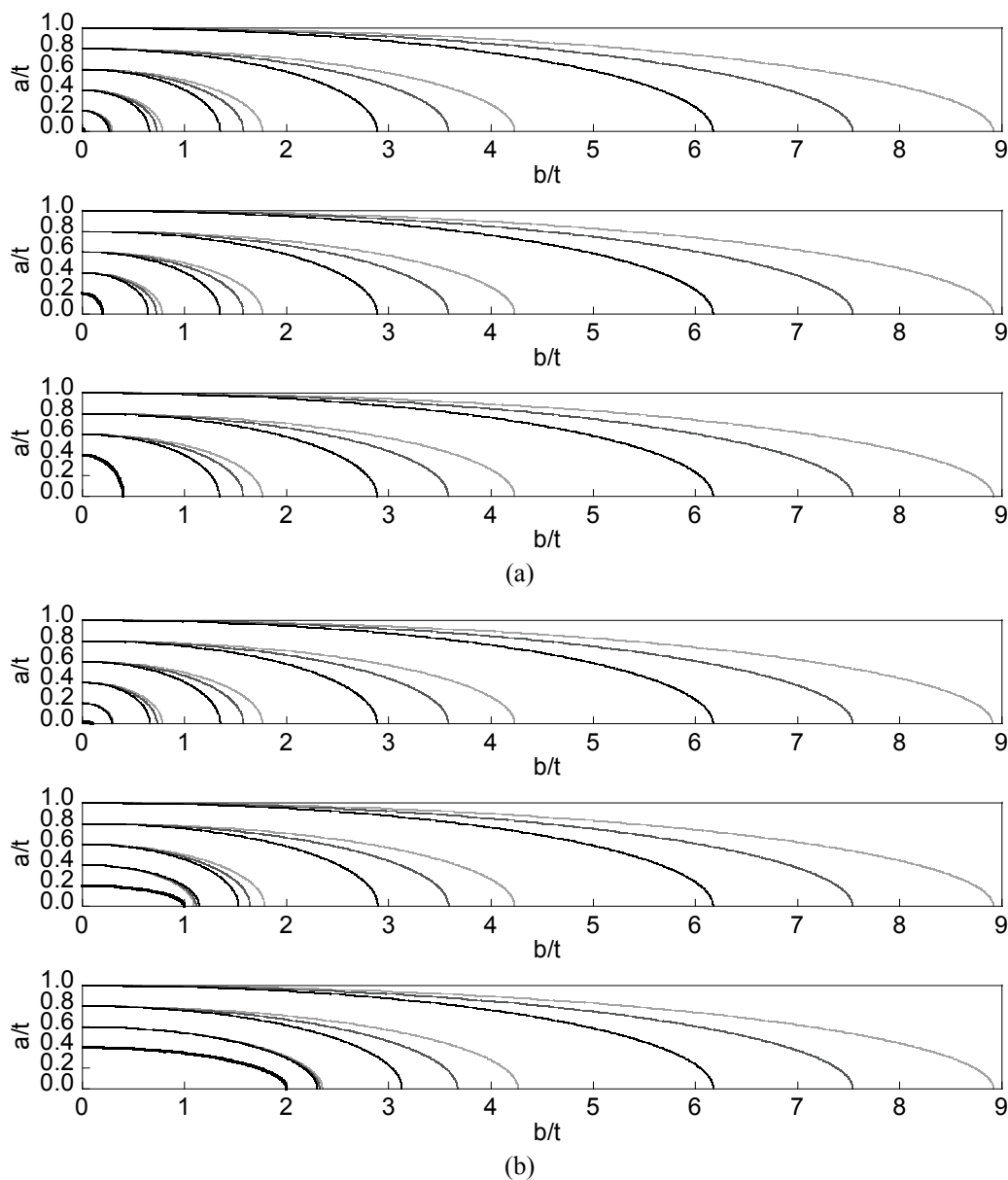


Figura 10. Avance del frente de fisura para carga de flexión: (a) $(a/b)_0=1.0$ y (b) $(a/b)_0=0.2$.

— Frente inicial — m=2 — m=3 — m=4

El avance de fisura desde distintas geometrías iniciales (curvas a/b - a/t) tiende hacia un camino de propagación preferente, que se corresponde con el de una fisura inicial muy poco profunda de frente cuasi-circular, con una convergencia (acercamiento entre las curvas) mayor en flexión que en tracción y para mayor exponente m de Paris. Las fisuras circulares de gran profundidad para carga de tracción son las que muestran una peor convergencia. Cuando la fisura inicial es circular (a/b)₀=1.0, un mayor coeficiente m de Paris produce menores relaciones de aspecto (para igual profundidad a , semiejes b más grandes). Por el contrario, si la relación de aspecto inicial (a/b)₀~0.2, el comportamiento de las curvas con el exponente m de Paris depende de la profundidad inicial de fisura y del tipo de solicitación.

El camino de propagación preferente presenta un ligero descenso en la relación de aspecto con la profundidad relativa de fisura en tracción y una acusada disminución en flexión. El coeficiente m de Paris disminuye ligeramente estas curvas de forma casi equidistante en todo su recorrido (figura 11). La relación entre el FIT mínimo y el máximo en cada frente de fisura a lo largo del camino de propagación preferente muestra valores iniciales elevados que descienden ligeramente para tracción, y bruscamente en flexión. El aumento de m eleva la relación entre FITs (figura 12).

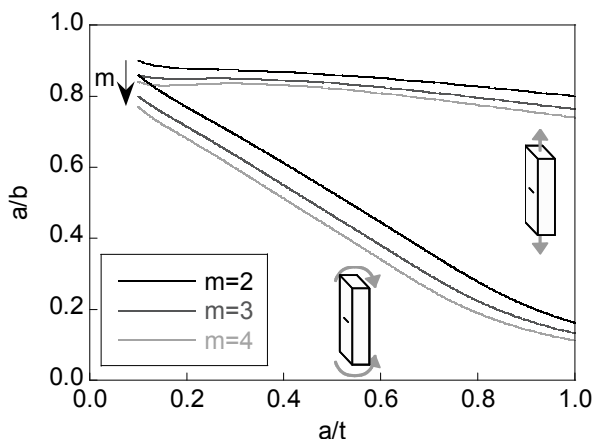


Figura 11. Camino de propagación preferente.

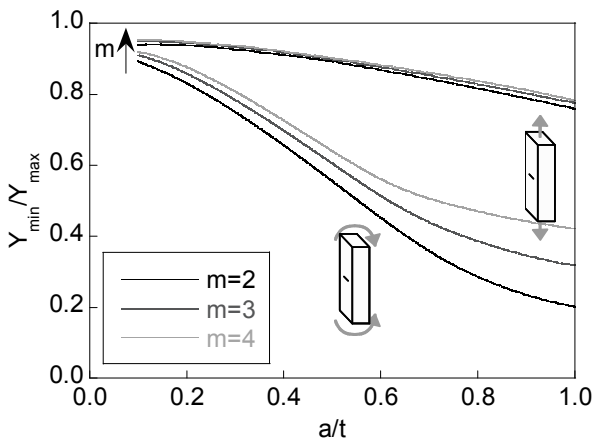


Figura 12. Relación entre los FITs mínimo y máximo en cada frente del camino de propagación preferente.

Se realizó además otra modelización usando los mismos FITs [2,13] pero considerando sólo los avances de los puntos central (A) y del borde (B) del frente de fisura, los cuales se ajustaron a una geometría semi-elíptica con centro en la placa [7,8,10,12,15]. En cada iteración al punto A ó B (el que se corresponda con el FIT máximo) se le da el avance Δa (max), y el avance del otro punto se obtiene a través de la siguiente relación,

$$\frac{\Delta a}{\Delta b} = \left[\frac{Y_A}{Y_B} \right]^m \tag{11}$$

La zona de fisura próxima al borde presenta el efecto de capa superficial libre y es más resistente al crecimiento por fatiga que la región lejana a la superficie. Se ha considerado la existencia de tensión plana en el borde de la fisura, de forma que disminuye la velocidad de propagación en este punto, mediante la siguiente relación entre las constantes C de Paris para el centro y el borde de fisura [2,7,10,12,13,15],

$$C_B = 0.9^m C_A \tag{12}$$

calculándose el avance a través de la expresión,

$$\frac{\Delta a}{\Delta b} = \left[\frac{Y_A}{0.9 Y_B} \right]^m \tag{13}$$

Los resultados a/b - a/t para las tres modelizaciones (múltiples puntos, dos puntos con $C_B=C_A$ y dos puntos con $C_B=0.9^m C_A$) para $m=3$ se comparan en las figuras 13 y 14. Las curvas teniendo en cuenta sólo dos puntos (centro y borde) con $C_B=C_A$ se aproximan a las de la modelización con múltiples puntos, aunque parece más correcto tomar un mayor número de puntos. Esto se debe a que la geometría semi-elíptica sólo es una buena aproximación del frente y a la dificultad que supone obtener el FIT en el borde de fisura, donde existe tensión plana. Los resultados teniendo en cuenta los dos puntos (A y B) y considerando el estado de tensión plana en el borde de la fisura $C_B=0.9^m C_A$ dan una gran diferencia con las otras dos modelizaciones, ya que la mayor parte del frente está en condiciones de deformación plana.

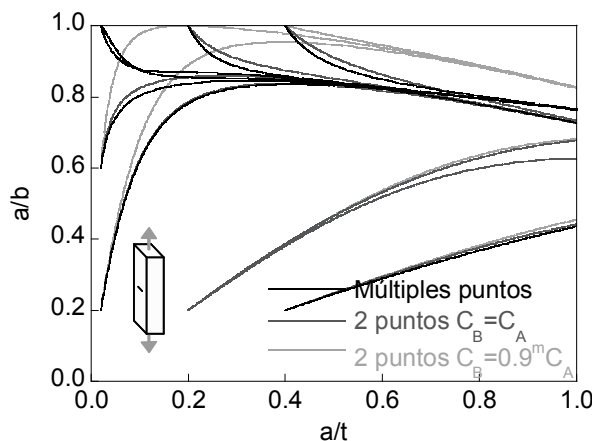


Figura 13. Comparación entre modelizaciones, tracción.

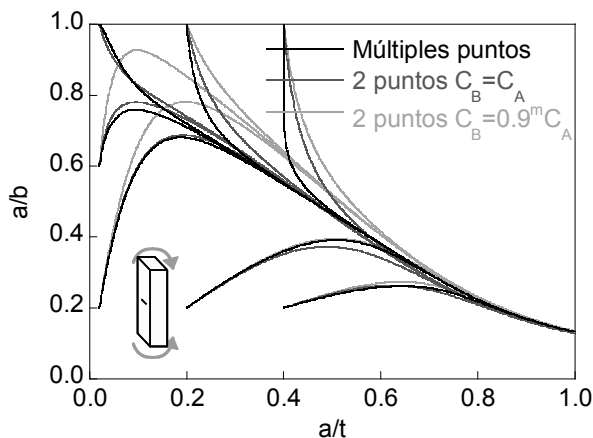


Figura 14. Comparación entre modelizaciones, flexión.

4. CONCLUSIONES

Las siguientes conclusiones pueden ser deducidas de este trabajo de investigación sobre la propagación de frentes de fisuras superficiales en placas sometidas a cargas cíclicas de tracción o de flexión:

- (i) Las fisuras en su propagación en fatiga tienden hacia un camino de propagación preferente, que se corresponde con el de una fisura inicial muy poco profunda de frente cuasi-circular.
- (ii) La convergencia, acercamiento entre las curvas de propagación desde distintas geometrías iniciales, es mayor para carga cíclica de flexión que de tracción y para mayores exponentes de Paris.
- (iii) La relación de aspecto de la fisura y la relación entre el factor de intensidad de tensiones (FIT) mínimo y máximo para el camino de propagación preferente presentan inicialmente valores elevados que descienden lentamente en el caso de tracción y de forma brusca en el caso de flexión.
- (iv) El aumento del exponente de Paris hace disminuir la relación de aspecto de la fisura para el camino de propagación preferente, aumentando la relación entre los FITs mínimo y máximo.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer el apoyo económico de las siguientes instituciones: MCYT (MAT2002-01831), MEC (BIA2005-08965), MICINN (BIA2008-06810 y BIA2011-27870) y JCYL (SA111A07 y SA039A08).

REFERENCIAS

[1] Raju, I.S. and Newman Jr., J.C., Stress-intensity factors for a wide range of semi-elliptical surface cracks in finite-thickness plates. *Eng. Fract. Mech.* **11**, pp 817-829, 1979.

[2] Newman Jr., J.C. and Raju, I.S., Analyses of surface cracks in finite plates under tension or bending loads. *NASA TP-1578*, 1979.

[3] Holdbrook, S.J. and Dover, W.D., The stress intensity factor for a deep surface crack in a finite plate. *Eng. Fract. Mech.* **12**, pp. 347-364, 1979.

[4] Isida, M., Noguchi, H. and Yoshida, T., Tension and bending of finite thickness plates with a semielliptical surface crack. *Int. J. Fract.* **26**, pp. 157-188, 1984.

[5] Isida, M., Noguchi, H. and Yoshida, T., Oblique semi-elliptical surface crack in semi-infinite solid subjected to tension. *Eng. Fract. Mech.* **36**, pp. 889-892, 1990.

[6] Lin, X.B. and Smith, R.A., Finite element modelling of fatigue crack growth of surface cracked plates. Part I: The numerical technique. *Eng. Fract. Mech.* **63**, pp. 503-522, 1999.

[7] Wu, Z., The shape of a surface crack in a plate based on a given stress intensity factor distribution. *Int. J. Press. Vessels Pip.* **83**, pp. 168-180, 2006.

[8] Peng, Y., Tong, L., Zhao, X.-L. and Xiao, Z., Modified stress intensity factor equations for semi-elliptical surface cracks in finite thickness and width plates. *Procedia Eng.* **14**, pp. 2601-2608, 2011.

[9] Vosikovsky, O. and Rivard, A., Growth of surface fatigue cracks in a steel plate. *Int. J. Fatigue* **3**, pp. 111-115, 1981.

[10] Hosseini, A. and Mahmoud, M.A., Evaluation of stress intensity factor and fatigue growth of surface cracks in tension plates. *Eng. Fract. Mech.* **22**, pp. 957-974, 1985.

[11] Mahmoud, M.A. and Hosseini, A., Assessment of stress intensity factor and aspect ratio variability of surface cracks in bending plates. *Eng. Fract. Mech.* **24**, pp. 207-221, 1986.

[12] Lin, X.B. and Smith, R.A., Finite element modelling of fatigue crack growth of surface cracked plates. Part II: Crack shape change. *Eng. Fract. Mech.* **63**, pp. 523-540, 1999.

[13] Newman Jr., J.C. and Raju, I.S., An empirical stress-intensity factor equation for the surface crack. *Eng. Fract. Mech.* **15** (1-2), pp. 185-192, 1981.

[14] Paris, P.C. and Erdogan, F., A critical analysis of crack propagation laws. *J. Basic Eng.* **85D**, pp. 528-534, 1963.

[15] Lin, X.B. and Smith, R.A., Finite element modelling of fatigue crack growth of surface cracked plates. Part III: Stress intensity factor and fatigue crack growth life. *Eng. Fract. Mech.* **63**, pp. 541-556, 1999.

FRAGILIZACIÓN POR HIDRÓGENO DE ACEROS PERLÍTICOS PROGRESIVAMENTE TREFILADOS: DEFORMACIÓN CRÍTICA EN LA ZONA DE PROCESO DE FRACTURA (ZPF)

D. Vergara y J. Toribio

Ingeniería de Materiales, Universidad de Salamanca
E.P.S., Campus Viriato, Avda. Requejo 33, 49022 Zamora
Tel: (980) 54 50 00; Fax: (980) 54 50 02, Correo-e: dvergara@usal.es

RESUMEN

En este artículo se presenta un estudio cuantitativo de la deformación alcanzada en la zona de proceso de fractura (ZPF) de un acero de pretensado en el instante de fractura final, habiendo estado el material sometido a un proceso de fragilización asistida por hidrógeno (FAH). Para ello se han analizado varios aceros con diferente grado de trefilado, pudiendo observar que, bajo las mismas condiciones de hidrogenación, cuanto más severo sea el trefilado menores valores de deformaciones plásticas se alcanzan en la ZPF en el instante de fractura final, i.e., se aprecia una mayor susceptibilidad al proceso de FAH. Los resultados han permitido identificar una *banda universal* que, para el instante de fractura final y en la ZPF, relaciona las deformaciones plásticas con la concentración de hidrógeno. Tanto la anchura como el nivel de esta banda se ven afectados por el grado de trefilado en el acero.

ABSTRACT

A quantitative study is presented in this paper of strain reached in the fracture process zone (FPZ) of a prestressing steel in the final fracture instant, the material being subjected to a hydrogen assisted fracture (HAF) process. To this end, several steels with different levels of cold drawing were analyzed, observing that, under the same hydrogenation conditions, the more severe the cold drawing, the lower values of plastic strain are reached in the FPZ in the fracture instant, i.e., a higher susceptibility to FAH is appreciated. The results identify a *universal band* that, in the final fracture instant and the FPZ, relates the plastic strain with the hydrogen concentration. Both the width and the level of this band are affected by the degree of cold drawing in the steel.

PALABRAS CLAVE: Deformación plástica, zona de proceso de fractura, acero de pretensado

1. INTRODUCCIÓN

Las barras de acero perlítico obtenidas mediante un proceso de trefilado presentan unas propiedades mecánicas óptimas para que puedan ser utilizadas como material de refuerzo en estructuras de hormigón pretensado [1]. A pesar de ello, las posibilidades que potencialmente presentan los aceros de pretensado se ven seriamente afectadas si éstos son expuestos a ambientes hidrogenantes, especialmente los de tipo catódico. Esto es debido a que el hidrógeno influye negativamente sobre la integridad estructural de las estructuras construidas con este tipo de aceros, hasta el punto de favorecer que el material alcance su estado crítico de rotura de manera imprevista. Esto puede ocasionar daños irreversibles que, como surgen de forma inesperada, pueden llegar a ser realmente catastróficos [2-6]. Por ello, el conocimiento del proceso de fractura debido a la presencia de hidrógeno en el interior de un acero, o cualquier otro metal, suscita cada vez mayor interés en el mundo científico. El estudio experimental de la evolución que sigue este

proceso, conocido como *fragilización asistida por hidrógeno* (FAH), hasta alcanzar un estado crítico de fractura presenta grandes dificultades a una escala microscópica. Esto es debido fundamentalmente a que el análisis “*post mortem*”, que es el único que se puede realizar a nivel experimental a partir de una superficie de fractura debida al proceso de FAH, no aporta un conocimiento exacto de cómo debió ser el proceso evolutivo del fenómeno de fractura. Por ello en este estudio se ha simulado, mediante el método de los elementos finitos (MEF), el proceso de la difusión del hidrógeno en el interior del material. Dicha simulación, basada en datos obtenidos experimentalmente, tiene como objetivo conseguir información de lo que ocurre en la zona de proceso de fractura (ZPF) en diferentes instantes de tiempo. Concretamente este estudio analiza, para un acero perlítico o eutectoide, las deformaciones plásticas alcanzadas en la ZPF en el instante de fractura final en función del grado de trefilado que haya sufrido dicho material.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Los materiales empleados para este estudio han sido aceros perlíticos (Tabla 1) que proceden de una misma cadena de trefilado con seis hileras. Concretamente se han utilizado los aceros correspondientes al inicio, mitad y final de dicha cadena de trefilado, i.e. acero con cero, tres y seis pasos de trefilado. Aunque la composición de todos estos aceros es idéntica (Tabla 1), la microestructura está más orientada en la dirección del trefilado si éste ha sido más severo, i.e., la anisotropía microestructural aumenta con el número de pasos de trefilado sufridos por el acero [1,7-8].

Tabla 1. Composición química del acero analizado

% C	% Mn	% Si	% P	% S	% Al	% Cr	% V
0.80	0.69	0.23	0.012	0.009	0.004	0.265	0.06

Para elaborar este estudio se ha trabajado con alambres entallados, sometiéndolos a ensayos de tracción a velocidad de extensión constante (TVEC) hasta rotura en ambiente catódico de FAH. Los materiales empleados han sido cada uno de los aceros comentados en el apartado anterior. Se han empleado cuatro tipologías diferentes de entalla, denominadas A, B, C y D, con características distintas respecto al radio de curvatura en el fondo de entalla (R) y a la profundidad de entalla (A). Para establecer una geometría similar para todos los aceros, independientemente del grado de trefilado sufrido, se han mantenido constantes las relaciones de estos parámetros con el diámetro del alambre (\varnothing), i.e., A/\varnothing y R/\varnothing . La Figura 1 presenta un esquema de los criterios seguidos para establecer la geometría de las entallas estudiadas.

Para ejecutar los ensayos TVEC realizados con estas probetas se han empleado dos velocidades de sollicitación distintas, 0.001 mm/min y 0.01 mm/min, siendo la primera de ellas la más lenta que se puede aplicar en la máquina universal con la que se ha trabajado. Se ha denominado *velocidad tipo 1* a la correspondiente a 0.001 mm/min y *tipo 2* a la otra, 0.01 mm/min. Estas velocidades son adecuadas para que el hidrógeno pueda difundirse hacia el interior del material, de forma que el fenómeno de fractura en régimen catódico (FAH) se produzca debido a un estado de concentración crítica de hidrógeno [9].

Para simular el ambiente catódico se introdujo una disolución saturada de $\text{Ca}(\text{OH})_2$ con 0.1 g/l de NaCl (pH 12.5) en una celda electroquímica conectada a un potencióstato cuyo potencial se mantuvo constante con un valor de -1200 mV ECS durante la ejecución de los ensayos. La elección de este potencial electroquímico queda justificado en estudios previos realizados con materiales muy parecidos a los estudiados aquí [10,11], donde se manifiesta que el valor de -1200 mV ECS junto al pH de 12.5 proporciona unas condiciones electroquímicas que favorecen el fenómeno de FAH en los aceros perlíticos trefilados.

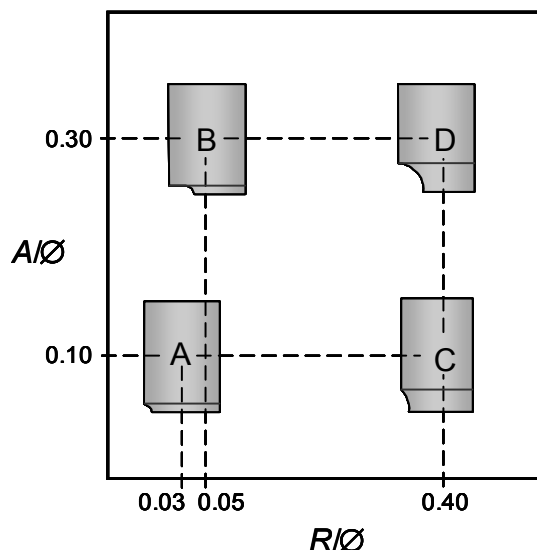


Figura 1. Esquema y geometría de las entallas estudiadas.

3. PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA

El estudio que se presenta en este artículo se centra en la ZPF. Para ello hay que conocer que en los aceros perlíticos sometidos a ambientes catódicos existe una fractografía típica en la ZPF asociada a la presencia de hidrógeno [12,13]. Esta topografía se denomina TTS (del término inglés *tearing topography surface*) y abarca una zona bien delimitada que puede ser cuantificada fácilmente mediante un programa de análisis de imágenes.

La formación de esta fractografía TTS conlleva varias etapas o fases de crecimiento subcrítico [14,15], hasta el instante de fractura final, que surge como consecuencia de alcanzar una concentración límite C_{cr} en un punto determinado de la probeta, que depende directamente del estado tensodeformacional, $C = C_{cr}(\sigma, \epsilon)$. En realidad no se conoce qué punto es éste, pero sí se puede intuir que estará situado dentro de la ZPF. En este mismo sentido, para establecer el instante en el que comienza el proceso de fractura hay que considerar también que existe un periodo de tiempo durante el que se produce un crecimiento subcrítico de las fisuras inducidas por el hidrógeno. Así pues, en lugar de suponer que el proceso de FAH surge de una fisura de tamaño crítico en una determinada posición a un tiempo $t = t_{FAH}$ cuando la concentración alcanza un valor límite C_{cr} , cabe suponer que en realidad existe un proceso compuesto por dos fases: *iniciación* y *crecimiento subcrítico* hasta agotar la resistencia de la probeta.

De este modo, la fisuración asistida por el hidrógeno se inicia en un instante de tiempo t_{cr} en una posición concreta que se ha denominado en este artículo x_{cr} . La FAH comprende un crecimiento subcrítico de la fisura desde esta posición hasta el final de la ZPF (profundidad máxima de la zona TTS, x_{TTS}), lugar desde el cual a un tiempo determinado ($t = t_{FAH}$) se dispara el

crecimiento post-crítico hasta la rotura total del material. Debido a esto se puede afirmar que la suposición de que el valor de x_{cr} sea igual a x_{TTS} puede ser una sobreestimación y, por lo tanto, el valor de x_{cr} debe ser menor que el de x_{TTS} .

Para obtener la posición crítica de una manera más realista se ha estimado el tiempo de crecimiento de fisura a partir de la velocidad media durante dicho proceso y de la longitud recorrida por la fisura asistida por el hidrógeno en ese periodo de tiempo, establecida como la diferencia entre la profundidad de la ZPF (x_{TTS}) y x_{cr} . El valor de la velocidad media de crecimiento subcrítico de TTS se ha establecido a partir de la meseta observada en la curva da/dt vs. K_I en otros trabajos para un material muy semejante [14], en la que a representa la longitud de la fisura y K_I el factor de intensidad de tensiones en modo I. Teniendo en cuenta el valor determinado en dicho trabajo ($da/dt = 1.5 \cdot 10^{-7}$ m/s), se puede calcular el valor del tiempo de crecimiento subcrítico t_{cs} con la siguiente ecuación

$$t_{cs} = \frac{x_{TTS}}{da/dt} \left(1 - \frac{x_{cr}}{x_{TTS}} \right) \quad (2)$$

De esta manera, la distancia recorrida por el hidrógeno durante el tiempo t_{cs} será $x_{TTS} - x_{cr}$. Una vez obtenidos estos valores se puede definir el tiempo a partir del cual comienza un crecimiento subcrítico (t_{inic}) mediante la ecuación:

$$t_{inic} = t_{FAH} - t_{cs} \quad (3)$$

En realidad, si es verdad que existe un tiempo de crecimiento subcrítico (t_{cs}), la ecuación (2) se podría simplificar debido a que x_{cr}/x_{TTS} deberá ser muy inferior a la unidad, ya que si no $x_{cr} \approx x_{TTS}$ y el crecimiento subcrítico sería mínimo o insignificante. Por lo tanto, teniendo en cuenta esta última consideración, la expresión (2) quedaría reducida a:

$$t_{cs} = \frac{x_{TTS}}{da/dt} \quad (4)$$

Teniendo en cuenta los aspectos comentados en los párrafos anteriores, se ha determinado que, para el estudio presentado en este artículo, la distancia considerada para el análisis numérico desarrollado en este artículo sea la profundidad desde el fondo de entalla hasta el punto medio de la ZPF, i.e. $x = x_{TTS}/2$.

Por otro lado, a partir de los cálculos correspondientes (ecuación 3) se ha podido comprobar que, salvo raras excepciones, el tiempo de crecimiento subcrítico es insignificante a efectos del cálculo que se plantea en este artículo ($t_{cs} \approx 0.97 t_{FAH}$). Por lo tanto, en este artículo se va a considerar la siguiente situación para el análisis planteado: $x = x_{TTS}/2$ y $t = t_{FAH}$.

4. PLANTEAMIENTO NUMÉRICO

En las condiciones más típicas de funcionamiento de materiales estructurales bajo riesgo de FAH, el mecanismo dominante del transporte de hidrógeno hacia los focos potenciales de FAH es el fenómeno de difusión. En el caso de campos mecánicos no-homogéneos, la difusión se ve asistida por las tensiones, siendo la componente hidrostática del tensor de tensiones, σ , la de mayor importancia en la difusión del hidrógeno [16,17]. La ecuación que rige la difusión del hidrógeno asistida por las tensiones es [18]:

$$\frac{dC}{dt} = D (\nabla^2 C - \frac{V_H}{RT} \nabla C \nabla \sigma - \frac{V_H}{RT} C \nabla^2 \sigma) \quad (5)$$

donde D es el coeficiente de difusión, V_H es el volumen parcial molar de hidrógeno en el metal, R es la constante universal de los gases y T la temperatura absoluta. Las condiciones de contorno establecidas para las probetas entalladas son las mismas que las planteadas por los autores en publicaciones anteriores [17], los detalles del modelo numérico empleado para resolver esta ecuación (5) quedaron publicados en [18], las curvas de comportamiento mecánico empleadas para obtener los valores tensionales en cada posición e instante de tiempo están expuestas en trabajos previos [19] y el valor del volumen parcial molar de hidrógeno en el metal es $V_H = 2 \cdot 10^{-6}$ m³/mol [20]. Respecto al coeficiente de difusión, D , es imprescindible tener en cuenta la influencia del grado de trefilado en este parámetro y definir los valores para cada uno de los diferentes casos de estudio. Por ello se ha considerado valores experimentales de estudios anteriores: $D = 6.6 \cdot 10^{-11}$ m²/s para el alambro [21], $D = 4.99 \cdot 10^{-12}$ m²/s para el alambre de pretensado (seis pasos de trefilado) [22] y $D = 3.21 \cdot 10^{-11}$ m²/s para el alambre con tres pasos intermedios. Este último valor ha sido mediante:

$$\langle D \rangle^{(i)} = \langle D \rangle^{(0)} + \langle \epsilon^p \rangle^{(i)} \frac{\langle D \rangle^{(F)} - \langle D \rangle^{(0)}}{\langle \epsilon^p \rangle^{(F)}} \quad (6)$$

donde i indica el número de pasos de trefilado sufridos por el acero, el superíndice F corresponde al último paso de trefilado o producto final, y ϵ^p se refiere a las deformaciones plásticas acumuladas durante el trefilado. Esta ecuación ya ha sido aplicada en otros estudios relacionados con la FAH de acero trefilado [23].

5. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

A partir de la simulación numérica se han obtenido los gráficos de la Figura 2, en donde se muestra la deformación plástica equivalente, ϵ_{eq}^p , frente a la concentración relativa de hidrógeno C_r , que indica la relación entre la concentración de hidrógeno C y la concentración C_0 , que se establece en el material libre de tensiones y deformaciones, i.e. $C_r = C/C_0$. Los cálculos que se muestran en esta figura están hechos

para $x = x_{TTS}/2$ y $t = t_{FAH}$. A pesar de la dispersión de los valores, existe una tendencia decreciente, en la que las mayores deformaciones se alcanzan con un estado de concentraciones de hidrógeno menores, y viceversa, cuando la concentración de hidrógeno alcanzada en el material en el instante de rotura es mayor la deformación es menor. Esto parece lógico desde que el hidrógeno favorece una fragilización del material.

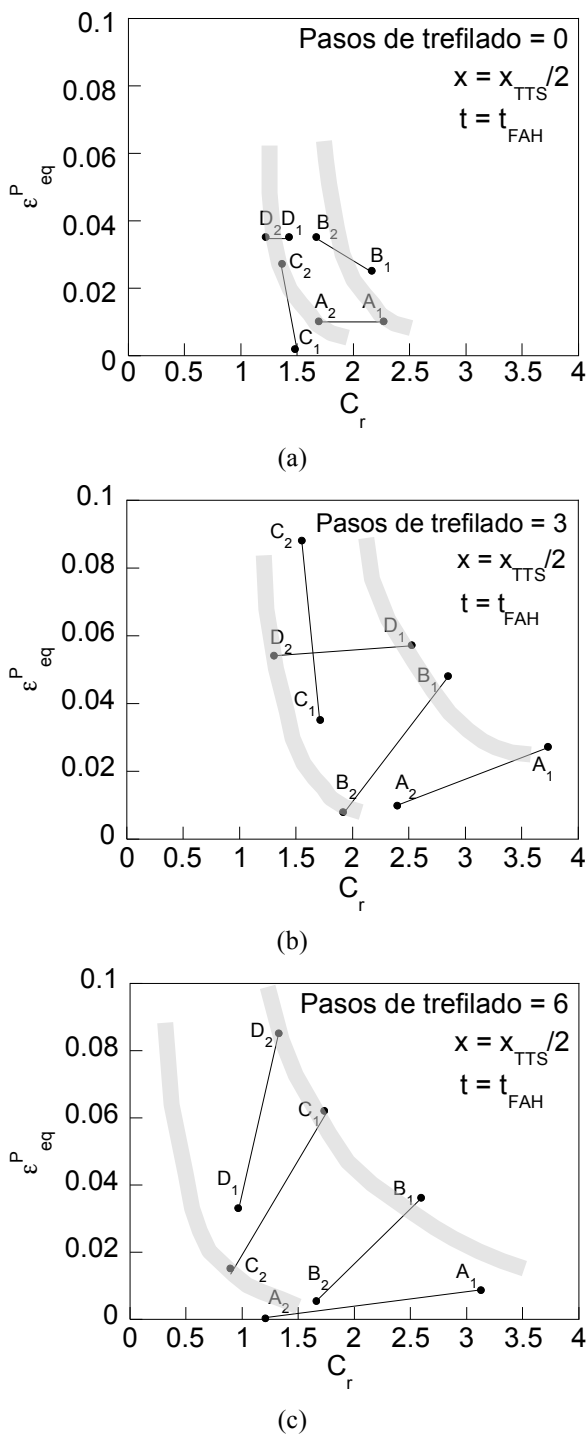


Figura 2. Relación entre la deformación plástica equivalente y la concentración de hidrógeno en la ZPF en el instante de fractura final (valores calculados para $x = x_{TTS}/2$ y $t = t_{FAH}$).

Se puede apreciar que las bandas donde se concentran los valores se hacen más anchas al aumentar el grado de trefilado, i.e., los valores representados en estos gráficos están menos dispersados en el caso del alambroón (0 pasos de trefilado, Figura 2a) y más en el acero de pretensado (6 pasos de trefilado, Figura 2c). Esto puede ser una influencia de la anisotropía microestructural, ya que ésta crece con el grado de trefilado [7,8]. De esta manera en el alambroón (Figura 2a), material isotrópico, las concentraciones de hidrógeno alcanzadas para $t = t_{FAH}$ en las diferentes condiciones (entalla y velocidad de sollicitación) son más parecidas entre sí que las alcanzadas en aceros con grados de trefilado superiores.

Además de esta apreciación de la dispersión, se puede observar también que estas bandas tienden a desplazarse hacia la izquierda a medida que aumenta el número de pasos de trefilado, lo cual indica que *el grado de trefilado empeora el comportamiento frente a la FAH*, ya que para iguales concentraciones de hidrógeno se alcanzarán menores valores de deformaciones en el material que haya pasado por el mayor número de hileras de trefilado. De esta manera, se puede deducir que, a pesar de la disminución que sufre el coeficiente de difusión (D) con el proceso de trefilado, lo cual implica una menor facilidad para difundirse el hidrógeno hacia el interior del material, *el acero perlítico es más susceptible al fenómeno de FAH cuanto mayor grado de trefilado haya sufrido*. En este sentido hay que señalar que en el estado tensodeformacional (y por lo tanto en el comportamiento frente a FAH) además del grado de trefilado también influye el camino de deformación seguido durante el proceso [24].

Aunque ya se ha comentado la existencia de unas bandas que delimitan los valores de las deformaciones vs. las concentraciones de hidrógeno, aún no se ha destacado que estas bandas son *independientes* de la geometría. Para poder observar esto, se ha detallado en la Figura 2 la identificación de la entalla y de la velocidad de sollicitación al lado de cada uno de los puntos, siendo X_i la terminología empleada, donde X representa el tipo de entalla (A, B, C ó D) y el subíndice i el tipo de velocidad (1 ó 2). Por lo tanto, a partir de estos gráficos, se puede exponer que no existe una influencia clara de la geometría de entalla en la representación de ϵ_p^p vs. C_r , sino que existe una *banda universal* independiente de ésta.

Por otro lado se puede comprobar que el grosor de estas bandas crece con el grado de trefilado, y existe una mayor dispersión en los valores obtenidos en la Figura 2. La explicación de este fenómeno se puede encontrar en la creciente cantidad de defectos internos que aparecen en los aceros perlíticos a medida que éstos son trefilados para obtener los aceros de pretensado. De hecho, el número y la severidad de los defectos de un acero trefilado se pueden considerar variables aleatorias que habría que caracterizar probabilísticamente para operar con ellos [25].

Además se puede observar que los valores más bajos de deformaciones en el instante $t = t_{FAH}$ lo presentan las entallas tipo A, seguidas de las tipo B, C y D, ordenándolas de menor a mayor. Para justificar esta organización de los valores se ha recurrido al estudio de la triaxialidad de tensiones (t_σ) que representa una medida del nivel de constreñimiento al que se encuentra sometido un material debido a la presencia de entallas y se obtiene como resultado de dividir la tensión hidrostática (σ) y la tensión efectiva o equivalente de Von Mises (σ_{VM}), i.e. $t_\sigma = \sigma/\sigma_{VM}$. Se ha podido comprobar que, para el instante de fractura final ($t=t_{FAH}$) y en la posición $x=x_{TTS}$, las entallas se pueden ordenar de mayor a menor valor de t_σ en el siguiente orden: $A > B > C > D$. Este orden es justo el inverso al obtenido en la Figura 2, por lo que se puede deducir que, dentro de las bandas universales encontradas para la distribución de las deformaciones plásticas en relación con la concentración de hidrógeno, los valores se ordenan en orden decreciente al valor de la triaxialidad. Al comparar estos resultados con los de ambiente inerte [26] se puede comprobar que existe una ligera diferencia, concluyendo que aunque en aire el material presenta un valor característico de la triaxialidad en la ZPF en el instante de fractura, en ambiente agresivo el valor de la triaxialidad en la ZPF en el instante de fractura depende de la geometría de entalla.

6. CONCLUSIONES

En este artículo se presenta la existencia de una *banda universal*, independiente de la geometría de entalla, que delimita los valores de las deformaciones sufridas por un acero perlítico vs. las concentraciones de hidrógeno que se ha alcanzado en el interior de dicho material. Estas bandas tienden a desplazarse hacia la izquierda a medida que aumenta el número de pasos de trefilado, lo cual indica que el grado de trefilado empeora el comportamiento frente a la fragilización asistida por hidrógeno (FAH). De esta manera, se puede deducir que, a pesar de la disminución que sufre el coeficiente de difusión con el proceso de trefilado, *el material fuertemente trefilado es más susceptible al fenómeno de FAH*. Por otro lado, la aleatoriedad en la cantidad de defectos existente en los aceros trefilados también se acusa en una mayor dispersión en los posibles valores que abarcan estas bandas universales, i.e., a medida que aumenta el grado de trefilado la anchura de la banda es mayor también. Además, se ha deducido que dentro de estas bandas las diferentes geometrías de entalla se ordenan en orden decreciente al valor de la triaxialidad.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer la financiación de las siguientes instituciones: MCYT (MAT2002-01831), MEC (BIA2005-08965), MCINN (BIA2008-06810 y BIA2011-27870), JCYL (SA067A05, SA111A07 y SA039A08), así como mostrar su agradecimiento a EMESA TREFILERÍA por el suministro del acero.

REFERENCIAS

- [1] Ayaso, F.J., González, B., Matos, J.C., Vergara, D., Lorenzo, M., Toribio, J., Análisis fractográfico cuantitativo del comportamiento en fractura de aceros perlíticos progresivamente trefilados. *Anales de Mecánica de la Fractura*, 2005, **22**, 128-133.
- [2] Valiente, A., Elices, M., Premature failure of prestressed steel bars. *Engineering Failure Analysis*, 1998, **5**, 219-227.
- [3] Wayne, G., Corrosion and embrittlement of high-strength steel bridge wires. Ph. D. Thesis, Columbia University, 2001.
- [4] Perrin, M., Gaillet, L., Tessier, C., Idrissi, H., Hydrogen embrittlement of prestressing cables. *Corrosion Science*, 2010, **52**, 915-926.
- [5] Capelle, J., Gilgert, J., Dmytrakh, I., Pluvinaige, G., The effect of hydrogen concentration on fracture of pipeline steels in presence of a notch. *Engineering Fracture Mechanics*, 2011, **78**, 364-373.
- [6] Ahmad, J., Purbolaksono, J., Hydrogen embrittlement due to mild condensate contamination by sea water ingress through condenser tube leakages: A case study. *Desalination*, 2011, **274**, 302-307.
- [7] Nam, W.J., Bae, C.M., Void initiation and microstructural changes during wire drawing of pearlitic steels. *Materials Science and Engineering*, 1995, **203**, 278-285.
- [8] Toribio, J., Ovejero, E., Microstructure evolution in a pearlitic steel subjected to progressive plastic deformation. *Materials Science and Engineering*, 1997, **A234-236**, 579-582.
- [9] Enos, D.G., Scully, J.R., A critical-strain criterion for hydrogen embrittlement of cold-drawn, ultrafine pearlitic steel. *Metallurgical and Materials Transactions*, 2002, **A33**, 1151-1166.
- [10] Parkins, R. N., Elices, M., Sánchez Gálvez, V., Caballero, L., Environment sensitive cracking of pre-stressing steels. *Corrosion Science*, 1982, **22**, 379-405.
- [11] Lancha, A. M., Influencia del trefilado en la corrosión bajo tensión de aceros eutéctoides. Tesis Doctoral, Universidad Complutense de Madrid. 1987.
- [12] Thompson, A.W., Chesnutt, J.C., Identification of a fracture mode: the tearing topography surface. *Metallurgical Transactions*, 1979, **10A**, 1193-1196.
- [13] Toribio, J., Lancha, A.M., Elices, M., Characteristics of the new tearing topography surface. *Scripta Metallurgica et Materialia*, 1991, **25**, 2239-2244.

- [14] 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.
- [15] Toribio, J., Vasseur, E., Hydrogen-assisted micro-damage evolution in pearlitic steel. *Journal of Materials Science Letters*, 1997, **16**, 1345-1348.
- [16] Wang, M., Akiyama, E., Tsuzaki, K., Crosshead speed dependence of the notch tensile strength of a high strength steel in the presence of hydrogen. *Scripta Materialia*, 2005, **53**, 713-718.
- [17] Vergara, D., Lorenzo, M., Kharin, V., Toribio, J., Influencia de la velocidad de deformación en la fragilización por hidrógeno de alambres entallados de acero eutectoide. *Anales de Mecánica de la Fractura*, 2006, **23**, 213-218.
- [18] 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.
- [19] Vergara, D., Fragilización por hidrógeno de aceros de pretensado sometidos a estados triaxiales de tensión. Tesis Doctoral, Universidad de Salamanca, 2007.
- [20] Hirth, J.P., Effects of hydrogen on the properties of iron and steel. *Metallurgical Transactions*, 1980, **11A**, 861-890.
- [21] Lillard, R.S., Enos, D.G., Scully, J.R., Calcium hydroxide as a promoter of hydrogen absorption in 99.5% Fe and a fully pearlitic 0.8% C steel during electrochemical reduction of water. *Corrosion*, 2000, **56**, 1119-1132.
- [22] Toribio, J., Elices, M., Influence of residual stresses on hydrogen embrittlement susceptibility of prestressing steels. *International Journal of Solids and Structures*, 1991, **28**, 791-803.
- [23] Toribio, J., Kharin, V., Lorenzo, M., Vergara, D., Role of drawing-induced residual stresses and strains in the hydrogen embrittlement susceptibility of prestressing steels. *Corrosion Science*, 2011, **53**, 3346-3355.
- [24] Toribio, J., Lorenzo, M., Vergara, D., Influence of drawing straining path on hydrogen damage of prestressing steel wires. *Key Engineering Materials*, 2012, **488-489**, 775-778.
- [25] Valiente, A., Olivares, M.A., Profundidad de defectos superficiales en aceros de pretensado. *Anales de Mecánica de la Fractura*, 2005, **22**, 203-208.
- [26] Ayaso, J., Fractura de alambres entallados de acero eutectoide progresivamente trefilado. Tesis Doctoral, Universidad de A Coruña, 2001.

MULTI-FISURACIÓN ASISTIDA POR HIDRÓGENO EN ACEROS PERLÍTICOS PROGRESIVAMENTE TREFILADOS SOMETIDOS A ESTADOS TRIAXIALES DE TENSIÓN

D. Vergara y J. Toribio

Ingeniería de Materiales, Universidad de Salamanca
E.P.S., Campus Viriato, Avda. Requejo 33, 49022 Zamora
Tel: (980) 54 50 00; Fax: (980) 54 50 02, Correo-e: dvergara@usal.es

RESUMEN

En este artículo se analiza la fractura de alambres entallados de aceros perlíticos trefilados sometidos a ambiente de *fisuración asistida por hidrógeno* (FAH). Los resultados experimentales muestran que el proceso de fractura se inicia en varios planos de fisuración diferentes –*multifisuración*– que muestran una fractografía típica denominada en inglés *tearing topography surface* (TTS), vinculada al micro-daño asistido por hidrógeno en el material. Los factores principales de este fenómeno de multifisuración son (i) el estado tensional y (ii) la microestructura del material, con evidencia de defectos o microfisuras debido a su proceso de conformación mecánica de trefilado.

ABSTRACT

Fracture of pearlitic steel notched wires subjected to *hydrogen-assisted cracking* (HAC) atmosphere is analyzed in this paper. The experimental results show that the fracture process is initiated in different cracking planes –*multicracking*– exhibiting a typical fractography called *tearing topography surface* (TTS), linked with hydrogen-assisted micro-damage in the material. The main factors to promote this multicracking phenomenon are (i) the stress state and (ii) the material microstructure, with evidence of micro-cracking and defects due to its manufacture process of cold drawing.

PALABRAS CLAVE: Probetas entalladas, fisuración asistida por hidrógeno, multifisuración, *tearing topography surface*, aceros perlíticos, trefilado.

1. INTRODUCCIÓN

La superficie de fractura de un acero eutectoide, o acero perlítico, que ha estado sometido a un ambiente catódico presenta una fractografía característica conocida en inglés como *tearing topography surface* (TTS) [1], que está vinculada al micro-daño asistido por hidrógeno en el interior del material [2]. El alto interés que manifiesta la comunidad científica por el efecto dañino del *hidrógeno* sobre los aceros eutectoides se debe principalmente a que este elemento químico puede alterar las propiedades mecánicas de dicho material [3] y, por lo tanto, la integridad estructural de los elementos contruidos con él [4,9]. 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 [10], que induce la existencia de diferentes etapas de formación de la TTS a nivel fractográfico [11]. 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 [12]. En el caso de aceros perlíticos, en esta fase subcrítica pueden existir varios frentes de fisuración a la vez antes del instante de rotura final, i.e. existe un proceso de

multifisuración [13,15]. El objetivo de este estudio es precisamente la explicación científica de este fenómeno y para ello se ha analizado el proceso de fractura de numerosas probetas entalladas de acero perlítico con distinto grado de trefilado sometidas a un ambiente hidrogenante.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Los materiales empleados en este estudio son aceros eutectoides o perlíticos (Tabla 1) que proceden de cada una de las hileras de una cadena de trefilado, i.e., se ha trabajado tanto con el alambón perlítico, estado previo al proceso de conformación mecánica en frío, como con cada uno de los siguientes estados del material dentro de la cadena de producción, hasta llegar al producto comercial o alambre de pretensado, producto final después de sufrir 6 pasos de trefilado. La microestructura del acero perlítico trefilado ha sido ampliamente analizada en artículos previos [16-19]. Las principales diferencias entre unos y otros aceros son debidas a los cambios microestructurales que durante el proceso de trefilado. Los alambres presentan un mayor grado de *anisotropía microestructural* a medida que el material es procesado, ya que se ha podido comprobar que la microestructura tiende a orientarse en la dirección del eje del trefilado [16-19].

Tabla 1. Composición química del acero analizado

% C	% Mn	% Si	% P	% S	% Al	% Cr	% V
0.80	0.69	0.23	0.012	0.009	0.004	0.265	0.06

Para elaborar este artículo se ha trabajado con alambres entallados, que han sido sometidos a ensayos de tracción a velocidad de extensión constante (TVEC) hasta rotura en ambiente catódico de FAH. Los materiales empleados han sido cada uno de los aceros comentados previamente. Se han empleado cuatro tipologías diferentes de entalla, denominadas A, B, C y D, con características distintas respecto al radio de curvatura en el fondo de entalla (R) y a la profundidad de entalla (A). Para establecer una geometría similar para todos los aceros, independientemente del grado de trefilado sufrido, se han mantenido constantes las relaciones de estos parámetros con el diámetro del alambre (\varnothing), i.e., A/\varnothing y R/\varnothing . La Figura 1 presenta un esquema de los criterios seguidos para establecer la geometría de las entallas estudiadas.

Para ejecutar los ensayos TVEC realizados con estas probetas se han empleado dos velocidades de sollicitación distintas, 0.001 mm/min y 0.01 mm/min, siendo la primera de ellas la más lenta que se puede aplicar en la máquina universal con la que se ha trabajado. Estas velocidades son adecuadas para que el hidrógeno pueda difundirse hacia el interior del material, de forma que el fenómeno de fractura en régimen catódico (FAH) se produzca debido a un estado de concentración crítica de hidrógeno [20].

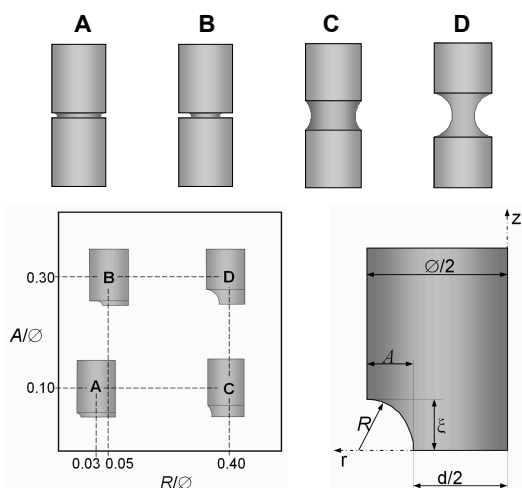


Figura 1. Esquema y geometría de las entallas estudiadas.

El ambiente catódico se simuló con una celda electroquímica en la que se introdujo una disolución saturada de $\text{Ca}(\text{OH})_2$ con 0.1 g/l de NaCl (pH 12.5), estando a su vez conectada a un potencióstato que mantuvo un potencial de -1200 mV ECS durante la ejecución de los ensayos, que junto al pH de 12.5 aporta unas condiciones electroquímicas que favorecen el fenómeno de FAH en este tipo de aceros perlíticos [21,22].

3. ANÁLISIS FRACTOGRÁFICO

Después de ensayar hasta rotura las probetas entalladas de acero perlítico bajo las condiciones expuestas anteriormente, se pudo comprobar la existencia de planos que, a pesar de no haber conformado la superficie de fractura final, sí comenzaron un proceso de fractura claro y evidente. En vista de los resultados experimentales, se ha comprobado que estos *planos de multifisuración* aparecen principalmente en los aceros con mayor grado de trefilado, i.e., los que manifiestan mayor anisotropía microestructural. En la Figura 2 se pueden ver algunos ejemplos de planos de fisuración distintos a la superficie de fractura. Se pueden observar dos aspectos importantes para un posterior análisis: (i) que los planos de fisuración se producen a distintas alturas pero todas cercanas unas a otras, y (ii) que estos planos de fisuración no circundan la totalidad de la probeta.

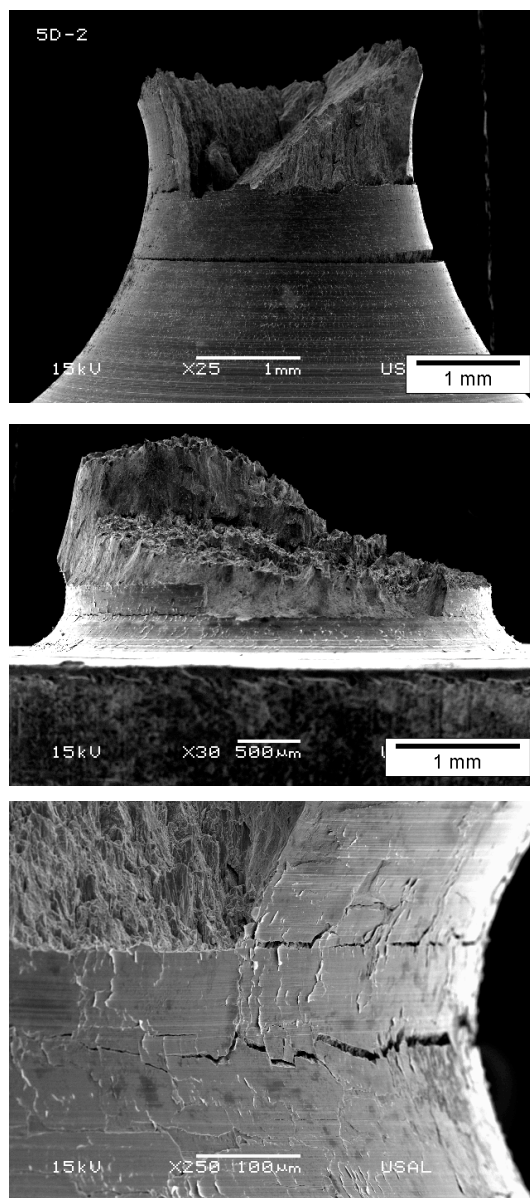


Figura 2. Ejemplos de probetas con multifisuración.

Por otro lado, la fractografía de estos planos (Figura 3) está formada por TTS por lo que se comprueba que inicialmente todos los planos debieron crecer subcríticamente debido a la presencia del hidrógeno pero sólo uno de ellos –el que presenta la superficie de fractura final– alcanzó el estado crítico de fractura. Esto es consistente con estudios previos que anunciaban el crecimiento subcrítico de la fractografía TTS [10].

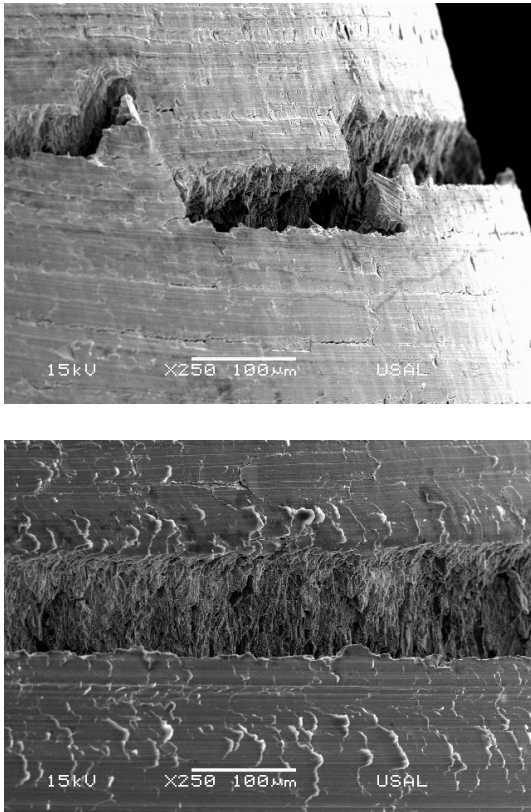


Figura 3. Fractografía TTS en un plano de fisuración.

4. DISCUSIÓN

La anisotropía microestructural que manifiestan los aceros perlíticos trefilados [16-19] es el factor clave para explicar por qué las superficies de fractura se han producido en modo mixto en los alambres trefilados (Figura 2). Al contrario, en los primeros pasos de trefilado, en los que apenas existen evidencias de esta anisotropía, la superficie de fractura se forma en un plano perpendicular al eje de la probeta, i.e., los aceros tienen un comportamiento isotrópico en lo que se refiere al comportamiento en fractura en ambiente agresivo.

Los dos factores que influyen en el movimiento del hidrógeno en el interior del material son (i) el movimiento de dislocaciones y (ii) la tensión hidrostática, quedando reflejada la mayor importancia de este segundo factor en estudios previos [23], ya que en aceros perlíticos la zona afectada por el hidrógeno supera la región plástica donde existe el movimiento de las dislocaciones, lo que indica que el mecanismo de transporte de hidrógeno por difusión hacia los puntos de

mayor tensión hidrostática predomina sobre el de transporte por movimiento de dislocaciones. Esto se puede relacionar con estudios en alambres lisos de acero perlítico donde un factor fundamental para analizar la entrada de hidrógeno creando diferentes *planos de fisuración* es el estado tensional residual: si éste queda disminuido por un tratamiento térmico de recocido (homogeneidad del material) existe una mayor probabilidad de existencia de multifisuración [14] que si el estado tenodeformacional residual es el del propio del acero comercial (i.e., alambre sin tratamiento de recocido posterior) [13].

En este sentido, los alambres entallados presentan en torno a la entalla un estado de tensiones hidrostáticas similar en un área considerable [cf. 12] y, por lo tanto, la difusión del hidrógeno puede producirse en varios planos perpendiculares al eje de la probeta, i.e., el proceso de fractura *se puede iniciar en varios frentes*, precisamente en los planos que manifiesten una mayor facilidad a la entrada de hidrógeno por una presencia superior de defectos previos (Figura 4), que pueden tender a coalescer entre sí debido a un efecto tensodeformacional. En relación con esto, los materiales trefilados, al haber estado sometidos a un estado de fuertes deformaciones plásticas, presentan en su interior pequeños *defectos* o *microfisuras*, crecientes en número cuanto mayor es el número de hileras de trefilado pasadas por el alambre [16]. Este mecanismo de inicio explicaría tanto el proceso de *multifisuración* observado en las Figuras 2 y 3, como que esos planos de fisuración no circunden, en muchos de los casos, la totalidad de la probeta, ya que dichos planos sólo se iniciarán en las partes que presentasen mayor concentración de defectos o microfisuras previas.

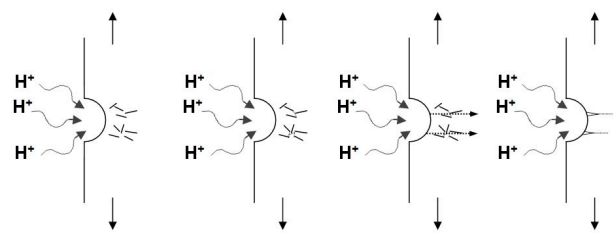


Figura 4. Esquema del proceso de multifisuración en el fondo de la entalla.

Una vez explicado el inicio del proceso de fractura, los micromecanismos que hay que considerar para la siguiente etapa de *propagación subcrítica* son: (i) la fractura de láminas de cementita por un mecanismo de *cizalla* [24] y (ii) la *deslaminación asistida por la presencia de hidrógeno* [25,26]. El primero de ellos se produce por efecto mecánico, siendo un mecanismo de fisuración por cizalladura o esfuerzo cortante de las láminas de cementita, ya que este carburo es el constituyente más frágil y el que menos deformaciones plásticas es capaz de aguantar dentro del microcompuesto perlítico. El segundo mecanismo, se basa en la difusión del hidrógeno en las intercaras de las

láminas de ferrita y cementita, que favorece una descohesión entre ambas fases (deslaminación), alargando con ello el tamaño de la fisura. En la **Figura 5** se ha representado un esquema de ambos mecanismos.

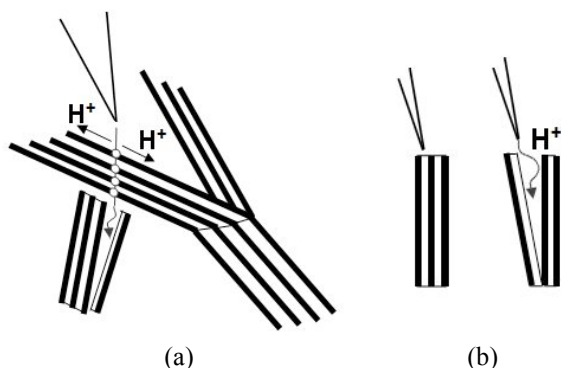


Figura 5. Proceso de fisuración asistida por hidrógeno: (a) difusión del hidrógeno a lo largo de las láminas y penetración por el camino abierto mediante mecanismo de cizalla de Miller y Smith; (b) deslaminación asistida por la presencia de hidrógeno.

Habiendo planteado los mecanismos que inducen la propagación del proceso de fractura, se puede deducir que si en un principio existen varios frentes de fisura (*multifisuración*), todos ellos tenderán a propagarse subcríticamente hacia el interior del material hasta el momento en el que uno de ellos alcance el estado límite y se dispare la fractura de manera crítica. Durante la propagación crítica de la fractura puede que, a pesar de que ésta se inicie en un único plano de multifisuración, la trayectoria seguida por la fractura abarque dos o más planos de multifisuración. Esto puede ocurrir cuando la trayectoria de propagación de la fractura alcance otro plano distinto al inicial de partida, o cuando por efecto tensional la fractura se vea desviada hacia otro plano que está a distinta altura del inicial. Esto explicaría el cambio de plano de la superficie de fractura observada en la fotografía de la **Figura 2**.

Las paredes inclinadas de la zona TTS, bien de la superficie de fractura (**Figura 2**) o bien de un plano de multifisuración (**Figura 3**), se pueden justificar por la propia anisotropía de la microestructura ya que, al estar ésta orientada preferentemente en la dirección del eje del alambre, provoca que la difusión del hidrógeno hacia el interior del material se vea dificultada. Esto ocurre así porque el hidrógeno presenta cierta dificultad a seguir su trayectoria hacia los puntos más tensionados (situados en el interior del material [27]) si encuentra en su trayectoria una pared de cementita. Por lo tanto el hidrógeno tendería a seguir difundiéndose mediante alguno de los mecanismos de crecimiento subcrítico propuestos: (i) descohesionando la intercara ferrita-cementita y haciendo que la fisura adopte una inclinación parecida a la que presentase previamente la microestructura, o (ii) atravesando la microestructura perlítica si existe una zona fracturada por el mecanismo de cizalladura.

Por otro lado, en el interior de la superficie de fractura final las paredes verticales que se han observado en algunas probetas (**Figura 2**) no se pueden atribuir a la presencia de hidrógeno ya que parecen estar situadas fuera de la zona TTS. Para justificarlas se debe recurrir a la presencia de *pseudocolonias perlíticas* [28], que son colonias de perlita excesivamente esbeltas, alineadas cuasi paralelamente al eje del alambre y con un espaciado interlaminar considerablemente alto en comparación con el espaciado medio (o global) del acero en cuestión. Se forman cuando las láminas perlíticas son incapaces de orientarse adecuadamente según la dirección que impone el proceso de trefilado. Además, como característica particular, suelen presentar microfisuras, inducidas por esfuerzos cortantes que favorecen la rotura de algunas láminas de cementita durante el proceso de fabricación. Estas pseudocolonias perlíticas son lugares potenciales de iniciación de fractura ya que, debido a su espaciado interlaminar anómalo —especialmente alto— y a la presencia de microfisuras en su interior, presentan una resistencia local mínima y, por lo tanto, según el mecanismo del eslabón más débil, la fractura tenderá a propagarse por ellas. Así pues la presencia de estas pseudocolonias puede explicar el escalón de propagación de fractura en forma de pared vertical que aparece en muchas de las geometrías entalladas de este trabajo (**Figura 6**).

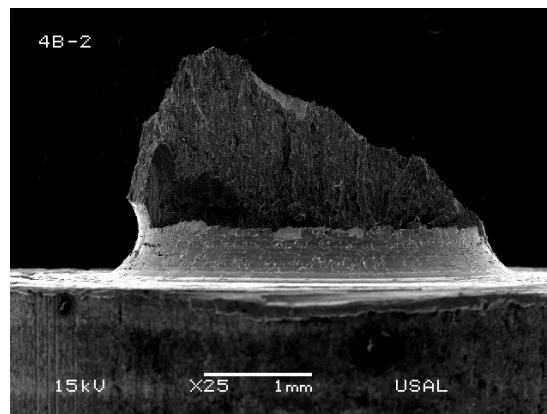


Figura 6. Superficies de fractura verticales debidas a las pseudocolonias perlíticas.

5. CONCLUSIONES

El proceso de *multifisuración* existente en los aceros perlíticos sometidos a ambientes catódicos es debido a dos factores fundamentales: (i) la existencia de un estado tensional que favorece la entrada del hidrógeno a diferentes alturas y (ii) la existencia de microfisuras o defectos que están repartidos aleatoriamente en el interior del material y que favorecen la entrada del hidrógeno por diferentes posiciones. Se ha explicado el proceso de fractura de las probetas entalladas de acero perlítico analizando varias etapas: (i) *iniciación*, que surgirá en varios frentes —planos de multifisuración— debido a la presencia de zonas con mayor concentración de microdefectos; (ii) *propagación subcrítica*, que se desarrollará por dos micromecanismos de fractura, el

mecanismo de cizalla de Miller y Smith y la deslaminación asistida por la presencia de hidrógeno; y (iii) *la fractura final*, que se producirá al alcanzar el estado crítico en alguno de los planos de multifisuración. Además, en este artículo ha quedado constancia de la influencia de la anisotropía microestructural en la superficie de fractura final, ya que favorece la aparición de planos inclinados de TTS.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer la financiación de las siguientes instituciones: MCYT (MAT2002-01831), MEC (BIA2005-08965), MCINN (BIA2008-06810 y BIA2011-27870), JCYL (SA067A05, SA111A07 y SA039A08), así como mostrar su agradecimiento a EMESA TREFILERÍA por el suministro del acero.

REFERENCIAS

- [1] Thompson, A.W., Chesnutt, J.C., Identification of a fracture mode: the tearing topography surface. *Metallurgical Transactions*, 1979, **10A**, 1193-1196.
- [2] Toribio, J., Lancha, A.M., Elices, M., Characteristics of the new tearing topography surface. *Scripta Metallurgica et Materialia*, 1991, **25**, 2239-2244.
- [3] Beloglazov, S.M., Peculiarity of hydrogen distribution in steel by cathodic charging. *Journal of Alloys and Compounds*, 2003, **356-357**, 240-243.
- [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] Wayne, G., Corrosion and embrittlement of high-strength steel bridge wires. Ph. D. Thesis, Columbia University, 2001.
- [7] Perrin, M., Gaillet, L., Tessier, C., Idrissi, H., Hydrogen embrittlement of prestressing cables. *Corrosion Science*, 2010, **52**, 915-926.
- [8] Capelle, J., Gilgert, J., Dmytrakh, I., Pluvinage, G., The effect of hydrogen concentration on fracture of pipeline steels in presence of a notch. *Engineering Fracture Mechanics*, 2011, **78**, 364-373.
- [9] Ahmad, J., Purbolaksone, J., Hydrogen embrittlement due to mild condensate contamination by sea water ingress through condenser tube leakages: A case study. *Desalination*, 2011, **274**, 302-307.
- [10] 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.
- [11] Toribio, J., Vasseur, E., Hydrogen-assisted micro-damage evolution in pearlitic steel. *Journal of Materials Science Letters*, 1997, **16**, 1345-1348.
- [12] 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.
- [13] 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.
- [14] Vergara, D., Retortillo, M., Toribio, J., Influencia de las tensiones residuales en la evolución geométrica de la zona TTS con el tiempo de exposición al hidrógeno. *Anales de Mecánica de la Fractura*, 2009, **26**, 331-336.
- [15] 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.
- [16] Nam, W.J., Bae, Ch.M., Void initiation and microstructural changes during wire drawing of pearlitic steels. *Materials Science and Engineering*, 1995, **203**, 278-285.
- [17] Toribio, J., Ovejero, E., Microstructure evolution in a pearlitic steel subjected to progressive plastic deformation. *Materials Science and Engineering*, 1997, **A234-236**, 579-582.
- [18] Zelin, M., Microstructure evolution in pearlitic steels during wire drawing. *Acta Materialia*, 2002, **50**, 4431-4447.
- [19] Sauvage, X., Guelton, N., Blavette, D., Microstructure evolutions during drawing of a pearlitic steel containing 0.7 at. % cooper. *Scripta Materialia*, 2002, **46**, 456-464.
- [20] Enos, D.G., Scully, J.R., A critical-strain criterion for hydrogen embrittlement of cold-drawn, ultrafine pearlitic steel. *Metallurgical and Materials Transactions*, 2002, **A33**, 1151-1166.
- [21] Parkins, R. N., Elices, M., Sánchez Gálvez, V., Caballero, L., Environment sensitive cracking of pre-stressing steels. *Corrosion Science*, 1982, **22**, 379-405.
- [22] Lancha, A. M. (1987). Influencia del trefilado en la corrosión bajo tensión de aceros eutectoides. Tesis Doctoral, Universidad Complutense de Madrid.

- [23] Toribio, J., Hydrogen-plasticity interactions in pearlitic steel: a fractographic and numerical study. *Materials Science & Engineering A*, 1996, **219**, 180-191.
- [24] Miller, L.E., Smith, G.C., Tensile fractures in carbon steels. *Journal of the Iron and Steel Institute*, 1970, **208**, 998-1005.
- [25] Gerberich, W.W., Marsh, P., Hoehn, J., Venkataraman, S., Huang, H., Hydrogen/ plasticity interactions in stress corrosion cracking, in: T. Magnin, J.M. Gras (Eds.), *Corrosion-Deformation Interactions (CDI'92)*, Les Editions de Physique, Les Ulis, 1993, 325-353.
- [26] Toribio, J., Ovejero, E., Hydrogen assisted cracking in progressively drawn pearlitic steel. *Corrosion Science*, 2007, **49**, 3539-3556.
- [27] Toribio, J., Kharin, V., Vergara, D., Lorenzo, M., Optimization of the simulation of stress-assisted hydrogen diffusion for studies of hydrogen embrittlement of notched bars. *Materials Science*, 2011, **46(6)**, 819-833.
- [28] Toribio, J., Ovejero, E., Microstructure orientation in a pearlitic steel subjected to progressive plastic deformation. *Journal of Materials Science Letters*, 1998, **17**, 1037-1040.

FRACTURA DE MATERIALES METÁLICOS

MEDIDA DE LA TENACIDAD DE FRACTURA DE LA ALEACIÓN Al 7017 A DIFERENTES VELOCIDADES DE DEFORMACIÓN

M.J. Pérez-Martín*, B. Erice, D.A. Cendón, F. Gálvez y V. Sánchez-Gálvez

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: mariajesus.perez@mater.upm.es

RESUMEN

En el presente trabajo se exponen los resultados obtenidos en la investigación llevada a cabo para determinar la tenacidad de fractura de la aleación de aluminio Al 7017 a diferentes velocidades de deformación. Así como la tenacidad de fractura estática es un parámetro ampliamente estudiado e incluso su determinación está normalizada, no lo es la tenacidad de fractura dinámica. Por lo tanto, el conocimiento de la variación de la tenacidad de fractura de un material con la velocidad de sollicitación es de gran importancia para determinar el comportamiento del mismo. En este estudio se han realizado ensayos de tenacidad de fractura, de probetas de Al 7017-T73 normalizadas (ASTM E399), a tres velocidades de sollicitación: en máquina servohidráulica, en torre de caída y en barra Hopkinson. Para poder llevar a cabo los ensayos dinámicos, se hace necesario el diseño del dispositivo experimental que permita llevar a cabo los mismos. Los resultados obtenidos muestran que no existe variación significativa de la tenacidad de fractura de la aleación Al 7017 con la velocidad de sollicitación.

ABSTRACT

An experimental study of the fracture toughness of an Al 7017 aluminium alloy at different strain rates is presented in this article. The fracture toughness is a widely studied parameter, being its determination fully standardised for static loading conditions. That is not the case for dynamic loading conditions. The strain rate sensitivity of the fracture toughness and its quantification is extremely important to predict the fracture behaviour of the material. An experimental campaign on Al 7017 alloy specimens has been carried out in order to obtain the fracture toughness at low, medium and high strain rates, employing a servo-hydraulic machine, a free-drop tower and a Hopkinson bar respectively. A modified experimental set-up has been designed to perform the dynamic tests. The results have shown that the strain rate sensitivity of the Al 7017 alloy fracture toughness is almost negligible.

PALABRAS CLAVE: Tenacidad de fractura, Velocidad de deformación.

1. INTRODUCCIÓN

En general, las ecuaciones constitutivas y el criterio de rotura de los materiales dependen de la velocidad de deformación. Por lo tanto, el conocimiento de la variación del comportamiento a rotura con la velocidad de deformación es crucial en aquellos materiales que pueden estar sometidos tanto a bajas como a altas velocidades de sollicitación.

La medida de la tenacidad de fractura en régimen estático está ampliamente estudiada y normalizada [1].

Sin embargo, la obtención de la tenacidad de fractura en condiciones dinámicas es bastante compleja ya que la probeta no se encuentra en equilibrio. Actualmente no existe una normativa para la determinación de la tenacidad de fractura dinámica, aunque sí alguna recomendación [1]. Varios métodos [2], [3], [4], se basan en la obtención de la historia del factor de intensidad de tensiones mediante simulaciones numéricas junto con la medida experimental del instante de rotura para determinar la tenacidad de fractura del material. En la bibliografía pueden encontrarse diversas

configuraciones de barra Hopkinson y geometrías de probetas para este fin, como probetas de flexión en tres puntos [5], probetas semicirculares de flexión [6] o probetas de impacto de Charpy [7].

En el presente trabajo se estudia la tenacidad de fractura de una aleación de aluminio de blindaje a tres velocidades de sollicitación diferentes. En condiciones estáticas se siguen las indicaciones de la norma ASTM E399 y en condiciones dinámicas se intenta seguir la misma disposición y geometría de probeta que la utilizada en estático.

2. DETERMINACIÓN DE LA TENACIDAD DE FRACTURA

Dado que la medida de la tenacidad de fractura en deformación plana, K_{IC} , está normalizada [1], se decide seguir las indicaciones de la norma ASTM E399 para definir y utilizar la misma geometría y dimensiones de probeta para los tres diferentes ensayos a realizar. El ensayo consiste en deformar una probeta fisurada en modo I (sollicitaciones normales al plano de la fisura que originan una abertura de la misma) y medir la carga crítica que inicia el crecimiento de la fisura. En este caso, se decide utilizar probetas de flexión SE (Single Edge) ya que son más fáciles de incorporar a las técnicas de alta velocidad de deformación.

Para determinar la K_{IC} del material, una vez definido el tipo de probeta, en primer lugar es necesario precisar el espesor de la misma. Las limitaciones en cuanto al espesor de la probeta y en cuanto a la longitud de la fisura, que son prácticamente iguales, vienen determinadas por las siguientes condiciones:

- Que el estado tensional sea de deformación plana.
- Que el tamaño de la zona plástica en el fondo de la fisura sea muy pequeño frente a las dimensiones de la probeta.

Para dar un ensayo por válido, se exige que el espesor, y por tanto el tamaño de la fisura, sea

$$B > 2.5 \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_{YS}} \right)^2 \quad (1)$$

donde B es el espesor de la probeta, K_{IC} es la tenacidad de fractura y σ_{YS} es el límite elástico del material al 0.2%. Esto implica conocer previamente el valor de K_{IC} , que es justamente lo que se pretende determinar. Para ello, se parte de un valor sobrestimado del espesor de la probeta y tras el primer ensayo se comprueba si el valor de K_{IC} obtenido es válido.

La geometría de la probeta seleccionada, probeta de flexión SE, puede observarse en la Figura 1. La fisura se genera por fatiga, es decir, sometiendo la probeta a una carga oscilante en una máquina universal de ensayos, según norma [1].

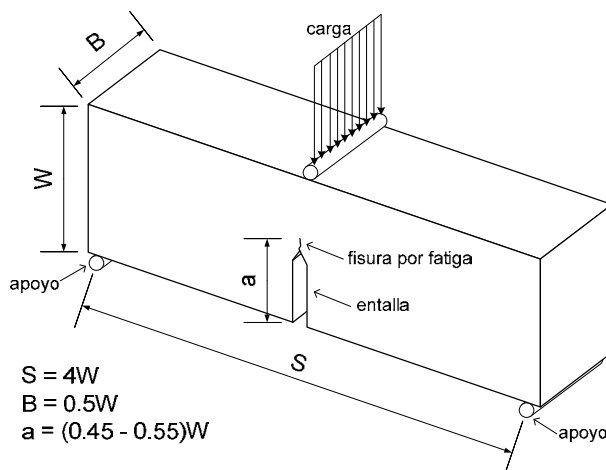


Figura 1. Probeta de flexión (SE) normalizada para medir la tenacidad de fractura.

Una vez fabricada y fisurada la probeta, ésta ya está lista para realizar el ensayo de K_{IC} . Este ensayo consiste en someter a la probeta a carga creciente hasta su rotura. El registro de la carga aplicada a la probeta frente al desplazamiento relativo de los labios de la fisura nos indica cuál es la carga P_Q que hay que utilizar para calcular el valor crítico del factor de intensidad de tensiones K_Q (ver ecuación (2)) y así el valor de K_{IC} .

Una vez ensayada la probeta, se determina la longitud de fisura a promediando el valor medido en el centro de la probeta y los dos valores medidos en los puntos medios entre el centro y las caras laterales de la probeta. La diferencia entre dos de las tres medidas no debe exceder de la media en más de un 10%. Además, la zona fisurada por fatiga debe ser superior al 2.5% de W o a 1.3 mm, lo que sea mayor.

El valor crítico del factor de intensidad de tensiones K_Q , para la geometría de probeta de flexión SE, según se especifica en la norma se determina mediante

$$K_Q = \left(\frac{P_Q S}{B W^{3/2}} \right) \cdot f \left(\frac{a}{W} \right) \quad (2)$$

siendo

$$f \left(\frac{a}{W} \right) = 3 \left(\frac{a}{W} \right)^{1/2} \frac{1.99 - \left(\frac{a}{W} \right) \left(1 - \frac{a}{W} \right) \left(2.15 - 3.93 \frac{a}{W} + 2.7 \left(\frac{a}{W} \right)^2 \right)}{2 \left(1 + 2 \frac{a}{W} \right) \left(1 - \frac{a}{W} \right)^{3/2}} \quad (3)$$

Finalmente, se introduce el valor obtenido de K_Q en la ecuación (1) y si la desigualdad se cumple, entonces se puede afirmar que la tenacidad de fractura K_{IC} es igual al valor obtenido de K_Q .

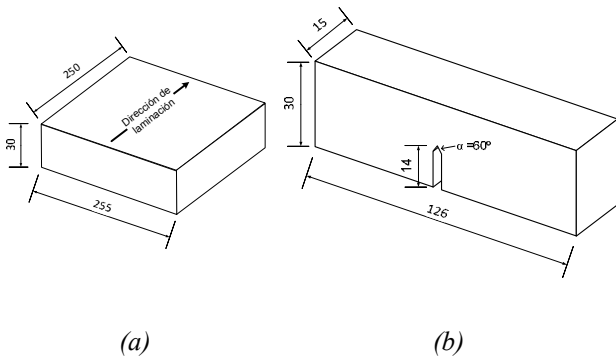


Figura 2. (a) Placas de Al 7017. (b) Geometría final de las probetas de flexión SE. Dimensiones en mm.

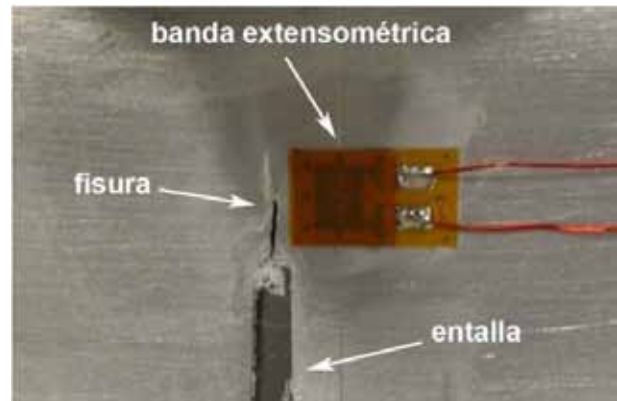


Figura 3. Probeta de flexión en la que se aprecia la propagación de la fisura por fatiga.

Tabla 1. Composición en % de la aleación Al 7017

Zn	Mg	Fe	Si	Cu	Mn	Cr	Zr
5.1	2.4	0.3	0.16	0.12	0.22	0.16	0.12

3. MATERIAL

El material de estudio es una aleación de aluminio Al 7017-T73, es decir, una aleación aluminio-zinc con un tratamiento térmico en solución y estabilizado. La composición del material se puede ver en la Tabla 1.

Se dispone de placas del material cuya geometría está indicada en la Figura 2(a) y de ellas se mecanizan probetas de flexión SE mostradas en la Figura 2(b) que, tras ser fisuradas por fatiga, son las utilizadas para realizar los ensayos de tenacidad de fractura a tres velocidades distintas de sollicitación.

Todas las probetas son medidas con precisión en un proyector de perfiles y fisuradas mediante fatiga en una máquina universal de ensayos modelo Instron 8803 con control en carga. Estos "ensayos de fatiga" se realizan en tres series de ciclos de fatiga según norma [1]. En la Figura 3 puede observarse la fisura de una de las probetas propagándose por fatiga.

Todas las probetas se instrumentan con una banda extensométrica CEA-13-062UW-350 adherida junto al extremo de la fisura con el fin de poder relacionar la deformación medida por la banda durante el ensayo con la carga a la que es sometida la probeta. Esto es especialmente importante ya que en los ensayos dinámicos no se emplea célula de carga, siendo éste un método indirecto para determinar la misma. Esta relación se obtiene, después de fisurar la probeta, aplicando una carga y una descarga en ella sin llegar a rotura ni propagar la fisura. Esta relación carga aplicada - deformación medida en la banda extensométrica es lineal y diferente para cada probeta.

4. ENSAYOS

Se llevan a cabo tres tipos de ensayo con el fin de comparar la tenacidad de fractura del material a distintas velocidades de sollicitación. Para ello se emplean una

máquina servohidráulica, una torre de caída y una barra Hopkinson, en los que la velocidad de aplicación de la carga es 0.2 mm/min, 4 m/s y 10 m/s, respectivamente.

4.1. Ensayos en máquina servohidráulica

Se realizan cuatro ensayos estáticos de medida de tenacidad de fractura, siguiendo las recomendaciones de la norma [1], en una máquina universal de ensayos modelo Instron 8803 con control de desplazamiento. La velocidad del punto de aplicación de la carga para estos ensayos es de 0.2 mm/min. Para la medida de la carga aplicada se empleó una célula de carga de 25 kN con una resolución de 0.1%.

En la Figura 4 se observa el dispositivo experimental empleado para llevar a cabo estos ensayos. Este dispositivo está formado por:

- Una célula de carga de 25 kN, la cual proporciona la medida de la carga aplicada en cada momento.
- Dos apoyos cilíndricos con rótula sobre los que se soporta la probeta colocada como indica la Figura 1.
- Un cilindro, como los anteriores, que se apoya sobre la probeta y a través del cual se aplica la carga.
- Un extensómetro Epsilon E80522 de tipo COD +/- 1mm, acoplado en los labios de la entalla.
- Una banda extensométrica Vishay CEA-13-062UW-350, previamente calibrada, adherida al material de ensayo junto al extremo de la fisura.
- Una cámara de video UEye 1490SE-C, configurada de manera que toma 1.00 imágenes por segundo con una resolución de imagen de 2448 x 2048 píxeles.

Los ensayos son filmados con el objetivo de poder tratar en un futuro las imágenes capturadas con un sistema de correlación de imágenes digital y así poder comparar la medida de videoextensometría con la medida proporcionada por el extensómetro y por la banda extensométrica.

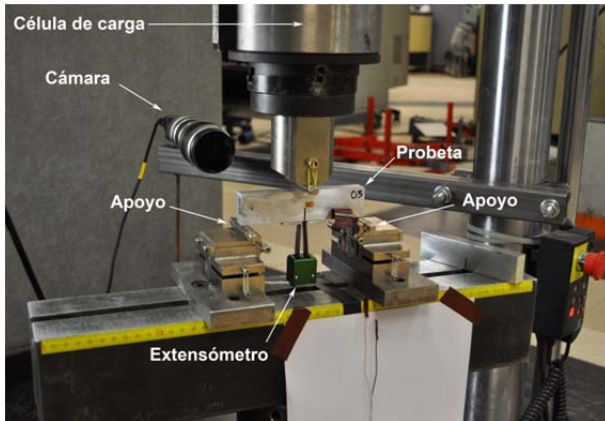


Figura 4. Dispositivo experimental de los ensayos en máquina servohidráulica.

4.2. Ensayos en torre de caída

Se realizan cuatro ensayos en torre de caída, siguiendo la misma disposición utilizada en los ensayos en máquina servohidráulica. Estos ensayos se llevan a cabo en una torre de caída modelo Dynatup 8250. El ensayo consiste en dejar caer un peso, colocado a cierta altura, sobre el material de ensayo. La velocidad del punto de aplicación de la carga para estos ensayos es de 4 m/s.

En la Figura 5 se observa el dispositivo experimental empleado para llevar a cabo estos ensayos. Este dispositivo está formado por:

- Un peso, de 6 kg colocado a 2 m de altura, en cuyo extremo inferior está acoplado el cilindro que apoya en el momento del impacto sobre la probeta y a través del cual se aplica la carga.
- Dos apoyos cilíndricos sobre los que se soporta la probeta colocada, según norma, como indica la Figura 1.
- Una banda extensométrica Vishay CEA-13-062UW-350, previamente calibrada, adherida al material de ensayo junto al extremo de la fisura.
- Una cámara de video Phantom v12 de alta velocidad configurada para grabar 180064 imágenes por segundo, tomando imágenes con una resolución de 128 x 128 píxeles cada 5.55 μ s.

En estos ensayos en torre de caída, la medida de la carga aplicada se obtiene a través de la medida de la banda extensométrica, a partir de la relación lineal que existe entre ambas medidas para cada probeta. Además, todos los ensayos son filmados con el objetivo de poder tratar en un futuro las imágenes capturadas con un sistema de correlación de imágenes digital y así poder comparar la medida de videoextensometría con la medida proporcionada por la banda extensométrica.

4.3. Ensayos en barra Hopkinson

Se realizan tres ensayos en barra Hopkinson. Para ello se lleva a cabo el diseño del dispositivo experimental que permita ensayar la misma geometría de probeta que en los dos tipos de ensayo anteriores. El ensayo consiste en el impacto a alta velocidad sobre el material a

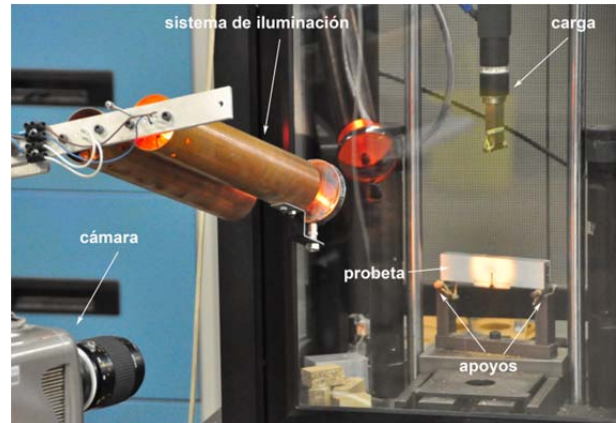


Figura 5. Dispositivo experimental de la torre de caída.

ensayar de una barra con el extremo en forma de cuña. Como se observa en la Figura 6, se decide no utilizar los cilindros de apoyo de la probeta por dos razones:

- En primer lugar, según estudios recientes [8], en ensayos a elevada velocidad de sollicitación en la fase inicial de carga existe una pérdida de contacto de la probeta con los apoyos, no influyendo estos en la rotura de la probeta.
- La alineación del dispositivo experimental es fundamental en ensayos en barra Hopkinson, por lo que la eliminación de los apoyos facilita el alineamiento del impacto.

En la Figura 7 se observa un detalle del dispositivo experimental.

La velocidad del punto de aplicación de la carga para estos ensayos es de 10 m/s.

El dispositivo experimental está formado por:

- Un proyectil acero de 510 mm de longitud impulsado a 3 bar con aire comprimido.
- Una barra de acero de 1 m de longitud, denominada barra 1, sobre la que impacta el proyectil y la cual impacta en una segunda barra.
- Una segunda barra de acero de 1 m de longitud, denominada barra 2, con uno de los extremos acabado en cuña de radio 3 mm que impacta sobre la probeta.
- Una banda extensométrica Vishat CEA-13-062UW-350, previamente calibrada, adherida al material de ensayo junto al extremo de la fisura.
- Una cámara de video Phantom v12 de alta velocidad configurada para grabar 120171 imágenes por segundo, tomando imágenes con una resolución de 208 x 128 píxeles cada 8.32 μ s.

En estos ensayos en barra Hopkinson, la medida de la carga aplicada se obtiene a través de la medida de la banda extensométrica, a partir de la relación lineal previamente calibrada. Además, todos los ensayos son filmados con el objetivo de poder tratar en un futuro las imágenes capturadas con un sistema de correlación de imágenes digital y así poder comparar la medida de videoextensometría con la medida proporcionada por la banda extensométrica.

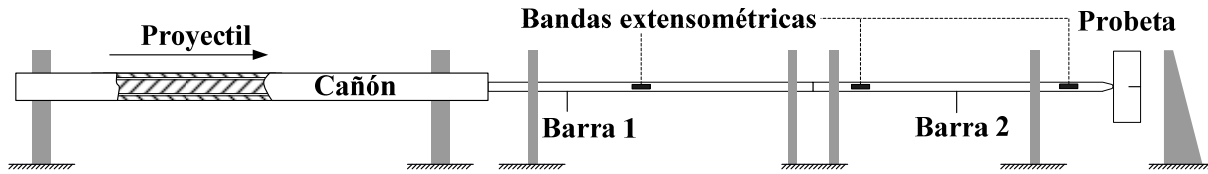


Figura 6. Esquema del dispositivo experimental de la barra Hopkinson.

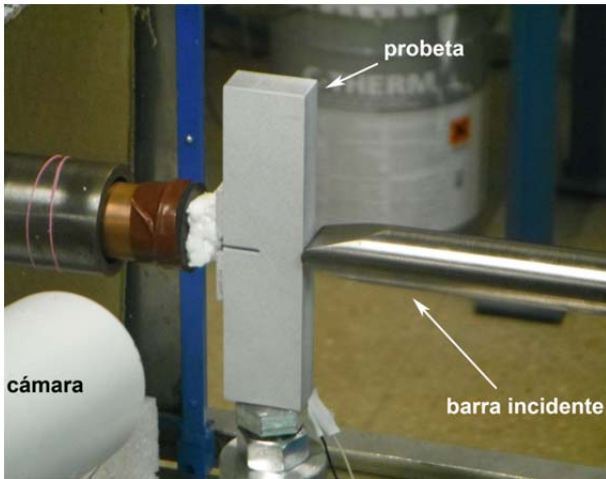


Figura 7. Detalle del dispositivo experimental de la barra Hopkinson

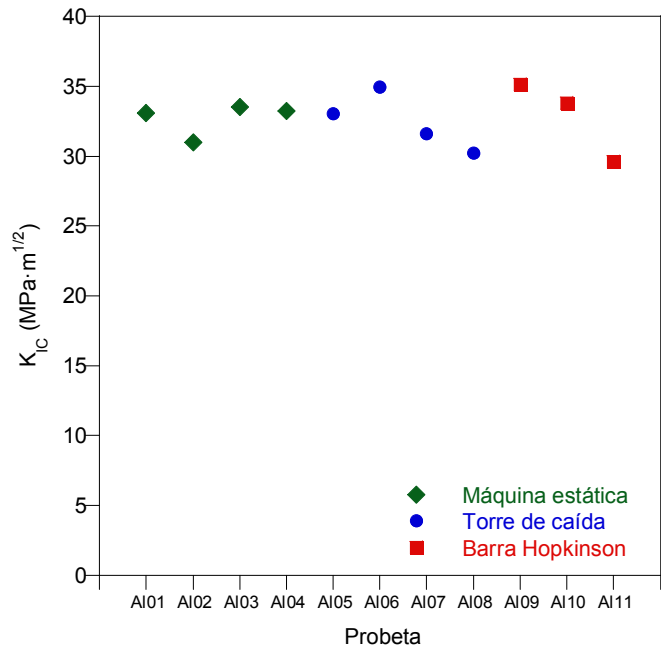


Figura 8. Resultados de tenacidad de fractura.

5. RESULTADOS

Una vez realizados todos los ensayos, se determina la longitud de fisura a de cada una de las probetas y se comprueba que todas ellas cumplen la norma (ver apartado 2). A continuación se calcula, para cada ensayo, el valor crítico del factor de intensidad de tensiones según las ecuaciones (2) y (3) y se comprueba que todos los ensayos cumplen la desigualdad (1) y finalmente se obtiene el valor de tenacidad de fractura de cada probeta.

En la Figura 8 se recogen los resultados obtenidos de tenacidad de fractura de la aleación Al 7017 para los ensayos en máquina estática, torre de caída y barra Hopkinson. Como puede observarse, los tres métodos de ensayo proporcionan la misma medida de la tenacidad de fractura. Este resultado ya se ha observado con anterioridad para aceros de alta resistencia [9]. De esta manera, se deduce que para este tipo de material, aleación de aluminio Al 7017 con tratamiento T73, el valor de tenacidad de fractura permanece constante con la velocidad de sollicitación, por lo menos para las velocidades de sollicitación estudiadas.

6. CONCLUSIONES

Se han empleado tres dispositivos de ensayo diferentes para determinar la tenacidad de fractura de una aleación de aluminio Al 7017 a tres velocidades de sollicitación diferentes.

Los tres tipos de ensayos que se han realizado son:

- Ensayos a una velocidad de sollicitación de 0.2 mm/min en máquina servohidráulica según normativa [1].
- Ensayos a una velocidad de sollicitación de 4 m/s en torre de caída. Para ello se ha modificado el dispositivo experimental de manera que reprodujera las mismas condiciones que en los ensayos en la máquina servohidráulica.
- Ensayo a una velocidad de sollicitación de 10 m/s en barra Hopkinson. Para ello se ha llevado a cabo el diseño del dispositivo experimental necesario para la realización de estos ensayos.

Se han llevado a cabo las comprobaciones oportunas para asegurar el cumplimiento de las especificaciones de la norma ASTM E399 y se ha determinado el valor de tenacidad de fractura para cada una de las probetas ensayadas.

Las conclusiones finales a las que se llega tras la investigación llevada a cabo son:

- Que los tres métodos de ensayo proporcionan el mismo valor de la tenacidad de fractura de la aleación Al 7017.
- El material ensayado no presenta variaciones de comportamiento en fractura a las velocidades de ensayo realizadas.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer la financiación del proyecto a la Secretaría de Estado de Investigación, Desarrollo e Innovación del Ministerio de Economía y Competitividad a través de la ayuda BIA2011-24445.

REFERENCIAS

- [1] ASTM E 399-06, 2007.
- [2] Rittel, D., Maigre, H., Bui, H.D. *A new method for dynamic fracture toughness testing*. Scripta Metallurgica et Materialia 26, pp. 1593-1598, 1992.
- [3] Freund LB. *Dynamic fracture mechanics*. Cambridge University Press, pp 1-162, 1990.
- [4] Weisbrod, G., Rittel, D. *A method for dynamic fracture toughness determination using short beams*. International Journal of Fracture 104, pp. 89-103, 2000.
- [5] Gálvez, F., Cendón, D., García, N., Enfedaque, A., Sánchez-Gálvez, V. *Dynamic fracture toughness of a high strength armor steel*. Engineering Failure Analysis 16, pp. 2567-2575, 2009.
- [6] Dai, F., Chen, R., Xia, K. *A semi-circular bend technique for determining dynamic fracture toughness*. Experimental Mechanics 50, pp. 783-791, 2010.
- [7] Fengchun, J., Ruitang, L., Xiaoxin, Z., Vecchio, K.S., Rohtgi, A. *Evaluation of dynamic fracture toughness K_{Ia} by Hopkinson pressure bar loaded instrumented Charpy impact test*. Engineering Fracture Mechanics 71, pp. 279-287, 2004.
- [8] Chunhuan, G., Fengchun, J., Ruitang, L., Yang, Y. *Size effect on the contact state between fracture specimen and supports in Hopkinson bar loaded fracture test*. Int. J. Fract. 169, pp. 77-84, 2011.
- [9] Gálvez, F., Cendón, D., Enfedaque, A., Sánchez-Gálvez, V. *Medida de la tenacidad de fractura dinámica de un acero de blindaje de alta resistencia*. Anales de Mecánica de la Fractura 25 Vol. 2, pp. 695-700, 2008.

ANÁLISIS DEL EFECTO ENTALLA EN LOS MICROMECHANISMOS DE FRACTURA

S. Cicero*, V. Madrazo, T. García, E. Ruiz

Dpto. Ciencia e Ingeniería del Terreno y de los Materiales, Universidad de Cantabria, Av/ Los Castros s/n, 39005, Santander, Cantabria, España.

*E-mail: ciceros@unican.es

RESUMEN

Este artículo contiene un análisis del efecto entalla en los micromecanismos de fractura. Con este fin se representan los resultados experimentales obtenidos en probetas entalladas junto con sus correspondientes perfiles de tensiones en fractura y con fractografías SEM de las superficies de fractura. Las probetas son de tres materiales distintos (un acero estructural S275JR, una aleación de aluminio de alta resistencia Al7075-T651 y un polímero PMMA) y los radios de entalla varían desde 0 mm (fisuras) hasta 2.5 mm. Los resultados muestran cómo la relajación de tensiones, debida al efecto entalla, viene acompañada de un cambio progresivo en los mecanismos de fractura, desde los básicamente frágiles en probetas fisuradas (para los tres materiales analizados) hasta los procesos no lineales en las probetas con radios más grandes, lo que explica que el efecto entalla produzca un incremento tanto de la capacidad resistente como de la tenacidad aparente a fractura. Mediante el SEM también se puede justificar la existencia de un radio crítico por debajo del cual el efecto entalla es despreciable.

ABSTRACT

This paper presents an analysis of the notch effect in fracture micromechanisms. To this end, experimental results obtained in notched specimens are presented, together with the corresponding stress field at fracture and the SEM fractographies. The specimens comprise three materials (structural steel S275JR, high-strength aluminium alloy Al7075-T651 and Polymethyl methacrylate-PMMA) and notch radii varying from 0 mm (cracks) up to 2.5 mm. The results show how the stress relaxation caused by the notch effect is accompanied by a progressive change in the fracture mechanisms, from basically brittle ones in cracked conditions (for the three materials analysed) to non-linear mechanisms observed for high notch radii, which explain the increase caused by the notch effect in both the load bearing capacity and the apparent fracture toughness. Also the concept of critical radius, that one below which the notch effect is negligible, is justified by SEM observations.

PALABRAS CLAVE: efecto entalla, micromecanismos, fractura.

1. INTRODUCCIÓN

Tal y cómo se discute y explica en [1] hay situaciones en las que los defectos responsables del fallo estructural no son necesariamente afilados. A su vez, los componentes entallados un campo tensional menos exigente que el de los componentes fisurados (para una misma carga, la concentración de tensiones es menor (ej., [1-7])). Esto, por lo general, está directamente relacionado con la capacidad resistente del componente y hace necesario el desarrollo de metodologías apropiadas para el análisis de entallas que reduzcan el conservadurismo en la evaluación de defectos en componentes estructurales (ej., tuberías).

En los últimos años se han publicado numerosas investigaciones dedicadas a proponer una teoría capaz de predecir el comportamiento en fractura de componentes entallados, dando lugar a dos criterios de fallo principales [2-4]: el criterio global y el criterio local. Dentro del criterio local destaca la Teoría de las Distancias Críticas (TDC) [4] y sus aproximaciones del Método del Punto (PM) y del Método de la Línea.

En trabajos recientes (e.g., [5-7]), se ha validado exhaustivamente la TDC. Este artículo presenta un resumen de esas investigaciones y proporciona una visión general de la evolución de los micromecanismos de fractura en materiales muy diferentes, mostrando que, en todos los casos, el incremento de la capacidad resistente y de la tenacidad aparente está causado por los cambios en los mecanismos de fractura.

2. ANÁLISIS DE ENTALLAS

Como se ha comentado, hay dos criterios de fallo fundamentales en la teoría de entallas: el criterio de fractura global y el criterio de fractura local [2,3]. El criterio global establece que el fallo se produce cuando el factor de intensidad de tensiones de entalla (K_p) alcanza un valor crítico, K_p^c :

$$K_p = K_p^c \quad (1)$$

Esta aproximación es totalmente análoga a la que se usa en fisuras, pero su aplicación está muy limitada puesto que no existen soluciones analíticas para K_p (como las hay para K_I) ni procedimientos estandarizados para determinar K_p^c .

Con respecto a los criterios locales, se basan en el campo de tensiones en el fondo de entalla, siendo los más destacados el PM, el LM y la Mecánica de la Fractura Finita (MFF) [4] que, básicamente, son distintas expresiones de la TDC. Esta última introduce un parámetro de longitud característico del material (la distancia crítica, L) para realizar las evaluaciones de fractura [4]:

$$L = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_c}{\sigma_0} \right)^2 \quad (2)$$

K_C es la tenacidad a fractura del material y σ_0 es un parámetro resistente característico del material (tensión inherente) que debe ser calibrado. Sólo en materiales elástico-lineales, tanto en la macro como en la micro escala (por ejemplo, los materiales cerámicos), la resistencia inherente es igual a la tensión de rotura (σ_u) [4]. El análisis de entallas siguiendo estas metodologías es relativamente sencillo. Por ejemplo, el PM establece que el fallo se produce cuando la tensión es igual a σ_0 a una determinada distancia del frente de la entalla, $L/2$:

$$\sigma \left(\frac{L}{2} \right) = \sigma_0 \quad (3)$$

El LM, sin embargo asume que el fallo se produce cuando la tensión media a lo largo de una longitud igual a $2L$ (que comienza en el frente de la entalla) es igual a σ_0 :

$$\frac{1}{2L} \int_0^{2L} \sigma(r) dr = \sigma_0 \quad (4)$$

Las bases de la MFF, un poco más complicadas y basadas en la teoría de Griffith [4], pueden encontrarse en [4,9].

Cuando se ensayan probetas de fractura (ej., CT, SENB) entalladas y se aplican las ecuaciones de las normas (ej., [10]) para la definición de la tenacidad a fractura del material, se obtiene un valor de resistencia a fractura mayor que en el caso de probetas fisuradas, dado que la capacidad resistente del material entallado es mayor a la del material fisurado. Esta resistencia a fractura del material entallado se conoce como tenacidad aparente a fractura, K_{IN} .

Las diferentes metodologías de la TDC se pueden aplicar para el análisis de la capacidad resistente de componentes. Además estas metodologías pueden

generar predicciones de la tenacidad aparente (K_{IN}) que presentan los componentes entallados [4]. Si se utiliza el PM es necesario considerar la distribución de tensiones en el fondo de entalla propuesto por Creager and Paris [11], que es la existente en el fondo de fisura pero desplazada una distancia igual a la mitad del radio de entalla:

$$\sigma(r) = \frac{K_I}{\sqrt{\pi}} \frac{2(r + \rho)}{(2r + \rho)^{3/2}} \quad (5)$$

Considerando esta distribución tensional, las condiciones de rotura del PM (ecuación (3)) y la definición de la distancia crítica L (ecuación (2)), y estableciendo que el fallo se produce cuando K_I es igual a K_{IN} , se obtiene fácilmente la siguiente ecuación [4]:

$$K_{IN} = K_{IC} \frac{\left(1 + \frac{\rho}{L}\right)^{3/2}}{\left(1 + \frac{2\rho}{L}\right)} \quad (6)$$

Análogamente, la aplicación del LM proporciona la ecuación (7):

$$K_{IN} = K_{IC} \sqrt{1 + \frac{\rho}{4L}} \quad (7)$$

Se pueden encontrar más detalles acerca de la TDC, sus distintas propuestas para el análisis del efecto entalla y la comparación entre sus correspondientes predicciones en la literatura especializada (ej., [4,9]).

3. PROGRAMA EXPERIMENTAL

Para analizar el efecto entalla en la capacidad resistente (o en la tenacidad aparente) y en los mecanismos de fractura se han llevado a cabo varios programas experimentales. Los detalles se pueden encontrar en [5-7]:

- PMMA: 32 probetas SENB entalladas con 8 radios distintos que varían desde los 0 mm (fisura) hasta los 2.5 mm.
- Al7075-T651: 48 probetas CT entalladas con 6 radios distintos que varían desde los 0 mm (fisura) hasta los 2.0 mm y con orientaciones LT y TL (24 probetas de cada orientación). Por simplicidad en este artículo sólo se han recogido los resultados de las probetas LT (las probetas TL proporcionaron observaciones y resultados similares).
- Además, actualmente se está llevando a cabo otro programa experimental cuyo propósito es analizar el efecto entalla en la zona de transición dúctil-frágil. Consta de probetas CT de acero estructural,

SR275JR, y se adelantan algunos resultados preliminares.

4. RESULTADOS

El primer paso es calibrar la distancia crítica (para cada material) combinando los resultados experimentales con simulaciones por Elementos Finitos (EF). En la Figura 1 se muestra un ejemplo del modelo del EF, y las figuras 2 y 3 muestran los perfiles de tensiones utilizados para la calibración de L. En ambos casos, las diferentes curvas se corresponden con los diferentes radios de entalla ensayados. Las curvas tensión-distancia no se cruzan en un único punto, por lo que la aplicabilidad del PM podría verse comprometida. En [5,7] se justifica esta observación en el hecho de que se pasa de condiciones de deformación plana a condiciones de tensión plana a medida que el radio de entalla aumenta [4]. Por lo tanto, en este caso, sólo hay que tener en cuenta las curvas correspondientes a condiciones de deformación plana. Así resulta que en el PMMA el valor de L es 0.105 mm, en el Al7075-T651 en la orientación LT es 0.015 mm y para el Al7075-T651 en la orientación LM es 0.0215 mm ([5-7]).

La comparación entre las predicciones de la tenacidad aparente y los resultados experimentales se muestran en las figuras 4 y 5. En las mismas puede observarse un claro efecto entalla, convenientemente estimado por la TDC. Este efecto entalla se analiza junto con las observaciones SEM recogidas en las figuras de la 6 a la 9, realizadas para determinar si este efecto se acompaña de cambios en los mecanismos de fractura.

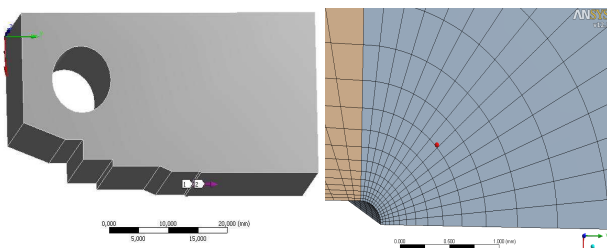


Figura 1. Ejemplo del modelo de EF. Probeta CT entallada de Al7075-T651.

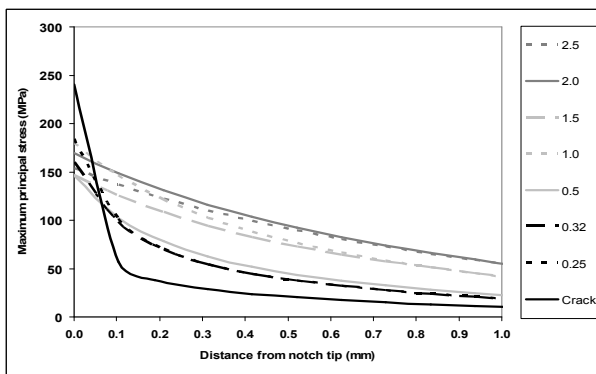


Figura 2. Curvas tensión distancia del PMMA.

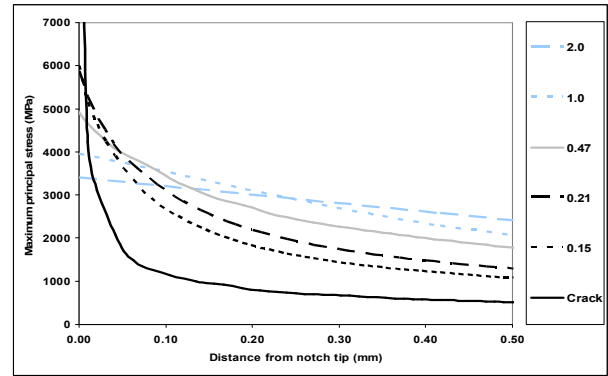


Figura 3. Curvas tensión distancia del Al7075-T651 (orientación LT).

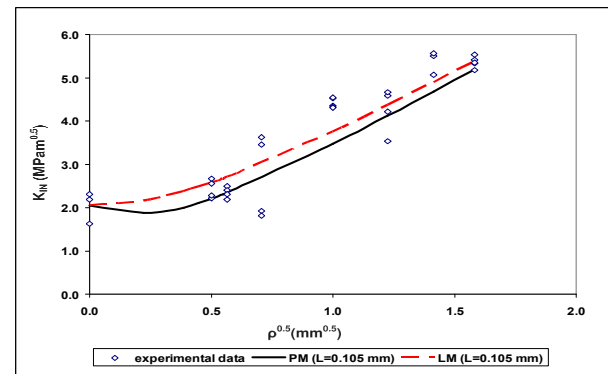


Figura 4. Predicciones de la TDC (PM y LM) de K_{IN} para el PMMA.

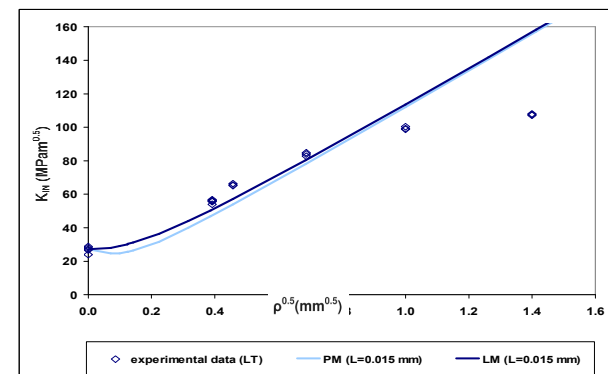


Figura 5. Predicciones de la TDC (PM y LM) de K_{IN} para el Al7075-T651 (LT).

En cuanto al PMMA, estas son las principales reflexiones obtenidas de las figuras 4, 6 y 7 [5]:

- Los defectos se comportan como fisuras mientras no se alcance un radio crítico, con micromecanismos de fractura son básicamente frágiles.
- El pequeño efecto entalla observado en las probetas con radios 0.25 y 0.32 mm se justifica por el hecho de que los mecanismos de fractura son básicamente iguales que los observados en las probetas fisuradas.
- Los diferentes comportamientos (y la elevada dispersión) observados en las probetas de radio 0.5 mm están físicamente justificados por el

desarrollo de mecanismos de fractura totalmente diferentes (ver Figuras 6c y 7a).

- Las fractografías obtenidas de las probetas con entallas afiladas son claramente distintas a las de las probetas con entallas romas.

De forma análoga, con respecto al Al7075-T651, las principales observaciones obtenidas de las Figuras 4 y 6 son las siguientes [7]:

- La Figura 8a de una probeta fisurada presenta una transición desde la superficie prefisurada a la superficie de fractura, se ve además cómo los rasgos de fractura frágil tienen una cierta orientación (en la misma dirección que la propagación de fisura). La fractura parece ser transgranular con algunos huecos microscópicos.
- No hay indicios de la existencia de un radio crítico por debajo del cual el efecto entalla sea despreciable.
- La no observación de un radio crítico está justificada por el hecho de que los mecanismos de fractura no lineales aparecen para radio de entalla muy pequeños, como se ve en la Figura 8b.

Existen áreas de iniciación planas entre el frente de fisura inicial y las superficies de fractura frágil. Además la orientación de los rasgos de fractura frágil en la dirección de propagación de fisura es más evidente que la observada en las probetas fisuradas. La fractura es transgranular y se pueden distinguir algunos microhuecos.

- En la Figura 9, puede observarse cómo las áreas de iniciación planas están distribuidas a lo largo del frente inicial de fisura. Estas áreas planas aumentan su tamaño con el radio de entalla y están probablemente causadas por la reducción de la triaxialidad en el fondo del defecto, lo que permite que en esta zona se desarrollen procesos no lineales.
- Todas estas observaciones revelan cómo a mayor radio de entalla, mayor es el tamaño de las áreas de iniciación y más dúctil es la fractura.
- Finalmente, hay una diferencia importante entre los resultados experimentales y las predicciones para los radios de entalla mayores. Se puede encontrar una explicación completa, basada en el número de Neuber (ρ/L), en [7].

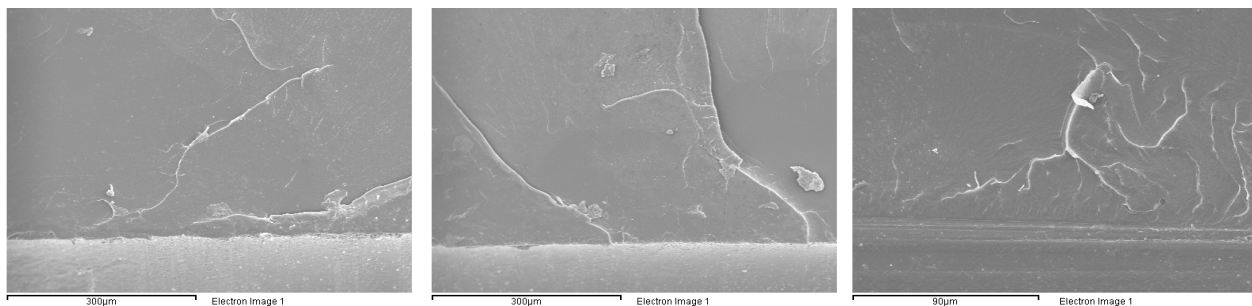


Figura 6. Mecanismos de fractura frágiles observados en el PMMA: a) $\rho=0$ mm; b) $\rho=0.32$ mm; c) $\rho=0.5$ mm

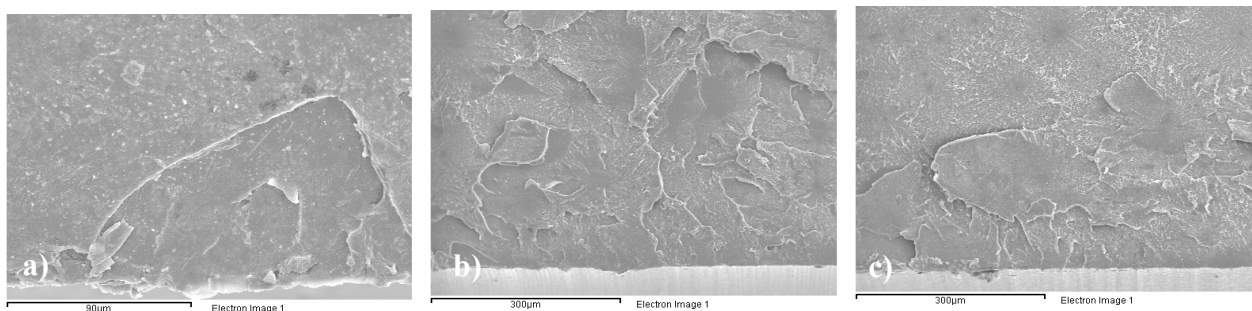


Figura 7. Micromecanismos no lineales observados en el PMMA: a) $\rho=0.5$ mm; b) $\rho=1.0$ mm; c) $\rho=1.5$ mm

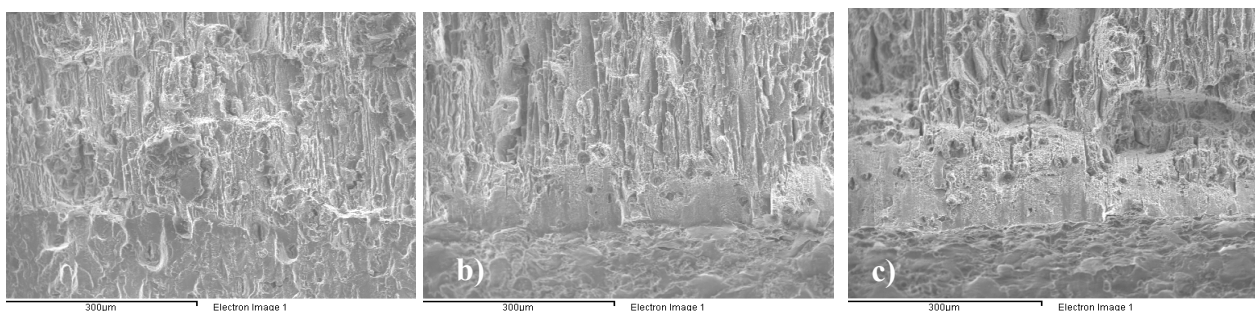


Figura 8. Micromecanismos de fractura observados en Al7075 (LT): a) $\rho=0$ mm; b) $\rho=0.15$ mm; c) $\rho=0.21$ mm

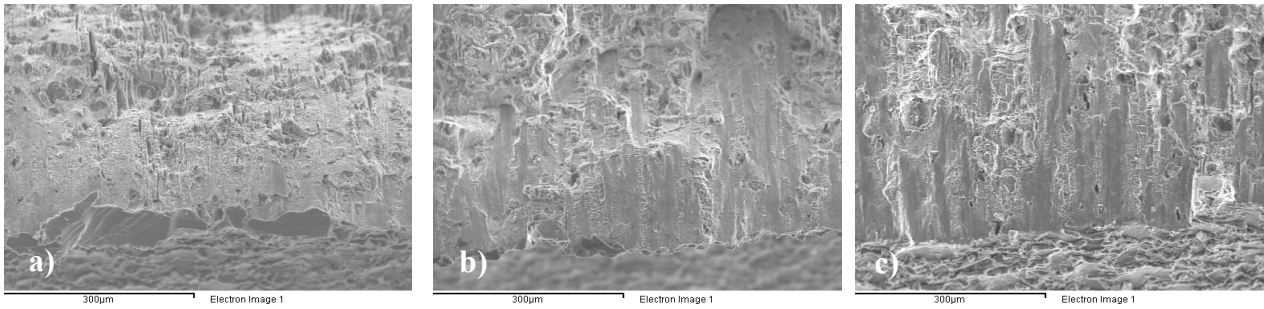


Figura 9. Micromecanismos de fractura observados en Al7075 (LT): a) $\rho=0.47$ mm; b) $\rho=1.0$ mm; c) $\rho=2.0$ mm

A estas observaciones (las del PMMA y las del Al7075-T651) hay que añadir fractografías SEM adicionales de probetas CT de S275JR (25 mm de espesor) con radios de entalla entre 0 mm y 2.0 mm, ensayadas a -50°C , dentro de la zona de transición dúctil-frágil del material. Las Figuras de la 10 a la 12 muestran los correspondientes resultados donde, de forma análoga al PMMA y al Al7075-T651, hay una evolución clara en los mecanismos de fractura desde el clivaje hasta mecanismos más dúctiles asociados a la formación, crecimiento y coalescencia de microhuecos.

Puede verse, igualmente, como los mecanismos dúctiles no aparecen en las condiciones fisuradas aquí analizadas mientras que sí aparecen en entallas con radio 0.25 mm, con un incremento de la superficie de fractura dúctil a medida que el radio de entalla aumenta.

Los resultados que aquí se muestran son consistentes con otros que pueden verse en [13-15].

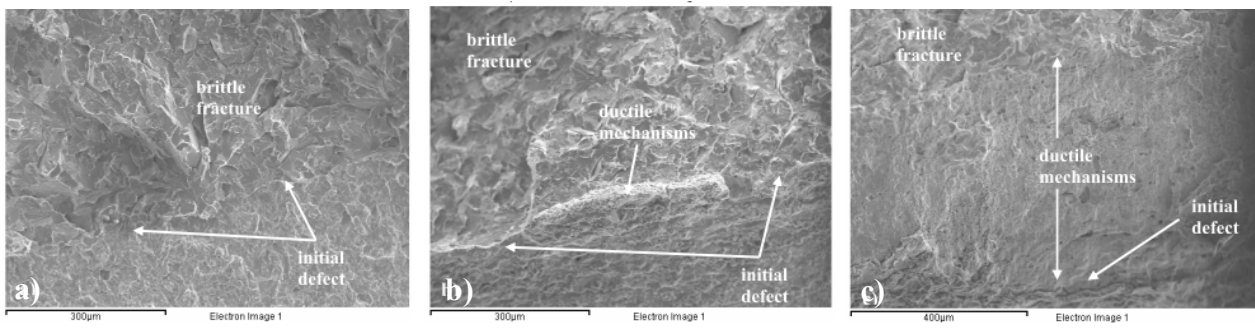


Figura 10. Micromecanismos de fractura observados en el acero S275JR: a) $\rho=0$ mm; b) $\rho=0.25$ mm; c) $\rho=2.0$ mm

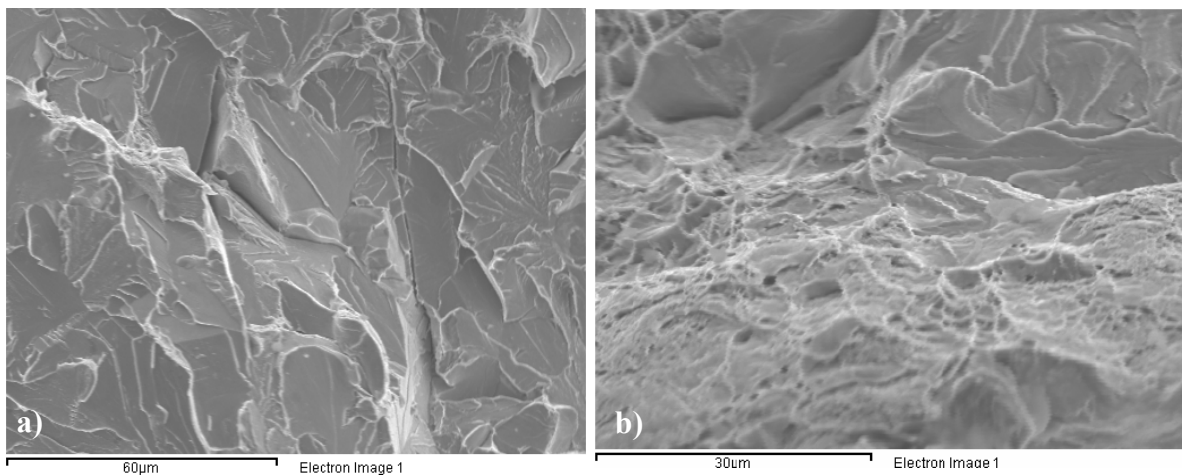


Figura 11. a) Fractura frágil (clivajes) observada en el acero S275JR: $\rho=0$ mm; b) combinación de micromecanismos frágiles (parte superior) y dúctiles (parte inferior, fondo de entalla) observados en el fondo de entalla: $\rho=0.25$ mm

5. CONCLUSIONES

Este artículo presenta a la TDC como una herramienta científica e ingenieril para el análisis del efecto entalla, proporcionando predicciones aceptables para este efecto (en este caso, de la tenacidad aparente a fractura).

Igualmente, se ha demostrado que el efecto entalla y sus correspondientes en la tenacidad aparente es causado por un cambio progresivo en los micromecanismos de fractura. Aquí, en los tres materiales analizados, los mecanismos cambian de frágiles o cuasifrágiles a procesos claramente no lineales (dúctiles).

Las observaciones fractográficas justifican igualmente situaciones en las que existe un radio crítico de entalla o comportamientos resistentes claramente diferenciados para un determinado radio de entalla.

AGRADECIMIENTOS

Los autores de este trabajo desean agradecer al Ministerio de Ciencia e Innovación del Gobierno de España la financiación del proyecto MAT2010-15721, (subprograma MAT): “Análisis de Integridad Estructural en Defectos Tipo Entalla”, de cuyos resultados se deriva este artículo.

REFERENCIAS

- [1] Cicero, S., Madrazo, V., Carrascal, I.A., and Cicero, R., 2011, *Structural Integrity Assessment of Notched Components*, ASME 2011 Pressure Vessels and Piping Conference, Baltimore, Estados Unidos, 2011.
- [2] Pluvinage, G., *Fatigue and Fracture Emanating from Notch; the Use of the Notch Stress Intensity Factor*. *Nuclear Engineering and Design*, 185, pp. 173-184, 1998.
- [3] Bao, Y., and Jin, Z., *Size Effects and Mean Strength Criterion for Ceramics*. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 16, pp. 829-835, 1993.
- [4] Taylor, D., *The Theory of Critical Distances: a New Perspective in Fracture Mechanics*, Elsevier, Oxford, UK, 2007.
- [5] Cicero, S., Madrazo, V., and Carrascal, I.A., *Analysis of Notch Effect in PMMA by Using the Theory of Critical Distances*. *Engineering Fracture Mechanics*, 86, pp. 56-72, 2012.
- [6] Cicero, S., Madrazo, V., Carrascal, I.A., and Cicero, R., *Assessment of Notched Structural*

Components Using Failure Assessment Diagrams and the Theory of Critical Distances. *Engineering Fracture Mechanics*, 78, pp. 2809-2825, 2011.

- [7] Madrazo, V., Cicero, S., and Carrascal, I.A., *On the point method and the line method notch effect predictions in Al7075-T651*. *Engineering Fracture Mechanics*, 79, pp. 363-379, 2012.
- [8] Griffith, A.A., *The Phenomena of Rupture and Flow in Solids*. *Philosophical Transactions of the Royal Society of London*, A 221, pp. 163-198, 1920.
- [9] Taylor, D., Cornetti, P., and Pugno, N., *The fracture mechanics of finite crack extension*. *Engineering Fracture Mechanics*, 72, pp. 1021-1038, 2005.
- [10] *ASTM E 1820-11*, Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, Estados Unidos, 2011.
- [11] Creager, M., and Paris, C., *Elastic Field Equations for Blunt Cracks with Reference to Stress Corrosion Cracking*. *International Journal of Fracture*, 3, pp. 247-252, 1967.
- [13] Cicero, S., Gutiérrez-Solana, F., and Álvarez, J.A., *Structural Integrity Assessment of Components Subjected to Low Constraint Conditions*. *Engineering Fracture Mechanics*, 75, pp. 3038-2059, 2008.
- [14] Cicero, S., Gutiérrez-Solana, F., and Horn, A.J., *Experimental Analysis of Differences in Mechanical Behaviour of Cracked and Notched Specimens in a Ferritic-Pearlitic Steel: Considerations about the Notch Effect on Structural Integrity*. *Engineering Failure Analysis*, 16, pp. 2450-2466, 2009.
- [15] Horn, A.J., and Sherry, A.H., *Predictions of cleavage fracture from non-sharp defects using the Weibull stress based toughness scaling model*. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 87, pp. 670-680, 2010.

ANÁLISIS DEL EFECTO ENTALLA EN LA CURVA DE TRANSICIÓN DÚCTIL-FRÁGIL DEL ACERO S355J2

S. Cicero*, T. García, V. Madrazo, I. Carrascal, J. Cuervo

Dpto. Ciencia e Ingeniería del Terreno y de los Materiales, Universidad de Cantabria, Av/ Los Castros s/n, 39005, Santander, Cantabria, España.

*E-mail: ciceros@unican.es

RESUMEN

Este artículo presenta un análisis del efecto entalla en la zona de transición dúctil-frágil del acero S355J2, de microestructura ferrítico-perlítica. Con este fin se determina en primer lugar la temperatura de referencia del material (T_0), que resulta ser -133°C , y posteriormente se realizan ensayos de fractura sobre probetas CT a tres temperaturas diferentes dentro del rango de aplicación de la Curva Maestra del material ($T_0 \pm 50^\circ\text{C}$). Concretamente, los ensayos se realizan a -100°C , -120°C y -150°C , y sobre probetas con seis radios de entalla diferentes que van desde los 0 mm (fisuras) hasta los 2 mm, dando lugar a un total de 84 ensayos. Los resultados muestran un claro efecto entalla en la curva de transición, con un aumento de la resistencia a fractura con el radio de entalla que produce un desplazamiento de la curva de transición dúctil-frágil hacia temperaturas menores, y un aumento de la tenacidad a fractura en el *Lower Shelf* del material. Finalmente se muestran los resultados de un modelo de curva de transición dúctil frágil en material entallado basada en la aplicación de la Curva Maestra junto con las predicciones de efecto entalla proporcionadas por la Teoría de las Distancias Críticas.

ABSTRACT

This paper presents an analysis of the notch effect in the ductile-to-brittle transition zone of ferritic-pearlitic steel S355J2. To this end, the material reference temperature (T_0) is firstly obtained, obtaining a value of -133°C . Secondly, CT fracture specimens are tested at three different temperatures within the validity range of the material Master Curve ($T_0 \pm 50^\circ\text{C}$). More precisely, the tests are performed at a -100°C , -120°C and -150°C , on CT notched specimens containing six different notch radii, from 0 mm (crack-type defect) up to 2.0 mm, providing a total number of 72 tests. The results show a clear notch effect on the ductile-to-brittle transition zone: the larger the notch radius the larger the fracture resistance, with a shift of the ductile-to-brittle transition curve towards lower temperatures and an increase of the fracture toughness in the material Lower Shelf. Finally, it is presented a model for the material ductile-to-brittle transition curve in notched conditions, which is based on the well-known material Master Curve and the notch effect predictions provided by the Theory of Critical Distances..

PALABRAS CLAVE: efecto entalla, micromecanismos, fractura.

1. INTRODUCCIÓN

1.1. Efecto entalla

Los componentes con entallas desarrollan una mayor capacidad resistente que la que desarrollan 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]:

$$\sigma^c \sqrt{a} = \text{cte}_1 \quad (1)$$

Sin embargo, las entallas someten a los componentes estructurales a situaciones menos críticas, de tal manera que la ecuación (1) pasa a ser:

$$\sigma^c a^\alpha = \text{cte}_2 \quad (2)$$

en donde α es una constante. La particular naturaleza de las entallas hace pues necesario el desarrollo de metodologías específicas para su análisis a fractura.

1.2. La Teoría de las Distancias Críticas (TDC)

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) [2,3]. Los orígenes de la TCD se localizan a mediados del siglo XX con los trabajos de Neuber [4] y Peterson [5], pero ha sido en la última década cuando se ha analizado sistemáticamente esta teoría, estableciendo su aplicabilidad a diferentes tipos de materiales (ej., metales, cerámicos, polímeros y compuestos), procesos (principalmente fractura y fatiga) y condiciones (ej., 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:

$$L = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_0} \right)^2 \quad (3)$$

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 .

Entra las metodologías incluidas en la TCD, el Método del Punto (PM) y el método de la línea (LM) destacan por su sencillez de aplicación [2]:

- El Método del Punto (PM, *Point Method*): es la aproximación más sencilla, y 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, igual a $L/2$. Así resulta que el criterio de fallo es:

$$\sigma \left(\frac{L}{2} \right) = \sigma_0 \quad (4)$$

- 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, $2L$, alcanza el valor de la tensión inherente, σ_0 . Por lo tanto, la expresión del LM es:

$$\frac{1}{2L} \int_0^{2L} \sigma(r) dr = \sigma_0 \quad (5)$$

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.

Las diferentes metodologías de la TDC se pueden aplicar para generar predicciones de la tenacidad aparente (K_{IN}) que presentan los componentes entallados [2]. Si se utiliza el PM es necesario considerar la distribución de tensiones en el fondo de entalla propuesto por Creager and Paris [6], que es la existente en el fondo de fisura pero desplazada una distancia igual a la mitad del radio de entalla:

$$\sigma(r) = \frac{K_I}{\sqrt{\pi}} \frac{2(r + \rho)}{(2r + \rho)^{3/2}} \quad (6)$$

Considerando esta distribución tensional, las condiciones de rotura del PM (ecuación (4)) y la

definición de la distancia crítica L (ecuación (3)), y estableciendo que el fallo se produce cuando K_I es igual a K_{IN} , se obtiene fácilmente la siguiente ecuación [2]:

$$K_{IN} = K_{IC} \frac{\left(1 + \frac{\rho}{L} \right)^{3/2}}{\left(1 + \frac{2\rho}{L} \right)} \quad (7)$$

Análogamente, la aplicación del LM proporciona la ecuación (8):

$$K_{IN} = K_{IC} \sqrt{1 + \frac{\rho}{4L}} \quad (8)$$

Se pueden encontrar más detalles acerca de la TDC, sus distintas propuestas para el análisis del efecto entalla y la comparación entre sus correspondientes predicciones en la literatura especializada (ej., [2]).

1.3. La Curva Maestra

La Curva Maestra o Curva Patrón (*Master Curve*) [7-9] constituye una herramienta de caracterización a fractura en la Zona de Transición Dúctil-Frágil (ZTDF) de una amplia variedad de aceros, fundamentalmente de aquellos de naturaleza ferrítica. Se fundamenta en cuestiones de tipo estadístico, relacionadas con la distribución de partículas promotoras de procesos de clivaje en el entorno del frente de fisura, y en un amplísimo número de resultados experimentales. En todo caso, el comportamiento en fractura de un determinado acero en su ZTDF queda completamente caracterizado una vez conocida la Temperatura de Referencia (T_0) del mismo, que es aquella temperatura a la cual la mediana de la distribución de tenacidades a fractura (en forma de K_{IC}) resulta ser igual a 100 MPam^{1/2} en probetas de 25 mm de espesor. Conocida T_0 , es posible determinar la Curva Maestra para distintos valores de probabilidad de fallo. Así, en probetas de 25 mm de espesor, las curvas asociadas a probabilidades de fallo del 95, 50 y 5% son, respectivamente, las recogidas en las ecuaciones (9), (10) y (11) (ver Figura 1):

$$K_{Jc0.95} = 34.5 + 101.3 \cdot e^{0.019(T-T_0)} \quad (9)$$

$$K_{Jc0.50} = 30 + 70 \cdot e^{0.019(T-T_0)} \quad (10)$$

$$K_{Jc0.05} = 25.2 + 36.6 \cdot e^{0.019(T-T_0)} \quad (11)$$

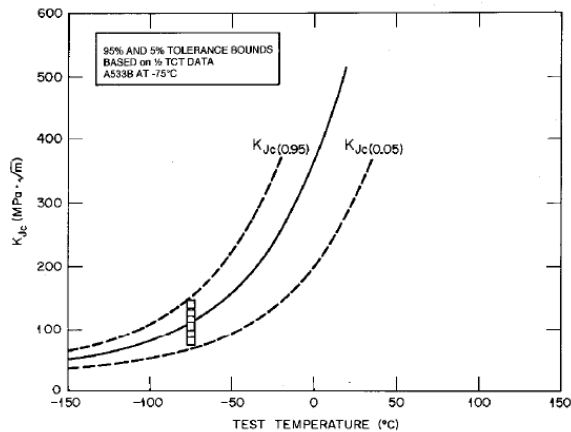


Figura 1. Representación de la Curva Maestra para distintos valores de probabilidad de fallo (tomada de [6]).

2. MODELO PARA LA PREDICCIÓN DE LA RESISTENCIA A FRACTURA EN LA ZTDF EN CONDICIONES ENTALLADAS

En este trabajo se propone combinar la Curva Maestra del material, como herramienta de caracterización a fractura del material en la ZTDF, con las correcciones por efecto entalla proporcionadas por la TDC. A este último respecto, y por simplicidad, se considerará la corrección proporcionada por el LM en la expresión de la tenacidad aparente a fractura (ecuación (8)), extendiendo su aplicación a situaciones elastoplásticas en las cuales la tenacidad a fractura del material viene determinada por el parámetro \$K_{Jc}\$ [7,10]. Así, las ecuaciones (9) a (11) quedan corregidas por efecto entalla (Curva Maestra de Entalla, CME) de la siguiente manera:

$$K_{JN 0.95} = (34.5 + 101.3e^{0.019(T-T_0)}) \sqrt{1 + \frac{\rho}{4L}} \quad (12)$$

$$K_{JN 0.50} = (30 + 70e^{0.019(T-T_0)}) \sqrt{1 + \frac{\rho}{4L}} \quad (13)$$

$$K_{JN 0.05} = (25.2 + 36.6e^{0.019(T-T_0)}) \sqrt{1 + \frac{\rho}{4L}} \quad (14)$$

3. PROGRAMA EXPERIMENTAL

Para la validación del modelo propuesto con anterioridad, se ha planteado un programa experimental que comprende el ensayo a fractura de 84 probetas CT de 25 mm de espesor, cuya geometría sigue las indicaciones de [8]. El programa comenzó con 36 ensayos a -100°C, seis con cada uno de los radios de entalla analizados: 0 mm (fisura), 0.15 mm, 0.25 mm, 0.50 mm, 1.0 mm y 2.0 mm. Con los ensayos realizados en las probetas fisuradas se realizó una

primera estimación de \$T_0\$, que resultó ser -130 °C. A continuación, se ensayaron 24 probetas a -120°C (4 por radio de entalla) y 24 probetas a -150°C (igualmente, 4 por entalla). Con todas las probetas fisuradas (6 a -100°C y 4 a -120 y -150°C) se recalculó \$T_0\$ según el método multitemperatura [8], resultando -133°C.

Para la aplicación de las ecuaciones (12) a (14) queda por determinar el valor de L. Para ello se representó, a cada temperatura, la evolución de la resistencia a fractura en función de la raíz cuadrada del radio de entalla, realizándose la calibración de L al aplicar la ecuación (8) y determinando el valor de la distancia crítica que proporcionaba el mejor ajuste experimental. Las figuras 2 a 5 muestran los resultados experimentales de resistencia a fractura junto con el correspondiente ajuste.

En primer lugar (Figura 2) se observa un claro efecto entalla, de tal manera que cuando aumenta el radio de entalla lo hace también la resistencia a fractura. De igual manera, el efecto de la temperatura es evidente: a medida que la temperatura aumenta dentro de la ZTDF del material, crece igualmente la resistencia a fractura del material.

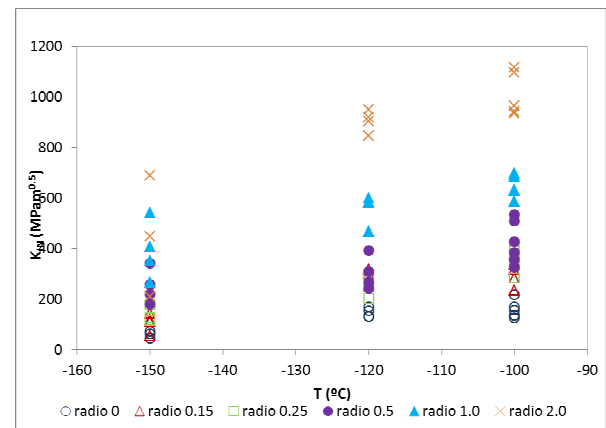


Figura 2. Resultados experimentales de tenacidad aparente para distintos radios de entalla y a diferentes temperaturas dentro de la ZTDF.

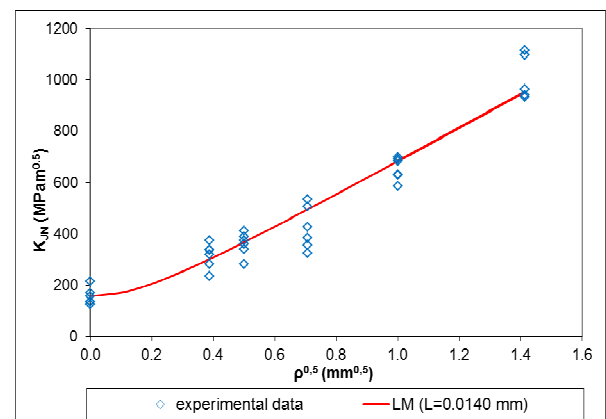


Figura 3. Ajuste experimental según el LM de los resultados de tenacidad aparente (\$L=0.0140\$ mm).
\$T = -100^\circ\text{C}\$.

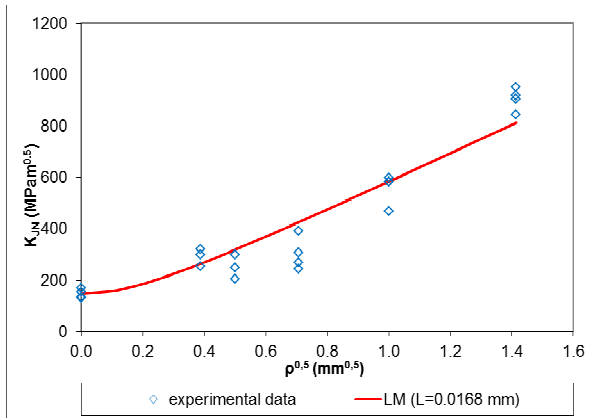


Figura 4. Ajuste experimental según el LM de los resultados de tenacidad aparente ($L=0.0168$ mm). $T = -120^{\circ}\text{C}$.

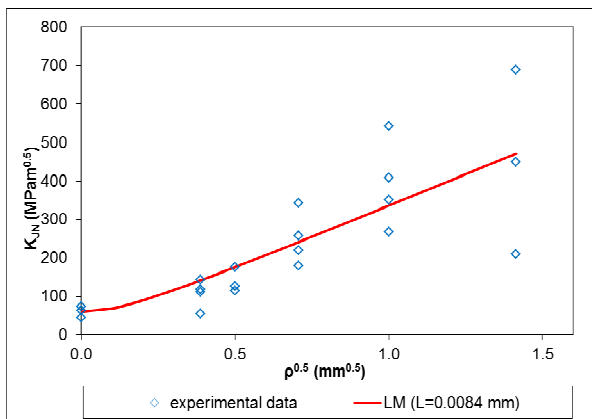


Figura 5. Ajuste experimental según el LM de los resultados de tenacidad aparente ($L=0.0084$ mm). $T = -150^{\circ}\text{C}$.

Los valores de L a distintas temperaturas son aparentemente dispares, pero sin embargo todos ellos tienen el mismo orden de magnitud (en torno a las 10 micras). Además, el hecho de que el valor de L aparece dentro de una raíz cuadrada en las ecuaciones (12) a (14), hace que las diferencias en las predicciones que puedan darse al utilizar uno u otro valor se vean claramente atenuadas. Por ello, y por simplicidad en la aplicación del modelo predictivo propuesto en este trabajo, se va a considerar un valor de L constante igual a la media de los tres valores obtenidos, resultando 0.0130 mm. La Figura 6 muestra los valores de L obtenidos, junto con el valor medio considerado en las predicciones del apartado 4 y el ajuste polinómico de segundo grado que podría utilizarse en busca de una mayor precisión (en la práctica las predicciones obtenidas son muy similares en ambos casos).

4. APLICACIÓN DEL MODELO

Una vez estimado L se aplican para cada radio de entalla las ecuaciones (12) a (14), mostrándose los resultados en las figuras 7 a 12. Se puede observar

cómo el modelo CME, en su versión más sencilla que hace uso de un valor constante de la distancia crítica del material, proporciona buenas predicciones de la tenacidad aparente dentro de la ZTDF en condiciones entalladas.

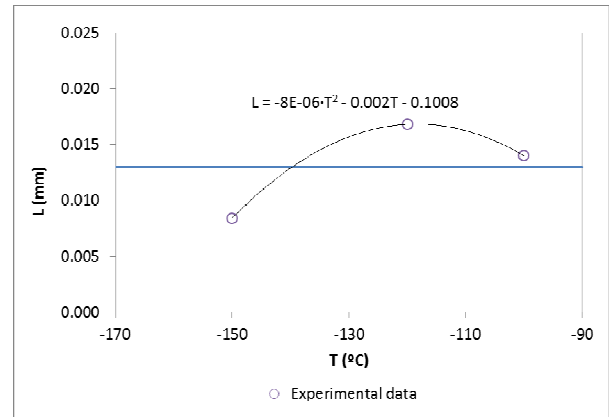


Figura 6. Valores de L obtenidos del ajuste experimental, valor medio de L considerado en los cálculos, y ajuste polinómico de L .

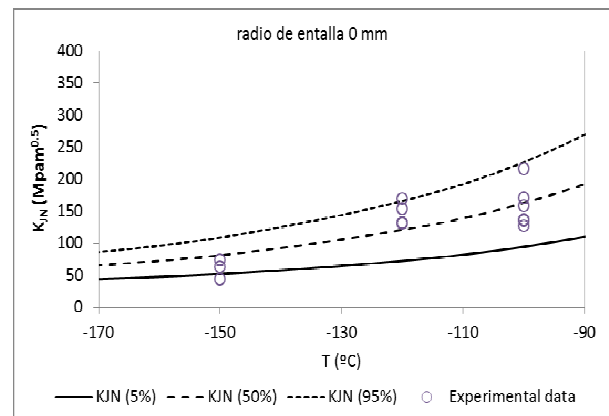


Figura 7. Predicciones (del 5, 50 y 95 % de probabilidad de fallo) de la CME en probetas con $\rho=0$ mm, y comparación con resultados experimentales.

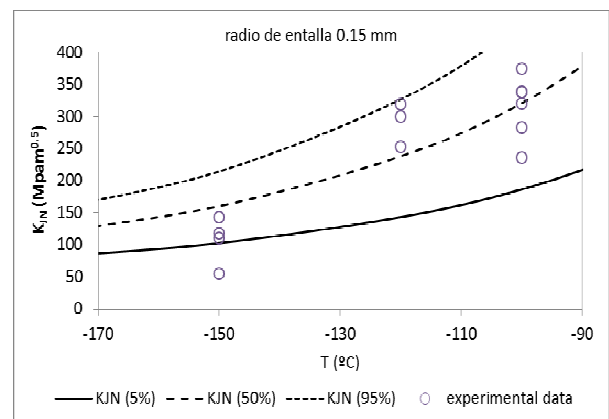


Figura 8. Predicciones (5, 50 y 95 % de probabilidad de fallo) de la CME en probetas con $\rho=0.15$ mm, y comparación con resultados experimentales.

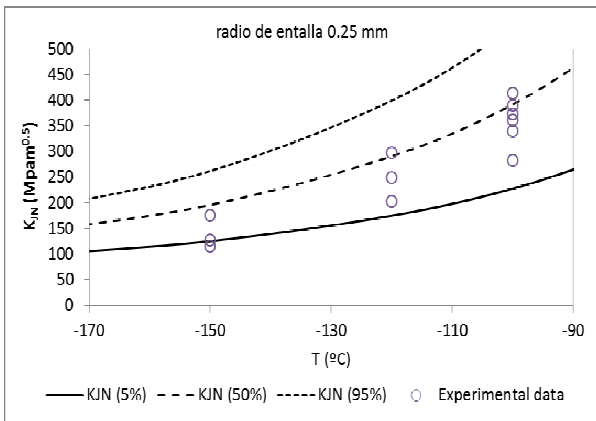


Figura 9. Predicciones (5, 50 y 95 % de probabilidad de fallo) de la CME en probetas con $\rho=0.25$ mm, y comparación con resultados experimentales.

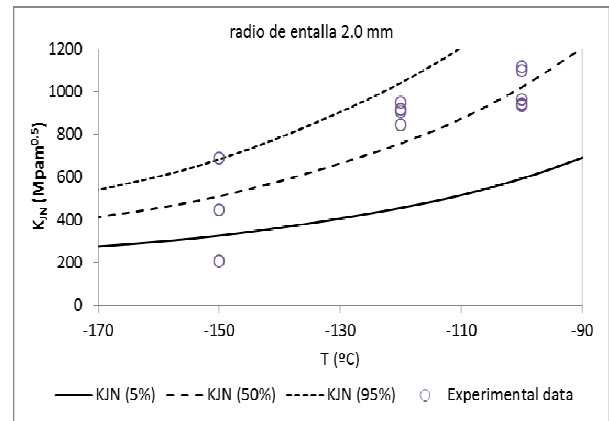


Figura 12. Predicciones (5, 50 y 95 % de probabilidad de fallo) de la CME en probetas con $\rho=2.0$ mm, y comparación con resultados experimentales.

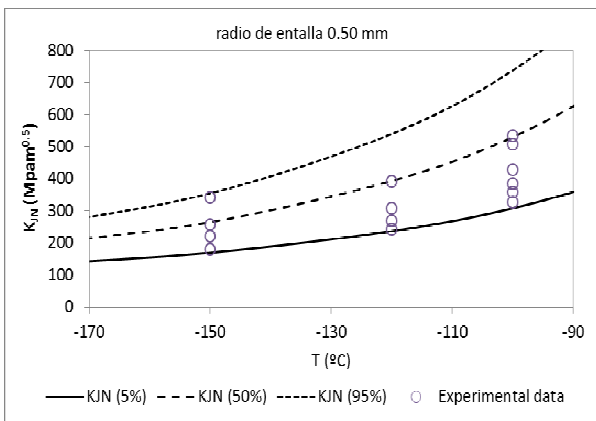


Figura 10. Predicciones (5, 50 y 95 % de probabilidad de fallo) de la CME en probetas con $\rho=0.50$ mm, y comparación con resultados experimentales.

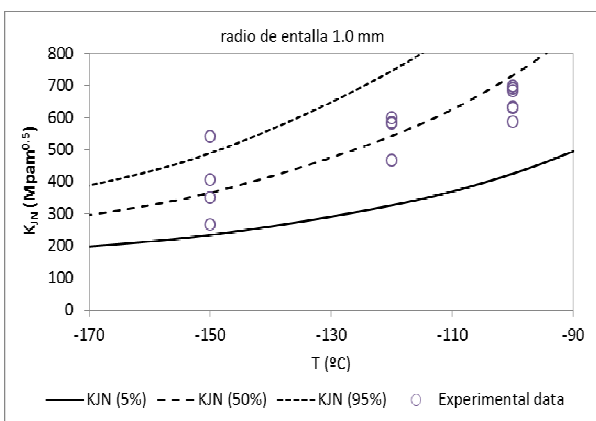


Figura 11. Predicciones (5, 50 y 95 % de probabilidad de fallo) de la CME en probetas con $\rho=1.0$ mm, y comparación con resultados experimentales.

Las predicciones son particularmente buenas para temperaturas de -120 °C y -100 °C, y algo menos precisas (con un resultado del lado de la inseguridad) a -150 °C. En este caso, cabe señalar que en condiciones fisuradas, la propia Curva Maestra con un 5% de probabilidad de fallo también deja fuera un resultado experimental.

5. CONCLUSIONES

En este trabajo se presenta un modelo (CME) para la predicción de la resistencia a fractura del acero S355J2 en su Zona de Transición Dúctil-Frágil (ZTDF) y en condiciones entalladas (tenacidad aparente). El modelo se basa en la combinación de la Curva Maestra del material con las correcciones por efecto entalla proporcionadas por la Teoría de las Distancias Críticas.

El modelo se ha aplicado a un total de 84 ensayos realizados dentro de la ZTDF del material, comparándose los resultados experimentales con las predicciones del modelo CME. En su versión más simple, consistente en considerar un único valor constante de L (su valor medio) dentro de la ZTDF, el modelo CME ha proporcionado buenas predicciones de la tenacidad aparente del acero S355J2.

AGRADECIMIENTOS

Los autores de este trabajo desean agradecer al Ministerio de Ciencia e Innovación del Gobierno de España la financiación del proyecto MAT2010-15721, (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. Philosophical Transactions of the Royal Society of London*. A 221, pp. 163-198, 1920.
- [2] Taylor, D., *The Theory of Critical Distances: a New Perspective in Fracture Mechanics*, Elsevier, Oxford, UK, 2007.
- [3] Taylor, D., Cornetti, P., and Pugno, N., *The fracture mechanics of finite crack extension, Engineering Fracture Mechanics*, 72, pp. 1021-1038, 2005.
- [4] Neuber, H., *Theory of notch stresses: principles for exact calculation of strength with reference to structural form and material*. Berlin: Springer Verlag, 1958.
- [5] Peterson, R.E., *Notch sensitivity. In: Sines G, Waisman JL, eds. Metal fatigue*. New York, McGraw Hill (1959), pp. 293–306.
- [6] Creager, M., and Paris, C., *Elastic Field Equations for Blunt Cracks with Reference to Stress Corrosion Cracking. International Journal of Fracture*, 3, pp. 247-252, 1967.
- [7] Wallin, K., *The scatter in K_{Ic} results. Engineering Fracture Mechanics*, 19, pp. 1085-1093, 1984.
- [8] ASTM 1921-03, *Test Method for the Determination of Reference Temperature T_0 for Ferritic Steels in the Transition Range*, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, Estados Unidos, 2003.
- [9] Ferreño, D., Scibetta, M., Gorrochategui, I., Lacalle, R., van Walle, E., Gutiérrez-Solana, F., *Validation and application of the Master Curve and reconstitution techniques to a Spanish nuclear vessel. Engineering Fracture Mechanics*, 76, pp. 2495-2511, 2009.
- [10] ASTM E 1820-11, *Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness*, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, Estados Unidos, 2011.

SIMULACIÓN DE LA ROTURA DE BARRAS DE ACERO PERLÍTICO SOMETIDAS A TRACCIÓN MEDIANTE UN MODELO DE FISURA COHESIVA. VALIDACIÓN EXPERIMENTAL

F. Suárez¹, J. C. Gálvez¹, J. M. Atienza², D. A. Cendón², M. Elices²

¹Departamento de Ingeniería Civil-Construcción, Universidad Politécnica de Madrid, E.T.S.I. Caminos, Canales y Puertos, C/ Profesor Aranguren s/n 28040 - Madrid, España.
E-mail: fsuarez@caminos.upm.es; jaime.galvez@upm.es

²Departamento de Ciencia de Materiales, Universidad Politécnica de Madrid, E.T.S.I. Caminos, Canales y Puertos, C/ Profesor Aranguren s/n 28040 - Madrid, España.
E-mail: dcendon@mater.upm.es; jmatienza@mater.upm.es; melices@mater.upm.es

RESUMEN

Las probetas cilíndricas fabricadas con materiales metálicos de elevada ductilidad, como el aluminio o el cobre, sometidas a tracción suelen presentar una rotura comúnmente denominada rotura en *copa y cono*, debido a su geometría. Este tipo de rotura se reproduce numéricamente con éxito mediante el modelo de Gurson-Tvergaard-Needleman, cuya formulación matemática se basa en el fenómeno físico de nucleación, crecimiento y coalescencia de microhuecos. A diferencia de dichos materiales, las barras de acero perlítico, material con una ductilidad apreciable, presentan un frente de rotura plano que no puede simularse correctamente con los modelos antes mencionados, apareciendo una región interior de daño que, en principio, también puede atribuirse a un fenómeno de nucleación y crecimiento de microhuecos, mientras que en el exterior aparece una zona cuya micrografía permite asociar su rotura a un mecanismo de clivaje. En trabajos anteriores los autores han presentado un elemento de intercara cohesivo dependiente de la triaxialidad de tensiones que, incorporado a un código de elementos finitos, permite reproducir de forma razonable el daño que se desarrolla en la región interior mencionada. En este trabajo se presentan los resultados de una campaña experimental que permite validar el modelo desarrollado. Para ello, se ensayan probetas de diferentes diámetros y se comparan los resultados con los obtenidos numéricamente, empleando tres bases extensométricas diferentes en cada uno de los diámetros. Los resultados numéricos se ajustan razonablemente bien a los obtenidos experimentalmente.

ABSTRACT

The cylindrical specimens made of high-ductility metallic materials, such as aluminium and copper, usually fail showing a fracture surface commonly known as *cup-cone* fracture because of its shape. This type of fracture is successfully reproduced using the Gurson-Tvergaard-Needleman model, which is based on the physical process of nucleation, growth and coalescence of microvoids. Unlike these materials, pearlitic steel bars, which are considerably ductile, show a flat fracture surface that cannot be correctly reproduced with the aforementioned models. In this flat fracture surface, a dark region can be observed in the centre of the specimen, which is the result of a process of nucleation and growth of microvoids, while in the rest of the fracture surface a different region can be identified, which a micrographic study reveals to be the result of a process of cleavage. In previous works, the authors presented a triaxiality-dependent cohesive interface element that, implemented in a finite element code, can reproduce in a reasonably accurate manner the damage that takes place in the dark region mentioned before. The results of an experimental campaign designed to validate the model are presented in this paper. For it, different diameter specimens are tested and these results are compared to those obtained with the numerical models, using three different initial lengths for the strain. Numerical results agree reasonably well with those obtained experimentally.

PALABRAS CLAVE: Ensayo de Tracción, Modelo Cohesivo, Fractura, Acero.

1. INTRODUCCIÓN

El acero es, junto con el hormigón, el material más ampliamente empleado en obra civil. Además de su alta resistencia, su ductilidad lo hace particularmente interesante desde el punto de vista de la seguridad estructural, ya que facilita la redistribución de esfuerzos

entre diferentes elementos estructurales permitiendo almacenar una cantidad de energía mayor antes del colapso final de la estructura.

El ensayo de tracción simple es el más utilizado para determinar las características de un acero. En estos

ensayos, la ductilidad del material depende en gran medida del comportamiento que exhiba tras alcanzar la carga máxima, momento en el que se forma el cuello de estricción. Es precisamente la aparición del cuello de estricción lo que hace difícil estudiar el comportamiento del material desde dicho instante hasta rotura.

Por otro lado, el fallo de probetas cilíndricas fabricadas con materiales metálicos con un comportamiento dúctil sometidas a un ensayo de tracción simple habitualmente genera una superficie de rotura en forma de *copa y cono*. El proceso de rotura, a su vez se explica con la hipótesis de nucleación, crecimiento y coalescencia de microhuecos. Esta hipótesis ha dado lugar a diversos modelos matemáticos, entre los que cabe destacar los de Gurson-Tvergaard-Needleman (GTN) [1].

Los modelos GTN tienen la gran virtud de estar basados en el fenómeno físico que provoca la rotura del material pero, a su vez, adolecen de claros inconvenientes. Por un lado, requieren de un gran número de parámetros para su definición y por otro, precisan de parámetros que no son medibles experimentalmente.

A su vez, no todos los aceros empleados en construcción rompen en forma de *copa y cono* cuando son sometidos a un ensayo de tracción simple. En la Figura 1 se muestran las superficies de rotura de dos probetas cilíndricas sometidas al ensayo de tracción simple fabricadas con dos aceros de construcción diferentes. En la Figura 1a se muestra la superficie de rotura correspondiente a un acero empleado como refuerzo en estructuras de hormigón armado, que exhibe una rotura en forma de *copa y cono*. En la Figura 1b se muestra la superficie de rotura correspondiente al alambroón de partida empleado en la fabricación de alambres de pretensado, con una superficie de rotura plana, perpendicular a la dirección de aplicación de la carga y con una región oscura en su interior.

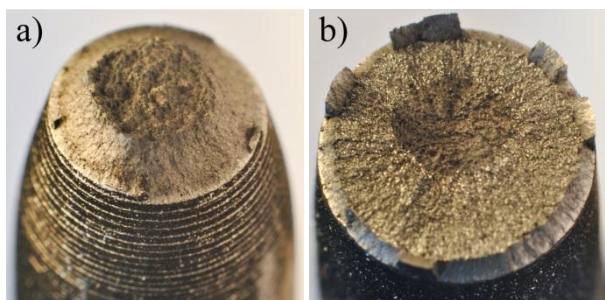


Figura 1: Superficies de rotura de dos aceros de construcción diferentes: a) rotura en forma de *copa y cono*; b) rotura plana perpendicular a la dirección de aplicación de la carga.

De acuerdo con [2], la rotura en el segundo de los casos se produce de forma cuasifrágil, de manera que la mancha central observable en la Figura 1b se debe a una decohesión provocada en el material que crece de dentro hacia afuera hasta alcanzar un tamaño que desencadena la rotura de la misma mediante un mecanismo de clivaje.

En este trabajo se realiza la validación experimental del elemento cohesivo de intercara presentado anteriormente por los autores en [4]. En primer lugar se presenta una campaña experimental realizada con probetas de diferentes diámetros. A continuación se resumen las principales características del elemento de intercara desarrollado y se describe la incorporación de dicho elemento en el modelo de elementos finitos utilizado para reproducir los ensayos llevados a cabo en la campaña experimental. Finalmente se comparan los resultados obtenidos numéricamente con los resultados experimentales y las conclusiones correspondientes.

2. CAMPAÑA EXPERIMENTAL

2.1 Material

El material empleado es acero eutectoide empleado en la fabricación de alambres de pretensado. Se emplea el alambroón de partida, es decir, el material antes de ser sometido al proceso de trefilado. De este modo, el material puede considerarse isótropo, aspecto confirmado en estudios anteriores por Atienza [3]. Los alambres utilizados, de 12mm de diámetro, fueron suministrados en rollos por la fábrica EMESA-Trefilería (Arteixo-La Coruña) y sometidos a un proceso de enderezado.

2.2 Probetas

Se ensayaron probetas cilíndricas con tres diámetros diferentes:

- $\phi = 3\text{mm}$
- $\phi = 6\text{mm}$
- $\phi = 9\text{mm}$

Las dimensiones principales de cada una de las probetas se muestran en la Figura 2.

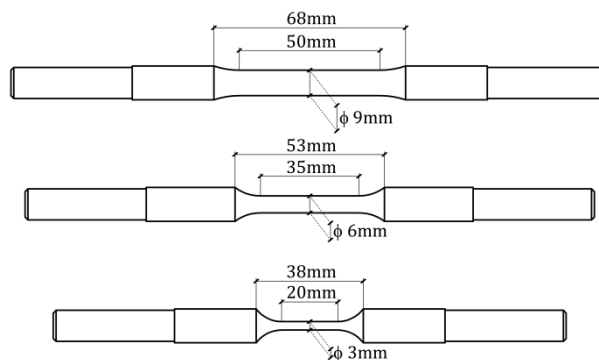


Figura 2: Dimensiones principales de las probetas empleadas en los ensayos.

2.3 Ensayos

Cada una de las 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 y las deformaciones fueron obtenidas mediante un sistema de extensometría óptica, registrando imágenes del

ensayo cada segundo y procesándolas con el software específico VIC-2D de Correlated Solutions.

3. SIMULACIÓN NUMÉRICA

Los ensayos experimentales fueron reproducidos numéricamente empleando un elemento de intercara cohesivo y dependiente de la triaxialidad de tensiones desarrollado por los autores [4].

3.1 Elemento de intercara cohesivo dependiente de la triaxialidad de tensiones

El elemento de intercara desarrollado reproduce una rotura por decohesión en el plano YZ. De esta manera, el elemento de intercara es un cuadrilátero situado en el plano YZ coincidente con una cara de uno de los elementos paralelepípedos que forman parte del modelo. La tracción es aplicada en el sentido del eje X y, por lo tanto, es perpendicular al elemento de intercara. La decohesión está definida por una curva de ablandamiento que depende de la triaxialidad de tensiones (σ_H/σ_{VM}) del elemento paralelepípedo al que está conectado. En la Figura 3 se muestra un esquema del funcionamiento de dicho elemento.

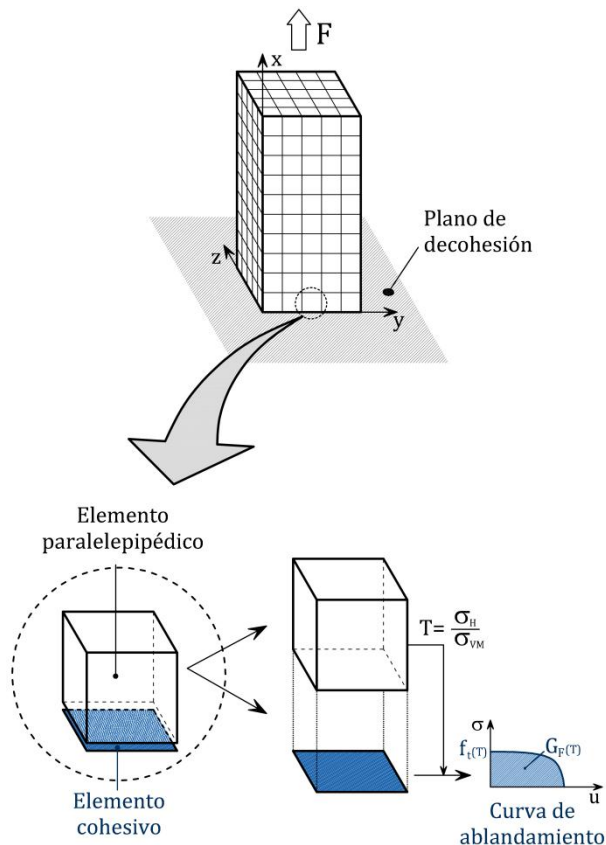


Figura 3: Esquema del funcionamiento del elemento de intercara cohesivo desarrollado.

La formulación de este elemento ha sido desarrollada para el programa ABAQUS mediante una subrutina de usuario UEL y una explicación más detallada puede consultarse en [4].

3.2 Incorporación a un programa de Elementos Finitos

Se han desarrollado tres modelos, uno para cada uno de los diámetros ensayados. Cada modelo reproduce el comportamiento de una veinticuatroava parte de la probeta, tal y como muestra la Figura 4, siendo el plano YZ el plano de rotura y la carga aplicada en la dirección del eje X.

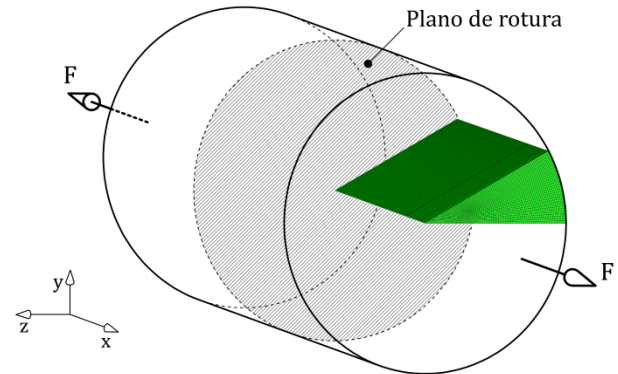


Figura 4: Malla empleada en la simulación de los ensayos de probetas con 6mm de diámetro.

Las condiciones de contorno aplicadas son las siguientes:

- En la cara coincidente con el plano XZ se impiden los desplazamientos perpendiculares a sí mismas, permitiendo los desplazamientos de los nodos dentro del plano XZ.
- En la cara inclinada 30° respecto al plano XZ se procede de la misma manera, impidiendo los desplazamientos nodales fuera del plano inclinado.

No se impone ninguna condición adicional a las citadas. En la cara coincidente con el plano YZ el propio comportamiento cohesivo de los elementos de intercara impide el desplazamiento de los nodos hasta que no se alcanza la tensión de decohesión f_t .

Material fuera de la zona de rotura

Se definen dos materiales diferentes fuera de la zona de rotura, representados con colores diferentes en la Figura 5 y que se describen a continuación:

- Los elementos más próximos al extremo de aplicación de la carga, representados en color gris en la Figura 4, se definen con un material elástico cuyo módulo de elasticidad tiene un valor muy elevado para evitar que posibles deformaciones locales en torno al punto de aplicación de la carga puedan influir en el resto de la probeta.
- El resto de elementos paralelepípedos del modelo, representados en color verde en la Figura 4, se definen con un material elastoplástico poroso. El comportamiento elastoplástico se define con la curva σ - ϵ del material obtenida experimentalmente y el

comportamiento poroso mediante un modelo de Gurson original, esto es, un modelo que solo reproduce los fenómenos de nucleación y crecimiento de huecos, pero no contempla un criterio de rotura. El modelo de Gurson se ha introducido mediante un modelo GTN que el programa ABAQUS tiene implementado, estableciendo una densidad relativa de 0,997 (es decir, una porosidad inicial del 0,3%) y un valor igual a la unidad para los parámetros q_1 , q_2 y q_3 , restaurando así el modelo a la formulación original de Gurson. La Tabla 1 muestra el valor de los parámetros empleados en el modelo GTN.

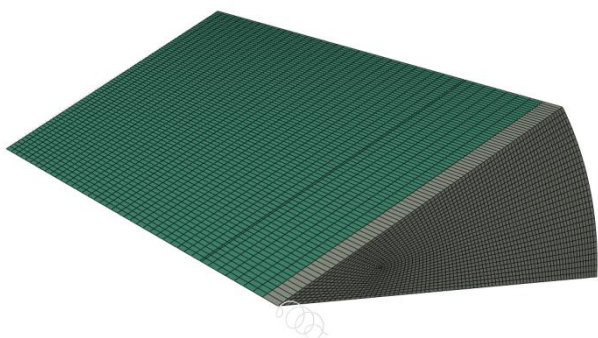


Figura 4: Zonas del modelo con diferentes materiales asignados. Estas se identifican con distinto color.

q_1	q_2	q_3	ϵ_N	σ_N	f_N
1,0	1,0	1,0	0,3	0,1	0,04

Tabla 1. Valores de los parámetros utilizados en el modelo GTN [1].

Material en la zona de rotura

En el plano de rotura se introduce el criterio de daño mediante el elemento de intercara descrito anteriormente. Tal y como señala Hillerborg en unos de los primeros trabajos realizados con modelos de fisura cohesiva [5], la curva de ablandamiento rectangular resulta adecuada para materiales metálicos. Debido a que la curva rectangular plantea problemas de convergencia de cálculo, se ha optado por una curva parabólica de segundo grado que, al presentar una función derivada continua, facilita la convergencia en el cálculo del modelo. La curva de ablandamiento empleada se muestra en la Figura 5 y se define con unos valores iniciales de $f_i=1525MPa$ y $G_F=10N/mm^2$, siendo éste último valor obtenido experimentalmente mediante ensayos de flexión en tres puntos.

Tal y como se ha mencionado, la curva de ablandamiento varía a lo largo del ensayo en función del valor de la triaxialidad de tensiones del elemento paralelepípedo al que el elemento de intercara está asociado. Para ello se define un factor que multiplica a los valores iniciales de f_i y G_F , de manera que éstos se actualizan adoptando los valores modificados f_i^* y G_F^* .

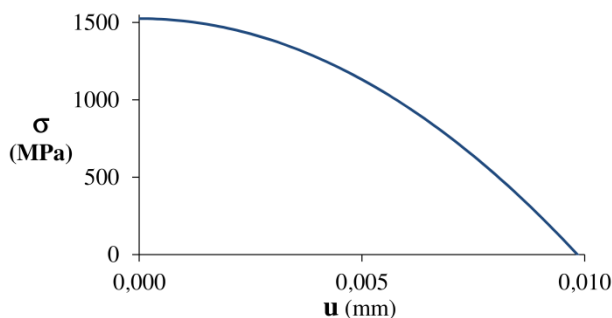


Figura 5: Curva de ablandamiento empleada para el material en la zona de rotura.

Para la definición de este factor se ha tomado como referencia el trabajo de Siegmund y Brocks [6], estableciendo finalmente una función que asigna un valor determinado del factor en función del valor de la triaxialidad de tensiones según la siguiente expresión:

$$\begin{cases} \text{Si } \frac{\sigma_H}{\sigma_{VM}} \leq \frac{1}{3} & \rightarrow \text{factor} = 1 \\ \text{Si } \frac{1}{3} < \frac{\sigma_H}{\sigma_{VM}} < \frac{2}{3} & \rightarrow \text{factor} = 1 + \frac{(\frac{\sigma_H}{\sigma_{VM}} - \frac{1}{3})}{80} \\ \text{Si } \frac{2}{3} \leq \frac{\sigma_H}{\sigma_{VM}} & \rightarrow \text{factor} = 1 + \left(\frac{1}{240}\right)^{1/3} \end{cases}$$

donde σ_H es la tensión hidrostática y σ_{VM} la tensión de Von Mises.

4. COMPARACIÓN DE RESULTADOS

4.1 Criterios de comparación

El elemento de intercara desarrollado únicamente reproduce el fenómeno de decohesión, pero no identifica por sí mismo el instante en el que el tamaño de la fisura interior alcanza el valor límite que desencadena la rotura frágil. Para identificar el instante en el que se produce la rotura de la probeta se procede de la siguiente manera:

1. Se toma como referencia el tamaño de las regiones oscuras medidas experimentalmente en probetas ensayadas. En la Tabla 2 se muestran estos valores.
2. Una vez efectuado el cálculo numérico, se identifica en el modelo el instante en el que comienza la decohesión en los puntos situados a una distancia del eje igual a la del radio de la región oscura medido experimentalmente.

4.2 Resultados

Se han comparado los resultados experimentales con los obtenidos numéricamente considerando tres bases extensométricas diferentes: dos proporcionales a los diámetros de las probetas, iguales a una y dos veces el diámetro respectivamente, y una de longitud fija igual a 12,5mm (ver Figura 6).

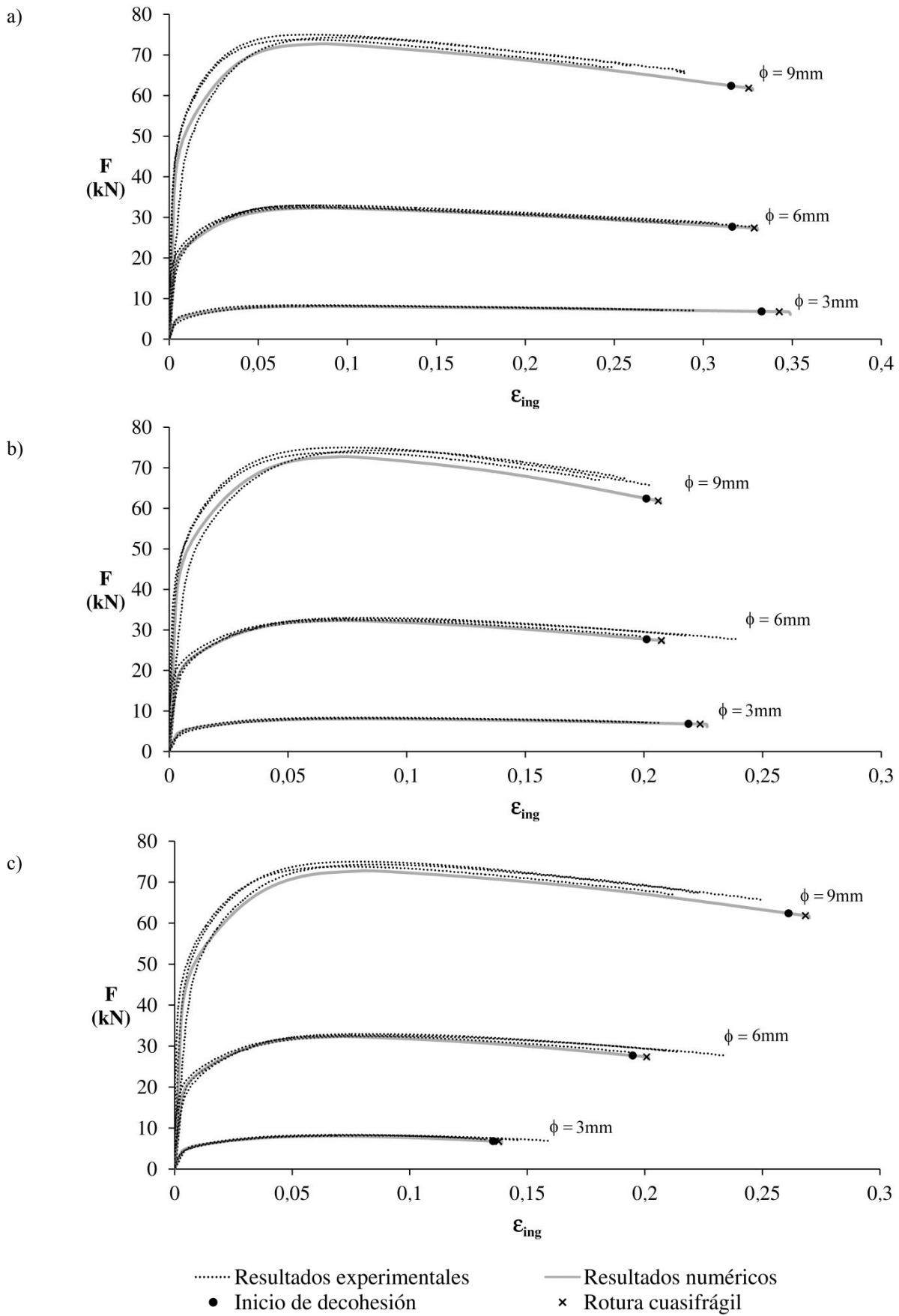


Figura 7: Comparación de las curvas F- ϵ_{ing} obtenidas experimentalmente con los resultados obtenidos numéricamente: a) Base extensométrica = 1 ϕ ; b) Base extensométrica = 2 ϕ ; c) Base extensométrica = 12,5mm.

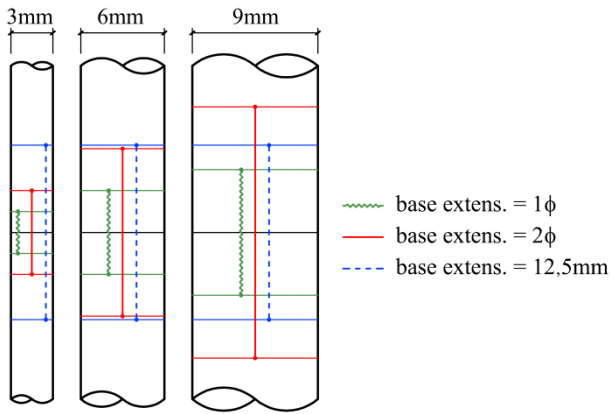


Figura 6: Bases extensométricas empleadas para cada diámetro de probeta.

En la Figura 7 se presentan las curvas $F-\epsilon_{ing}$ obtenidas para cada una de las bases extensométricas descritas. Se superponen las curvas obtenidas experimentalmente con las obtenidas con los modelos numéricos para su comparación. En las curvas obtenidas con los modelos numéricos un círculo identifica el instante de inicio de la decohesión y una equis el instante en el que se produce la rotura.

Todos los modelos numéricos han sido desarrollados definiendo las mismas características para cada uno de los materiales integrantes, descritas anteriormente. En vista de los resultados obtenidos se puede afirmar que el modelo reproduce de manera razonablemente adecuada la rotura del material. Los resultados experimentales se reproducen particularmente bien cuando se considera una base extensométrica de 12,5mm y una proporcional al diámetro de la probeta igual a 2ϕ , sin embargo, muestra resultados más discutibles en el caso de la base extensométrica igual a 1ϕ . En este sentido, cabe tener en cuenta que la formación del cuello de estricción provoca un gradiente de deformaciones mayor cuanto más próximo está el estrechamiento máximo. De este modo, es razonable que los resultados obtenidos para esta base extensométrica, tanto numéricos como experimentales, estén sujetos a una mayor variabilidad.

5. CONCLUSIONES

- Se ha realizado la validación experimental un elemento cohesivo de intercara dependiente de la triaxialidad de tensiones desarrollado por los autores. Dicho elemento permite modificar el comportamiento a rotura del material en función del valor de la triaxialidad de tensiones, valor que se actualiza en cada incremento temporal del cálculo.
- El elemento desarrollado permite reproducir con éxito la rotura a tracción simple de probetas cilíndricas fabricadas con el alambón de partida empleado en la fabricación de alambres de pretensado. Numéricamente, la rotura tiene lugar en los últimos instantes del

ensayo, cuando la deformación es muy cercana a la de rotura, lo cual coincide con otras observaciones experimentales previas de los autores [4].

- En comparación con otros modelos de fallo clásicos, como el modelo GTN, la utilización de un modelo cohesivo precisa fundamentalmente de dos valores para su calibración, G_F y f_t , pudiéndose obtener el primero de ellos de manera experimental y siendo el segundo más fácilmente interpretable que los parámetros requeridos por el modelo GTN.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen al Ministerio de Ciencia e Innovación la financiación parcial de este trabajo a través de las ayudas DPI 2011-24876 e IPT-420000-2010-31. Asimismo, 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 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

- Tvergaard V., Needleman A., "Analysis of the cup-cone fracture in a round tensile bar", Acta Metallurgica, Vol. 32, nº1, pp.157-169 (1984).
- Suárez F., Cendón D.A., Atienza J.M., Gálvez J.C., Elices M., "Análisis de la deformación de rotura en el ensayo de tracción en probetas cilíndricas de acero perlítico", Anales de Mecánica de la Fractura, 28, Vol. I, pp.205-210 (2011).
- Atienza, J.M., "Tensiones residuales en alambres de acero trefilados", Ph.D. Thesis, 299pp., Universidad Politécnica de Madrid (2001).
- Suárez F., Cendón D.A., Gálvez J.C., Atienza J.M., Elices M., "Simulación del proceso de rotura por tracción de alambres de acero perlítico con un modelo de fisura cohesiva", Anales de Mecánica de la Fractura, 29, Vol. I, pp.207-212 (2012).
- 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 and Concrete Research, Vol. 6, nº6, pp.773-781 (1976).
- Siegmund T., Brocks W., "A numerical study on the correlation between the work of separation and the dissipation rate in ductile fracture", Engineering Fracture Mechanics, Vol. 67, nº2, pp.139-154 (2000).

EVALUACIÓN EXPERIMENTAL DEL EFECTO DEL TAMAÑO DE GRANO EN LAS PROPIEDADES MECÁNICAS A TRACCIÓN DE ALUMINIO COMERCIALMENTE PURO CON POCOS GRANOS A LO LARGO DEL ESPESOR

P. Lorenzino¹, L. Bermejo¹, A. Navarro^{1,*}

¹ Escuela Técnica Superior de Ingeniería, Universidad de Sevilla. Avenida Camino de los Descubrimientos s/n, 41092, Sevilla, España.

* E-mail: navarro@us.es

RESUMEN

En el presente trabajo se utilizan probetas planas de aluminio comercialmente puro con espesores, t , de 3 a 6 mm, y tamaños de grano, D_G , que varían desde 60 μm hasta el orden del centímetro para evaluar las propiedades mecánicas de los materiales en función de la relación t/D_G . En el último caso, aunque los especímenes posean dimensiones propias para determinar las propiedades tipo "bulk", su tamaño de grano hace que la relación t/D_G se encuentre en la región en la que se aprecia la influencia del espesor ($t/D_G < 10$), observándose una disminución pronunciada de las propiedades mecánicas cuando la relación t/D_G cae por debajo de dicho valor crítico.

Los valores críticos de los parámetros dimensionales característicos, a partir de los cuales se observa pérdida de propiedades mecánicas por efecto de borde, carecen de significado si no se cuenta con la información de la microestructura. Una placa de 6 mm de espesor, que a priori resulta evidente que debe comportarse como un *bulk-material* en cuanto a tensión de fluencia o deformación a rotura, puede ver reducidas sus propiedades mecánicas de modo sustancial en caso de que la relación *Dimensión característica - Tamaño de grano* sea lo suficientemente pequeña. Estos resultados son similares a los hallados en literatura para ensayos sobre especímenes de espesor delgado (menor a 500 μm).

ABSTRACT

In the present paper, commercially pure aluminium specimens with thickness t , of 3-6 mm, and grain sizes, D_G , ranging from 60 μm to the centimetre scale are tested. In the latter case, while the specimens have dimensions for determining bulk properties, its grain size makes the relationship t/D_G to have values where the thickness effect is expected ($t/D_G < 10$), showing a significant reduction of the mechanical properties when the ratio t/D_G falls below this value.

The critical values of the dimensional constraints, from which there is a reduction of mechanical properties by thickness effect are meaningless if there is no information about the microstructure. A 6 mm thickness plate, which a priori is evident that must behave as a bulk-material in terms of tensile strength or maximum strain can show a significant reduction of its mechanical properties if the dimensional constraints - grain size ratio is sufficiently small. These results are similar to those reported in literature for thin films (less than 500 μm).

PALABRAS CLAVE: Efecto de tamaño, Tamaño de grano, Propiedades mecánicas.

1. INTRODUCCIÓN

La conocida relación de Hall-Petch (HP), $\sigma_y = \sigma_0 + k_0 D_G^{-1/2}$, determina una proporcionalidad lineal entre la tensión de fluencia del material y el inverso de la raíz cuadrada del tamaño de grano. En el caso de tratarse de un material libre de deformación, σ_0 representa la tensión de fricción que se opone al movimiento de las dislocaciones, k_0 representa la contribución de los bordes de grano al endurecimiento del material y D_G es el tamaño de grano.

Resulta indudable que con la creciente miniaturización de componentes electrónicos o electromecánicos será necesario conocer con precisión cómo cambian las propiedades mecánicas del material cuando se trabaja con especímenes en los que el tamaño de grano es del mismo orden de magnitud que algunas de sus dimensiones [1]. Estas propiedades no pueden ser deducidas de ensayos utilizando especímenes de dimensiones convencionales, haciendo necesaria la utilización de muestras de dimensiones muy pequeñas. En el campo experimental, existen numerosas

investigaciones sobre el efecto Hall-Petch en especímenes en donde el espesor es mucho mayor a las características microestructurales (bulk materials). Sin embargo, la cantidad de trabajos en los que se evalúa la influencia del espesor es mucho menor. En estos casos, para lograr relaciones de *Espesor/Tamaño de Grano* del orden en el que los efectos de tamaño son apreciables, los autores realizan caracterizaciones mecánicas utilizando films de distintos espesores, siempre por debajo de las 500 micras, observando un aumento en la pendiente de la relación de HP, indicando un mayor decaimiento de las propiedades mecánicas al disminuir el tamaño del espécimen, así como también una disminución en el valor de deformación a rotura, ϵ_{tot} .

Miyazaki et al [2] estudian el efecto del espesor, sin tener en cuenta las diferencias entre el tamaño de grano superficial (D_S) y el tamaño de grano a lo largo del espesor (D_T). Su extenso estudio trata del efecto del espesor, describiendo el decaimiento exponencial de las propiedades mecánicas en función de la relación t/D con el grano medido sobre la superficie. Este trabajo no analiza la relación de HP y se ocupan de grandes deformaciones. Janssen et al [3] continúan esta línea de investigación, diferenciando ahora entre el diámetro superficial D_S y el diámetro en la dirección del espesor, D_T , proponiendo un modelo de endurecimiento (o ablandamiento) basado en la proporción entre los bordes de grano y la zona interior del grano. Este modelo y los gráficos que representan la variación de propiedades son cualitativos, y no se muestra la variación de propiedades acorde con el modelo de HP. Keller y Hug [4] estudian el efecto HP en la región en donde el espesor modifica las propiedades del material, variando simultáneamente el espesor y el diámetro de grano del material, pero describiendo los resultados en función del tamaño de grano superficial. Este trabajo propone una segunda relación lineal con una pendiente mayor en el gráfico de tipo HP. Sin embargo, y en base a los dos trabajos antes mencionados, y a los datos experimentales que los autores aportan, se puede apreciar que, en esta región, la relación lineal no es la mejor para ajustar estos datos. Klein et al [5] en su investigación sobre films de Al y Cu, describen curvas de tensión-deformación, observando que existen mayores diferencias entre los valores de elongación a rotura que entre los valores de resistencia a la tracción. Proponen una descripción fenomenológica de este hecho basada en la cantidad de sistemas de deslizamientos activos. Sin embargo no trabajan con la relación de Hall-Petch. La investigación llevada a cabo por Fu et al. [6] describe con precisión y desde el punto de vista fenomenológico el comportamiento de tipo HP para el rango micrométrico hasta la escala del nanómetro. Aporta conceptos interesantes para entender el aumento de las propiedades mecánicas en función de la disminución del tamaño de grano. Este estudio no se ocupa de la relación de Hall-Petch en la zona en la que existe influencia del espesor. Lederer et al. [7] trabajan con films de Al y con relaciones de t/D_S menores que 1. Concluyen que en

esta región no es posible establecer una relación del tipo Hall-Petch. También observan una influencia de la capa de óxido en las propiedades mecánicas para los films más delgados (menores que 20 μm).

En todos estos trabajos, para lograr relaciones de t/D_S del orden en el que los efectos de tamaño son apreciables, los autores realizan caracterizaciones mecánicas utilizando films de distintos espesores, siempre por debajo de 500 μm . Es conocida la dificultad experimental al trabajar con muestras de este tamaño, y la dispersión de resultados que involucra. Esta dispersión se hace aún mayor al disminuir la cantidad de granos del espécimen, ya que la deformación no es homogénea, apreciándose el *buckling* generado por la rotación de los granos con superficie libre.

Para superar este problema, en el presente trabajo se utilizan especímenes de aluminio comercialmente puro, a los que se les realiza un tratamiento termomecánico que permite obtener tamaños de grano del orden del centímetro. Una vez obtenida la microestructura deseada, aunque los especímenes posean dimensiones propias para determinar las propiedades "bulk" (3 a 6 mm de espesor), su tamaño de grano hace que la relación t/D_G se encuentre en la región en la que se aprecia la influencia del espesor.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.1. Tratamiento termomecánico

A partir de los trabajos realizados por el grupo de investigación de la Universidad de Sevilla [8], se ha comprobado la posibilidad de conseguir hacer crecer suficientemente el tamaño de grano en chapas de aluminio comercialmente puro mediante una combinación de dos tratamientos térmicos y una deformación en frío intermedia. El proceso es suficientemente simple y controlable obteniendo resultados muy poco dispersos. Se trabaja con aluminio 1050 Puraltok 99,5-H24 de la compañía Alu-Stock s.a., provisto en chapas de 4,0 mm de espesor. Composición química: Al: 99,56; Cu: 0,08; Fe: 0,2; Si: 0,1. Y con aleación 1100 99,0-H14 Composición química: Al: 99,06; Cu: 0,15; Fe: 0,53; Si: 0,11. Las chapas de aluminio se cortan en pletinas de 45x300 mm en sentido paralelo a la dirección de laminación. Para los tratamientos térmicos se utiliza un horno tubular marca Carbolite modelo 215GHA12.

La finalidad del primer tratamiento térmico es obtener una estructura equiaxial y libre de deformación; se probaron diversos tratamientos, cambiando la temperatura de recristalización, la velocidad de calentamiento y el intervalo a temperatura constante. Luego de observar las microestructuras obtenidas se optó por una rampa de calentamiento de 2,6°C/min desde temperatura ambiente hasta 550°C. Mantener la temperatura constante durante 5 horas y posterior enfriamiento en aire. Si aumenta el tiempo de permanencia a temperatura se produce un mayor

crecimiento de los granos superficiales respecto a los del interior y este gradiente en el tamaño de grano a lo largo del espesor de la probeta provoca que en la siguiente etapa (tratamiento mecánico) la deformación sea no uniforme a lo largo del espesor. A continuación se realiza la deformación en frío en una máquina de ensayos MTS 810. El grado de deformación aplicado en esta etapa es la variable determinante del tamaño de grano resultante luego de la segunda recristalización. Se eligieron los siguientes porcentajes de deformación: 0,5-1-1,5-2-2,5-3-3,5-4-4,5-5-6-7-8-9-10-11-12-13-14-15-20%

para el caso de la aleación 1100 y posteriormente 8-11-14-18% para la aleación 1050. Este tratamiento se realiza en una máquina de ensayos MTS 810 controlando por deformación, el valor máximo que permite medir el extensómetro del equipo es 20%. La tercer etapa consiste en una rampa de temperatura de T_{amb} hasta $T=550\text{ }^{\circ}\text{C}$ de $2,6\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$; mantener la temperatura constante durante 15 horas para luego aumentar nuevamente la temperatura hasta $575\text{ }^{\circ}\text{C}$ y mantener durante 1 hora. Finalmente se enfría en aire. En esta etapa se forman los nuevos cristales que crecen a expensas de los antiguos. El tamaño final obtenido depende esencialmente del nivel de deformación plástica introducido.

La figura 1 muestra un ejemplo de las microestructuras que es posible obtener y el correspondiente nivel de deformación total aplicado en el caso de la aleación 1050.

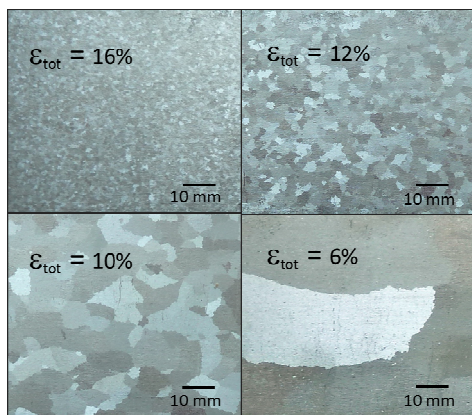


Figura 1. Microestructura obtenida en función de la deformación aplicada.

2.2. Tamaño de grano

La medición del tamaño de grano se realiza según norma ASTM E112, utilizando el software Simagis Live y mediante el procedimiento detallado en [7].

2.2. Ensayos de tracción

Los ensayos de tracción se llevaron a cabo en una máquina servohidráulica MTS 810. Se realizaron ensayos controlando por carga, con distintas

velocidades (250 y 400 N/s) y también controlando por desplazamiento, obteniendo resultados similares.

La figura 2 muestra la deformación a rotura en función de la relación t/D_G para los ensayos realizados sobre la aleación de Al-1050 en los casos en que se produjo la rotura del material, en escala logarítmica. Se observa una disminución de la deformación a rotura al aumentar el tamaño de grano y un aumento de la dispersión en los valores obtenidos. Estos resultados son similares a los obtenidos cuando se trabaja con films de espesor delgado pero con similares relaciones t/D_G .

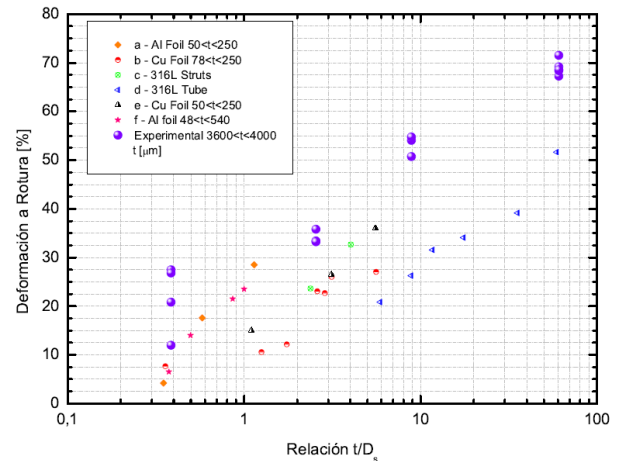


Figura 2. Deformación a rotura en función del tamaño de grano. Aleación 1050 y bibliografía.

Al tratarse de materiales con pocos granos a lo largo de la sección transversal, se espera que exista dispersión en las mediciones. Es aquí en donde realizar un gran número de ensayos permite obtener un sustento estadístico que respalde los resultados. En el caso de las probetas que serán finalmente ensayadas a fatiga (aleación 1050), se realizaron aproximadamente 35 ensayos de tracción para cada tamaño de grano. La figura 3 muestra las curvas tensión deformación.

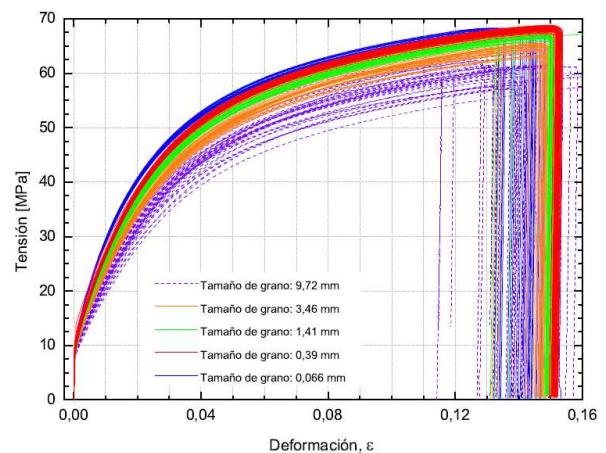


Figura 3. Curvas de tensión vs. deformación para cada tamaño de grano. Aleación 1050

Se observa el aumento de las propiedades mecánicas al disminuir el tamaño de grano. También es posible notar

que al aumentar el tamaño de grano, aumenta la dispersión en los resultados. En el gráfico se puede ver los conjuntos de curvas que pertenecen a cada uno de los tamaños de grano, se encuentran más agrupadas al disminuir este parámetro. Para evaluar esta dispersión en los resultados se realizan cortes en los gráficos de tensión-deformación a distintos niveles de deformación, y se miden las tensiones aplicadas para obtener dicho nivel de deformación. En la figura 4 se representan las distribuciones de los valores de tensión obtenidos para lograr una deformación de 5%. Los tamaños de grano y la cantidad de ensayos realizados son: a) 9,74 mm, 41 ensayos; b) 3,46 mm, 31 ensayos; c) 1,41 mm, 39 ensayos; d) 0,39 mm, 37 ensayos, e). 0,066 mm, 31 ensayos. Se observa, al igual que en el gráfico anterior, que al disminuir el tamaño de grano las propiedades mecánicas aumentan, mientras que la distribución se hace más estrecha.

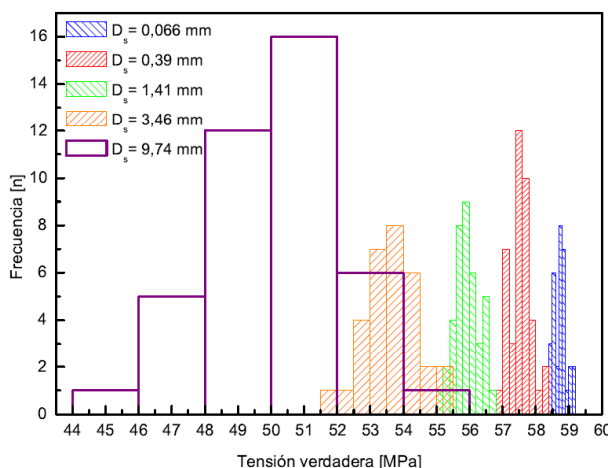


Figura 4. Relación tipo Hall-Petch para aleación 1100

Sobre las distribuciones obtenidas, se realizó el test de Shapiro-Wilks con el fin de evaluar si las muestras obtenidas pertenecen a una población con distribución del tipo normal. Este test es uno de los más apropiados para muestras pequeñas. El resultado fue positivo en todos los casos.

3. RESULTADOS

3.1. Relación de Hall-Petch

Como se ha explicado en la introducción, y según la ecuación 1, al disminuir el tamaño de grano de un material, se produce un aumento en las propiedades mecánicas. Este hecho se encuentra relacionado con el aumento de la cantidad de bordes de grano, responsables de la obstrucción del movimiento de las dislocaciones. La variación de la resistencia a la tracción del material, en función de la inversa de la raíz del tamaño de grano, forma una línea recta de pendiente positiva. También es conocido el hecho de que al disminuir el tamaño de grano a la escala del nanómetro, la tensión de fluencia se aparta de esta recta que define las propiedades del material y presenta un crecimiento

asintótico hacia un plateau que se encuentra definido por la tensión de fluencia de los propios bordes de grano [6]. Al aumentar el tamaño de grano, y desplazarse hacia el otro extremo de la ecuación de Hall-Petch, se produce un aumento de la pendiente de la relación de HP [4] [9] que es atribuida a la influencia del espesor. De acuerdo con los trabajos realizados para determinar la influencia del espesor, sin considerar la variación del tamaño de grano [2] [3], se observa un decaimiento exponencial de las propiedades mecánicas cuando el tamaño de grano se aproxima al espesor del material, relación $t/D_s < 5$ o 10 , en el gráfico de σ vs. t/D_s . Si analizamos la curva de Hall-Petch teniendo en cuenta la influencia del espesor, resulta lógico pensar que cuando el tamaño de grano se aproxima al espesor del material, este comience a perder propiedades mecánicas en forma exponencial. De este modo la curva de Hall-Petch queda determinada por la relación lineal ampliamente conocida más un término adicional, de decrecimiento exponencial a partir de cierto tamaño de grano crítico, que se encuentra relacionado con el espesor del material. Es importante destacar que este tamaño de grano crítico no es una constante del material, sino que caracteriza el efecto del tamaño de la pieza. De este modo, el mismo material, con el mismo tamaño de grano, puede ver reducida o no sus propiedades mecánicas, dependiendo de la relación que haya entre dicho tamaño de grano y el espesor. Incluso tratándose de materiales con dimensiones en las que es indudable que se espera un comportamiento tipo “bulk-material”, si se incrementa lo suficiente el tamaño de grano, puede haber una reducción importante en las propiedades mecánicas.

Si bien la relación de Hall-Petch en un principio fue propuesta para relacionar la tensión de fluencia del material con el tamaño de grano, resulta interesante también conocer dicha relación para deformaciones mayores. Esta afirmación se basa en el hecho de que un material con determinado tamaño de grano puede estar sometido a distintos tratamientos termomecánicos con el fin de elevar las propiedades mecánicas. Por lo tanto, y sobre todo en materiales dúctiles como el aluminio o cobre, también resulta útil conocer la variación de las propiedades mecánicas en función del tamaño de grano y del nivel de deformación previa. Para generar los gráficos que nos permitan conocer este comportamiento se parte de los gráficos de tensión deformación para los distintos tamaños de grano, y se realiza la lectura de las tensiones necesarias para producir los distintos niveles de deformación. El paso siguiente consiste en graficar dichas tensiones, en función del tamaño de grano. El gráfico 5 muestra la tensión requerida para producir distintos niveles de deformación en el material, en función del parámetro de Hall-Petch $D_{GB}^{-1/2}$ para los ensayos de tracción realizados sobre Aluminio 1100.

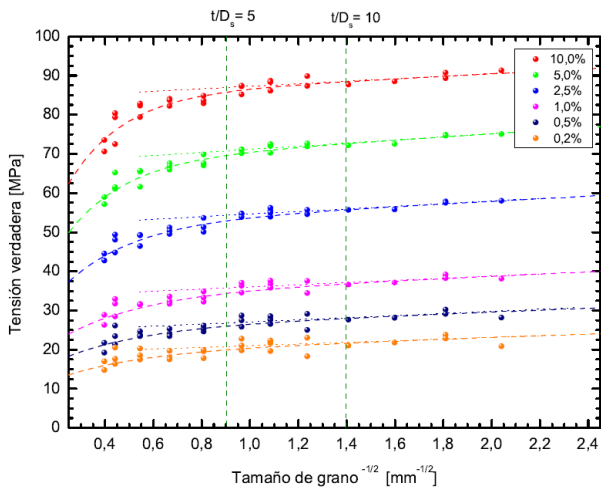


Figura 5. Relación tipo Hall-Petch para aleación 1100

Se observa, para tamaños de grano pequeños con respecto al espesor, una relación lineal. Al aumentar el tamaño de grano se produce un decaimiento exponencial de las propiedades mecánicas. El gráfico 6 muestra la misma relación que el gráfico 5, pero para el caso de la aleación 1050.

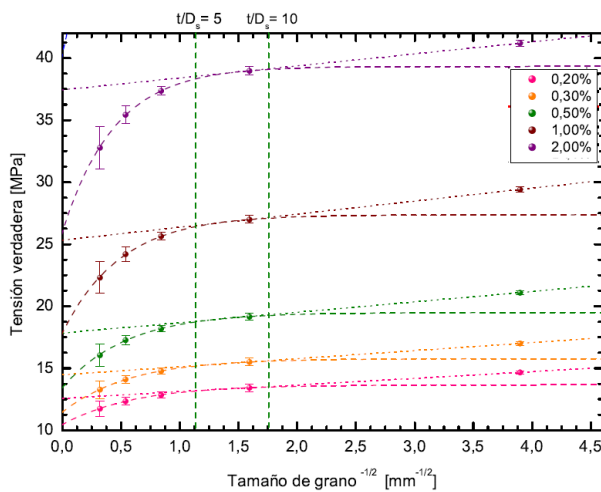


Figura 6. Relación tipo Hall-Petch para aleación 1050

En este caso se muestran las bandas de dispersión de los resultados de tensión obtenida. En ambos gráficos se puede observar como a partir de relaciones t/D_s menores que 10, el comportamiento del material comienza a apartarse del predicho por la ecuación de Hall-Petch apreciándose un marcado descenso de las propiedades mecánicas. En el caso de la aleación 1050, se muestra con línea de puntos la relación de Hall-Petch y con línea discontinua una relación exponencial decreciente, con asíntota horizontal en el valor de tensión que se corresponde con el valor de tensión para el cual se cumple la relación $t/D_s = 10$ valor a partir del cual el espesor no influye en las propiedades mecánicas del material [2]. En el caso de la aleación 1100 se gráfica con línea de puntos la relación de Hall-Petch, y con línea discontinua la suma de la relación lineal de Hall-Petch y el término exponencial. Se puede observar

que el decaimiento de las propiedades mecánicas es más acentuado a medida que aumenta la deformación para la cual se hace el cálculo. Se propone entonces un modelo alternativo para describir la variación de propiedades mecánicas del material teniendo en cuenta la variación del tamaño de grano. En vez de definir una segunda relación de Hall-Petch, definiendo dos nuevos parámetros (K_{HPLow} y σ_{HPLow}) [4][9]. Se define una única relación, pero se agrega un término exponencial decreciente que se hace nulo para relaciones de t/D_s grandes pero cobra importancia cuando el tamaño de grano y el espesor del material tienen dimensiones similares. De este modo, se define la ecuación (1)

$$\sigma_y = \sigma_0 + k_1 D_{GB}^{-1/2} - \sigma_1 e^{-C(D_{GB}/D_{crit})^{-1/2}} \tag{1}$$

Esta nueva ecuación tiene en cuenta la relación de HP para materiales tipo bulk, pero también se puede conocer la caída de propiedades mecánicas de los llamados thin-films en los que hay una marcada influencia del espesor. Esta transición no es una propiedad del material si no que depende casi exclusivamente de la relación t/D_s . Pudiéndose observar en espesores de 150 micras [10] o a los 6 milímetros, como se ha mostrado aquí, dependiendo del tamaño de grano del componente a ensayar.

Si se comparan los resultados para el caso de thin-films, en los que las relaciones t/D_s son similares a las que se utilizan en el presente estudio, vemos que para el caso de los films de níquel investigados por Keller et al. [4], si bien el autor ajusta los resultados con dos rectas de HP distintas, estos valores también pueden ser ajustados según la ecuación (1), tal como muestra el gráfico 7.

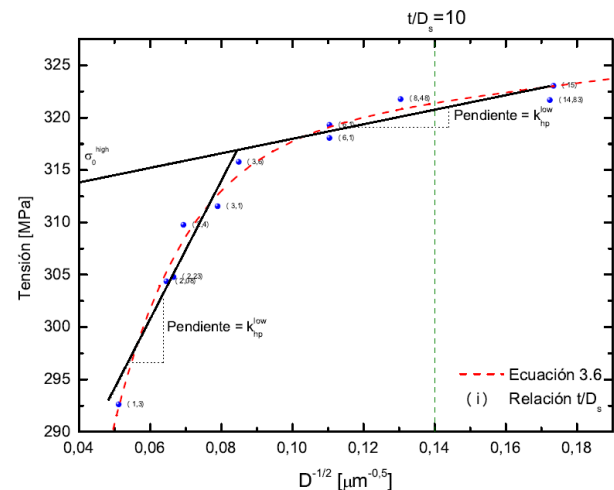


Figura 7. Relación tipo Hall-Petch para aleación 1050

4. CONCLUSIONES

Basados en los estudios relevantes de la literatura, y en los resultados experimentales obtenidos, se puede afirmar que el efecto de tamaño no se encuentra definido por el tamaño del espécimen, sino por la

relación existente entre sus dimensiones y el tamaño de grano. Los valores críticos de los parámetros dimensionales característicos, a partir de los cuales se observa pérdida de propiedades mecánicas por efecto de borde, carecen de significado si no se cuenta con la información de la microestructura. Un film de varias decenas de micras puede o no ver reducidas sus propiedades mecánicas, en función del tamaño de grano del material. De igual modo, como se ha demostrado en este trabajo, una placa de 6 mm de espesor, que a priori resulta evidente que debe comportarse como un bulk-material en cuanto a tensión de fluencia o deformación a rotura, puede ver reducidas sus propiedades mecánicas de modo sustancial en caso de que la relación dimensión característica - tamaño de grano sea lo suficientemente pequeña.

La comprobación de estos resultados, pero en ensayos con especímenes de mucho mayor espesor que los estudiados anteriormente en la literatura, contribuye a desestimar el efecto de la capa de óxido superficial como agente de peso en este fenómeno (Son et al.). También se elimina casi totalmente la dispersión propia del trabajo experimental con especímenes microscópicos: trabajar con espesores micrométricos hace difícil las mediciones de carga, de deformación y la correcta colocación del espécimen, entre otros factores.

Se observa que con respecto a la relación de Hall-Petch, puede ser introducido un nuevo término, exponencial y dependiente de la relación t/D_s . De este modo, para relaciones grandes de t/D_s el término se anula, pero cuando el tamaño de grano se aproxima al espesor, comienza a ser apreciable el efecto de borde y con esto la disminución de propiedades mecánicas. Es importante notar que el término exponencial depende de la relación t/D_s y no solo del espesor, de este modo, el decaimiento de las propiedades mecánicas queda definido con un único término. En el caso de definir una segunda relación de Hall-Petch, como se sugiere en la literatura, sería necesario definir las constantes K_{HPLow} y σ_{HPLow} , correspondientes al ajuste en la zona más baja, para cada uno de los espesores con los que se trabaja.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer el apoyo financiero recibido del Ministerio de Educación y Ciencia de España mediante el proyecto DPI2008-01100 y DPI2011-27019 y a la Junta de Andalucía mediante el proyecto P07-TEP-03045.

REFERENCIAS

[1] E. Arzt. Size effects in materials due to microstructural and dimensional constraints: A comparative review. *Acta Metallurgica*, 46(16):5611–5626, 1998.

[2] S. Miyazaki, K Shibata, and H Fujita. Effect of specimen thickness on mechanical properties of

polycrystalline aggregates with various grain sizes. *Acta Metallurgica*, 27:855–862, 1978.

[3] P. J. M. Janssen, Th. H. de Keijser, and M.G.D. Geers. An experimental assessment of grain size effects in the uniaxial straining of thin Al sheet with a few grains across the thickness. *Materials Science and Engineering A*, 419(16):238–248, 2005.

[4] C. Keller and E. Hug. Hall-Petch behaviour of Ni polycrystals with a few grains per thickness. *Materials Letters*, 62:1718–1720, 2008.

[5] M. Klein, A. Hadrboletz, B. Weiss, and G. Khatibi. The size effect on the stress-strain, fatigue and fracture properties of thin metallic foil. *Materials Science and Engineering*, A319-321:924–928, 2001.

[6] H.-H. Fu, D. J. Benson, and M. A. Meyers. Analytical and computational description of effect of grain size on yield stress of metals. *Acta Materialia*, 49:2567–2582, 2001.

[7] M. Lederer, V. Gröger, G. Khatibi, and B. Weiss. Size dependency of mechanical properties of high purity aluminum foils. *Materials Science and Engineering A*, 527:590–599, 2010.

[8] Lorenzino, P., *Fatiga en componentes con concentradores de tensión bajo carga en modo I*, Ph.D. Thesis, pp. 17, Sevilla, España, 2012.

[9] T. Connolly, P. E. Mchugh, and M. Bruzzi. A review of deformation and fatigue of metals at small size scales. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 28:1119–1152, 2005.

[10] B. Weiss, V. Gröger, G. Khatibi, a. Kotas, P. Zimprich, R. Stickler, and B. Zagar. Characterization of mechanical and thermal properties of thin Cu foils and wires. *Sensors and Actuators A: Physical*, 99(1-2):172–182, April 2002.

DESARROLLO Y OPTIMIZACIÓN DE METODOLOGÍAS DE DISEÑO DE SOLUCIONES ULTRASÓNICAS AVANZADAS PARA LA INDUSTRIA FERROVIARIA

I. Aizpurua¹, D. Casado¹, I. Castro¹

¹Centro tecnológico Ik4-Ideko. Arriaga kalea 2,
20870, Elgoibar, Gipuzkoa
E-mail: iaizpuruamaestre@ideko.es

RESUMEN

La integridad estructural de las ruedas de tren es de gran importancia para la industria ferroviaria. Una serie de accidentes directamente relacionados con el fallo de las ruedas, han dado lugar a una mayor demanda de inspección y mantenimiento de las mismas. Actualmente, las prácticas más comunes para la inspección de ruedas dentro del campo de los ensayos no destructivos (NDT) son la inspección visual y la inspección por partículas magnéticas. Sin embargo, este tipo de inspecciones presentan una serie de desventajas que propician la búsqueda de alternativas a dichos métodos. En el presente trabajo se ha realizado el desarrollo y la optimización de dos soluciones ultrasónicas avanzadas cuyas principales ventajas son: la ausencia de alteraciones significativas en las piezas durante la inspección y la posibilidad de obtener equipos automatizados compactos de uso relativamente simple. Para ello, se ha empleado una herramienta de simulación específica para ultrasonidos (CIVA) y se han validado los resultados con la puesta en marcha de un banco de ensayos.

ABSTRACT

The structural integrity of wheels used in rolling stocks is of great importance to rail industry. A number of rail accidents have been directly related to the failure of wheels, leading to increased demands for the inspection and maintenance of such components. Nowadays, the most common NDT inspection methods for wheels are visual inspection and magnetic particle inspection. However, these inspection methods have several disadvantages that promote the research of other inspection techniques. This study is focused on the development and optimization of two advanced ultrasonic solutions, whose principal advantages are: the lack of significant distortions on the piece during the inspection and the possibility to automatize it by an user-friendly compact equipment. For that purpose, a specific ultrasonic simulation tool (CIVA software) has been used and the results have been validated building an inspection prototype.

PALABRAS CLAVE: Industria Ferroviaria, Ensayos No destructivos, Ultrasonidos.

1. INTRODUCCIÓN

El objetivo del presente trabajo es desarrollar procesos de inspección fiables basados en tecnología ultrasónica avanzada para la detección de defectos en ruedas de tren.

En concreto, se han desarrollado dos sistemas de inspección independientes.

El primer sistema de inspección se centra en la banda de rodadura (ver figura 1), donde la defectología típica puede ser tanto sub-superficial como interna, consecuencia de sollicitaciones a compresión y a cortadura. La inspección se ha realizado en base a la norma ISO 5948:1994 [1].

El segundo sistema de inspección se centra en el velo (ver figura 1), en concreto alrededor de los taladros

correspondientes al paso de los discos de freno. En este caso, la defectología típica es la presencia de grietas de fatiga radiales. La inspección se realiza por petición expresa de la empresa mantenedora debido a la aparición de un fallo en una rueda, en concreto, una rueda correspondiente al modelo de tren CIVIA 447.

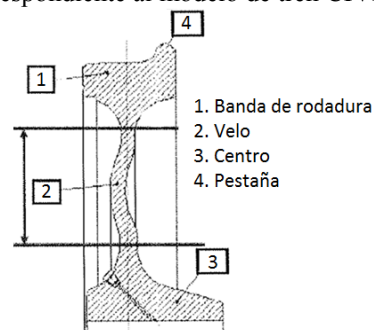


Figura 1. Perfil de la rueda captada en la norma EN 15313:2010 [2].

2. DESCRIPCIÓN DE LA TECNOLOGÍA DE ULTRASONIDOS UTILIZADA

El ensayo por ultrasonidos es un procedimiento de inspección no destructivo basado en los cambios de impedancia acústica de los materiales durante la propagación de ondas ultrasónicas a lo largo de un medio.

Las ondas ultrasónicas son ondas mecánicas, por lo que necesitan un soporte material, que puede ser sólido, líquido o gaseoso [3]. En la práctica, la transmisión en medios gaseosos es casi imposible a causa de la alta disminución de intensidad que sufre la onda. En consecuencia, los transductores pueden ser de contacto o de inmersión.

En este caso se han utilizado transductores de inmersión, ya que es más fácil asegurar un contacto homogéneo utilizando una columna de agua como agente acoplante entre el transductor y la pieza a inspeccionar.

Los transductores de ultrasonidos trabajan con distintas técnicas dependiendo del modo de emitir y recibir las ondas sonoras (impulso-eco, transmisión, TOFD,...). En el presente trabajo se ha utilizado la técnica impulso-eco. Esta técnica se basa en el efecto del eco que cualquier reflector (discontinuidad dentro del material, o superficie de dicho material) produce al ser tocado por un haz ultrasónico [3].

En la figura 2 se observan los distintos comportamientos del haz.

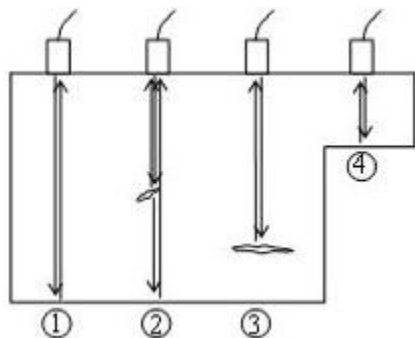


Figura 2. Técnica de impulso-eco [4].

En función del posicionamiento, tamaño y forma de la discontinuidad detectada se obtiene una respuesta de una intensidad mayor o menor. Con el objetivo de caracterizar las discontinuidades se comparan con un patrón que contiene reflectores previamente definidos (generalmente especificado por normativa).

2.1. Tecnología ultrasónica multi-elemento o phased-array (UTPA)

Los ensayos ultrasónicos se han efectuado con la tecnología UTPA. Un transductor UTPA está formado

por un conjunto de cristales piezoeléctricos que controlados electrónicamente permiten direccionar y focalizar el haz sonoro. Los transductores UTPA pueden tener distintas geometrías (lineal, matricial, anular,...), en este caso se ha utilizado un transductor UTPA lineal, porque la inspección se realiza en un único plano.

Las dimensiones principales que definen un transductor UTPA aparecen en la figura 3.

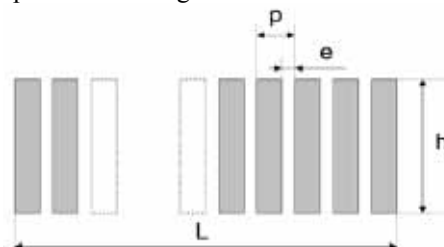


Figura 3. Dimensiones del UTPA [5].

- Distancia inter-laminar (p)
- Distancia entre cristales (e)
- Longitud incidente (L)
- Longitud ortogonal (h)

La electrónica controla cuando se tiene que activar cada cristal para generar el haz deseado. Al conjunto de cristales que genera la onda se le llama secuencia. En la figura 4 se pueden ver dos secuencias de doce cristas en dos transductores UTPA de 16 elementos. Las columnas representadas en la zona superior del UTPA indican la diferencia de tiempo desde la primera onda emitida a la onda emitida por el cristal correspondiente.

Con estas secuencias se ha conseguido un haz focalizado en la figura 4a y un haz focalizado y direccionado en la figura 4b.

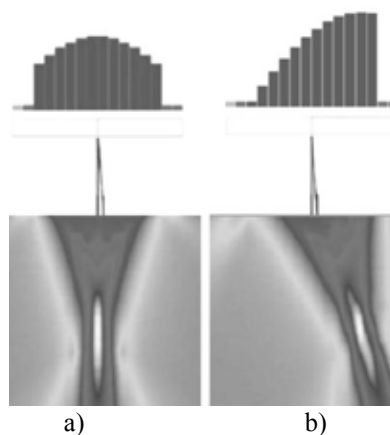


Figura 4. a) Haz focalizado; b) Haz focalizado y direccionado.

El coste asociado a la electrónica que controla los transductores UTPA se ha reducido de forma significativa en los últimos años, aun así su precio sigue siendo elevado, por lo que se ha centrado el análisis limitando el número de elementos a 32.

A continuación, se presenta el proceso de diseño de la solución de inspección seguido en ambos casos. En el caso de la banda de rodadura, se ha detallado todo el proceso de simulación donde se caracteriza el transductor UTPA y, en el caso de la inspección del velo, se han detallado las operaciones posteriores realizadas en el banco de ensayos.

3. DESARROLLO Y RESULTADOS TEÓRICOS DE LA INSPECCIÓN RELATIVA A LA BANDA DE RODADURA

La inspección de la banda de rodadura se ha realizado de acuerdo a la normativa europea ISO 5948:1994 [1]. Normativa que especifica entre otras cosas, la tipología, el número mínimo y la situación de los reflectores necesarios para la validación de la inspección en la rueda patrón.

En cuanto a la tipología de los reflectores, se distinguen dos grupos. Por un lado 5 agujeros inferiores de fondo plano y por otro, 3 agujeros laterales también de fondo plano (ver figuras 5 y 6). Además, la normativa especifica que los reflectores tienen que estar separados al menos 100 mm entre ellos para evitar interferencias durante la calibración.

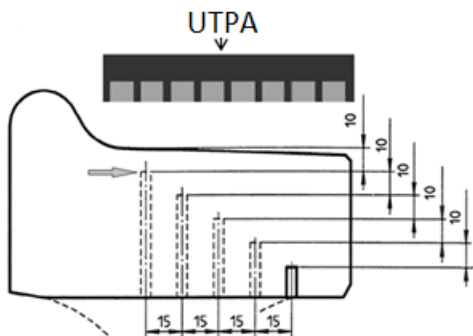


Figura 5. Agujeros inferiores de fondo plano.

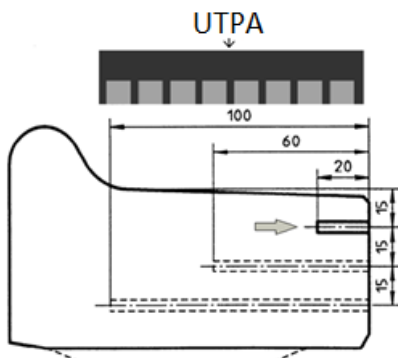


Figura 6. Agujeros laterales de fondo plano.

El transductor UTPA se ha posicionado paralelo al eje axial de la rueda y orientado hacia el centro de la misma, como se muestra en las figuras 5 y 6.

Los reflectores más difíciles de detectar son los marcados con la flecha en las figuras 5 y 6. En consecuencia, los cálculos se han realizado en base a estos dos reflectores.

Los parámetros más importantes a tener en cuenta durante el diseño del transductor son:

- La apertura: la distancia entre los centros de la primera y última secuencia programada en el transductor.

- La apertura angular: el rango de ángulos en el que un transductor puede isonificar un material con una onda con la suficiente presión acústica.

La limitación para direccionar el haz ultrasónico de forma electrónica, viene definida por las siguientes condiciones.

- $p < \lambda/2$: la apertura angular es infinita.
- $p > \lambda$: no se puede conseguir un haz no distorsionado.
- $\lambda/2 < p < \lambda$: la distorsión depende de la fórmula (1).

$$p > \frac{\lambda}{(1 + \sin \theta)} \quad (1)$$

Donde p representa la distancia inter-laminar (definido en figura 3), λ representa la longitud de onda y θ la dirección del haz ultrasónico.

Si no se cumplen las especificaciones definidas en estas condiciones, aparece un haz secundario de gran intensidad en otra dirección como se muestra en la figura 7. Siendo posible que el haz secundario resultante distorsione la respuesta obtenida.

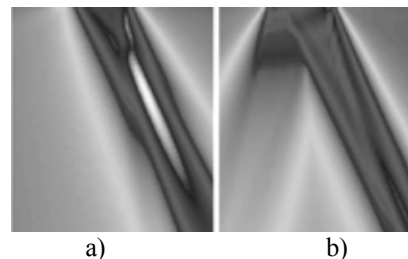


Figura 7. a) Haz no distorsionado; b) Haz distorsionado.

Los parámetros del transductor UTPA que influyen en las condiciones son la distancia inter-laminar y la longitud de onda. Con el objetivo de detectar los reflectores más conflictivos (señalados en las figuras 5 y 6), se han realizado simulaciones mediante un programa de elementos finitos específico para ultrasonidos, CIVA. Para simplificar los cálculos se ha quitado la curvatura y la pestaña de la rueda (ver figura 1), modelizándola como si de un paralelepípedo se tratara.

Los mejores resultados se han conseguido con una distancia inter-laminar de 2,1 mm y un ángulo de

apertura de 24°. Las tres condiciones mencionadas exigen una frecuencia inferior a 2 MHz para la geometría seleccionada.

Esta frecuencia está dentro de las frecuencias recomendadas para este tipo de material 2-5 MHz [5]. Además, cabe destacar que en esta aplicación concreta la respuesta a frecuencias bajas es mejor porque el haz sin focalizar está más cerca de la superficie.

Las figuras 8a y 8b muestran la influencia de la frecuencia en el posicionamiento del foco de presión acústica. Siendo la distancia mayor cuanto mayor es la frecuencia. Por lo que, para detectar reflectores localizados cerca de la superficie a frecuencias altas, la focalización es mayor, perdiendo presión acústica.

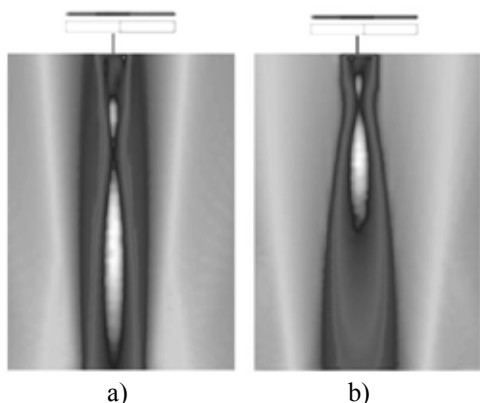


Figura 8. a) Haz con 3.5 MHz; b) Haz con 2MHz.

De las simulaciones se deduce que reduciendo la distancia entre cristales (e) el resultado obtenido es mejor. El inconveniente es que según recomendación del fabricante [6] y con el objetivo de evitar vibraciones entre los distintos cristales, es necesaria una distancia mínima entre cristales de 0,2 mm.

La configuración final del transductor, basado en los resultados de las simulaciones y en la recomendación del fabricante, se muestra en la tabla 1.

Tabla 1. Propiedades del transductor de la banda de rodadura

p	2,1 mm
e	0,2 mm
h	16 mm
f	2 MHz

Con esta configuración se consigue un transductor de una longitud incidente de 67 mm (ver figura 3) y un ángulo de apertura desde -24° a 24°.

Los resultados obtenidos muestran que el transductor UTPA es capaz de detectar todos los reflectores definidos. A continuación se muestra la detección de los dos reflectores más conflictivos (ver figura 9 y 10).

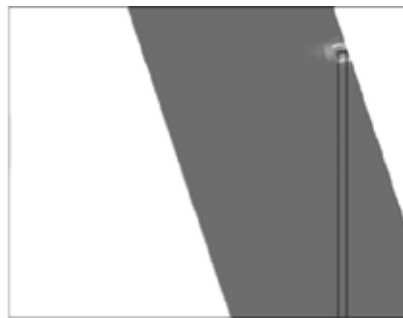


Figura 9. Detección del agujero inferior de fondo plano más conflictivo.

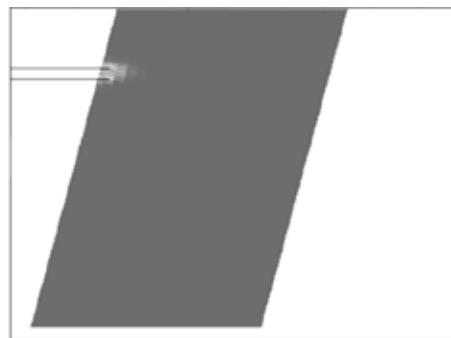


Figura 10. Detección del agujero lateral de fondo plano más conflictivo.

Utilizando los datos obtenidos de las simulaciones por elementos finitos, se ha fabricado el transductor UTPA y se han realizado los ensayos en el mismo banco de ensayos que se va a mostrar a continuación para la inspección del velo.

4. DESARROLLO Y RESULTADOS EXPERIMENTALES DE LA INSPECCIÓN CORRESPONDIENTE AL VELO

En este caso, al no existir una normativa que especifique los reflectores de la rueda patrón, las grietas a fatiga presentes en los agujeros del velo se han reproducido mecanizando una serie de entallas en los mismos.

El transductor UTPA se ha posicionado perpendicularmente al eje axial de la rueda y orientado hacia el centro de la misma, como se ve en la figura 13.

En total la rueda tiene seis taladros que se han enumerado para facilitar su identificación. El primer taladro no tiene entalla y se toma como referencia. Las dimensiones y las orientaciones de las entallas se han representado en la tabla 2.

Tabla 2: Dimensión y orientación de las entallas

Taladro nº	1	2	3	4	5	6
Profundidad (mm)	N/A	2	10	6	5	10
Orientación (°)	N/A	90	45	180	0	-135

Todas las entallas tienen un espesor de 0,1 mm, la dimensión que cambia es la profundidad. En la figura 11 se pueden apreciar 2 de las 5 entallas realizadas en la rueda, concretamente, la 2 y la 4.

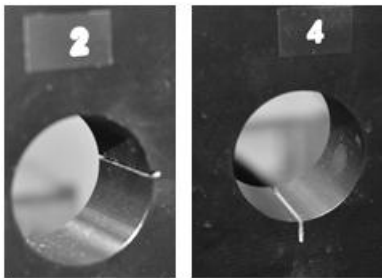


Figura 11: Entallas realizadas en la rueda.

Las entallas de los taladros están posicionadas a más de 200 mm de la superficie y la mayor dificultad que presenta su detección es su orientación. Cada uno de los reflectores está orientado con un determinado ángulo, y el haz tiene que incidir perpendicularmente para poder detectarlo.

En consecuencia, es necesario un transductor UTPA con una apertura menor, pero con mayor ángulo de apertura. La influencia de los haces secundarios a distancias grandes disminuye considerablemente, por lo que, las condiciones especificadas en la banda de rodadura no influyen en la respuesta como se ha visto en el programa de simulación CIVA. Tras realizar las simulaciones se ha definido la siguiente configuración.

Tabla 3. Propiedades del UTPA del velo

p	1,28 mm
e	0,15 mm
h	17 mm
f	3,5 MHz

Con esta configuración se consigue un transductor de una longitud incidente (ver figura 3) de 40,81 mm y un ángulo de apertura desde -35° a 35° .

Una vez obtenida la configuración del transductor utilizando el programa de simulación, se ha procedido a la realización de los ensayos mediante el diseño y montaje de un banco de ensayos.

En el banco de ensayos, la rueda gira con la ayuda de un motor eléctrico mientras el transductor UTPA se mantiene fijo en una posición emitiendo y recibiendo las señales acústicas. La posición de la rueda es controlada por un *encoder*. El banco de ensayos se muestra en la figura 12.

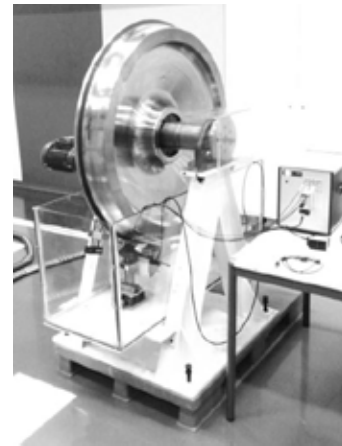


Figura 12: Banco de ensayos.

El utillaje utilizado para el posicionamiento del transductor tiene 5 grados de libertad como se aprecia en la figura 13.

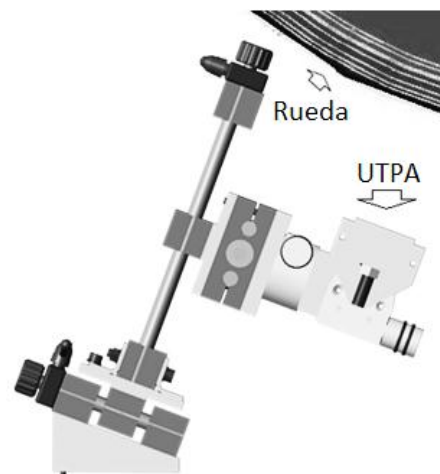


Figura 13. UTPA del velo posicionado.

El equipo de ultrasonidos empleado ha sido el modelo MultiX++32 de la marca M2M.

Mediante el utillaje se ha posicionado el transductor UTPA y mediante el equipo MultiX++32 se ha direccionado el haz en la zona de inspección mostrada en negro en la figura 14.

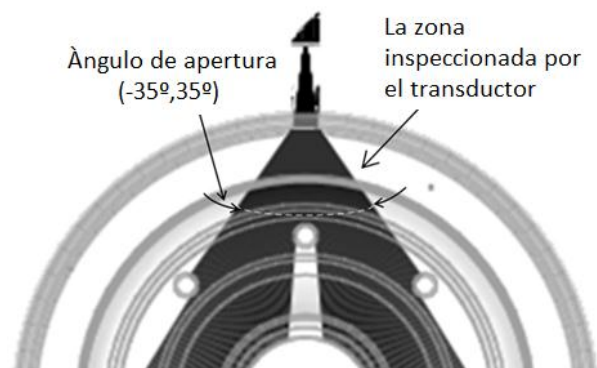


Figura 14. Zona de inspección de UTPA.

Los resultados temporales aparecen en el modo mostrado en la figura 15, donde se ha acotado la zona de inspección en base al vuelo de los taladros.

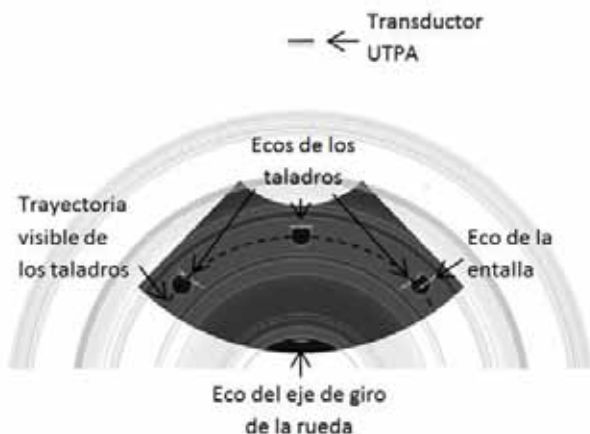


Figura 15: Resultados temporales de adquisición.

En el diseño de la aplicación que controla la inspección, se han representado los resultados obtenidos en el tiempo en 2D, como se muestra en la figura 16.

El eje vertical de la figura 16 representa el ángulo de apertura definido en la figura 14. El eje horizontal representa el ángulo de giro de la rueda. La imagen representa una revolución completa del eje de giro de la rueda, por lo que, toda la rueda está representada.

La figura 16 muestra los vuelos de los seis taladros, y se ha señalado en el centro el vuelo del taladro de referencia (agujero sin entalla). Estas curvas sinusoidales corresponden a la suma de posiciones a lo largo de la trayectoria visible del taladro marcada con una línea discontinua en la figura 15. Las entallas de los taladros se presentan como ecos adyacentes a las curvas sinusoidales de los taladros, como se aprecia en la figura 16.

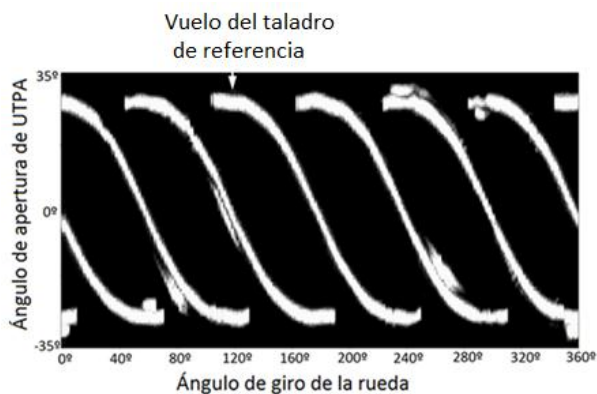


Figura 16. Imagen 2D de la aplicación.

En la figura 16 se pueden apreciar satisfactoriamente los cinco taladros con sus respectivas entallas y el taladro de referencia.

5. CONCLUSIONES

Se han desarrollado dos inspecciones ultrasónicas avanzadas para la industria ferroviaria, en concreto, para la banda de rodadura y el velo de una rueda de tren.

Para el diseño de las soluciones de inspección se han utilizado herramientas de simulación por elementos finitos específicos para ultrasonidos, y se han validado de forma experimental con la puesta en marcha de un banco de ensayos.

Se ha demostrado el potencial de las herramientas de simulación para reducir el tiempo de ciclo y el coste de la etapa de diseño de este tipo de soluciones. Debido a que no ha sido necesario la fabricación de prototipos intermedios.

Los resultados obtenidos de forma experimental avalan la fase de diseño previo, ya que ha sido posible detectar los reflectores definidos tanto por la normativa vigente (banda de rodadura) como por requerimiento específico del cliente (velo).

REFERENCIAS

- [1] ISO 5948:1994, Railway rolling stock material – Ultrasonic acceptance testing
- [2] EN 15313:2010, Railway applications- In-service wheelset operation requirements- In-service and off-vehicle wheelset maintenance
- [3] Eduardo Gómez de León, Ensayos no destructivos. Ultrasonidos nivel II. AEND, FC editorial, 2009
- [4] <http://www.theconcreteportal.com/nde.html> [Consulta: 8 de enero de 2013]
- [5] C.J. Heller, Handbook of non-destructive evaluation, MC Graw-Hill, 2001.
- [6] Imasonic SAS – ZA, Rue des Savourots 70190 Voray/l'Ognon France

MODELIZACIÓN DE LOS DEFECTOS EN EL ESTUDIO DE FATIGA DE LA ALEACIÓN DE MAGNESIO AZ91 INYECTADA A ALTA PRESIÓN

M. Preciado¹*, P. M. Bravo¹ y M. Lorenzo¹

¹Escuela Politécnica Superior. Av. Cantabria s/n, 09004 Burgos, España

*E-mail: mpreciado@ubu.es

RESUMEN

El comportamiento a fatiga de las aleaciones de magnesio AZ91 inyectadas a alta presión está sujeto a gran variabilidad debido fundamentalmente a la cantidad de defectos y porosidad que presentan este tipo de piezas inherentes al proceso de inyección. Un detallado análisis fractográfico ha mostrado que en el 94% de los casos la porosidad que ha originado la nucleación de las grietas estaba en la superficie o próxima a ella. Se han determinado el valor umbral del factor de intensidad de tensiones y el límite de fatiga siguiendo modelos clásicos de parametrización de defectos y se han obtenido valores inferiores del ΔK_0 a los valores encontrados en la bibliografía existente para este tipo de materiales. El análisis efectuado revela que las principales causas de las diferencias observadas obedecen al pequeño tamaño de la porosidad exterior en las piezas estudiadas y a la importancia de la posición del defecto mayor de lo que se había establecido. En consecuencia se puede concluir que la porosidad externa o situada cerca del borde, aunque sea pequeña, tiene un efecto sobre la vida a fatiga más importante del que se había predicho.

ABSTRACT

Fatigue properties of high-pressure die-casting magnesium alloys AZ91 present a great variability due primarily to the high quantity of porosity and defects present in these pieces that is inherent in the injection process. A detailed fractographic analysis has shown that in the 94% of the cases, the porosity that originated the crack nucleation was in the surface or next to the surface. The threshold stress intensity factor range and the limit of fatigue have been calculated following classical models of parameterization of defects. The obtained ΔK_{th} is lower to the values found in the literature and the analysis reveals that the main causes of the observed differences are due to the small size of the surface porosity in the studied pieces and to the importance of the position of the defect. Thus, it can be concluded that the external porosity or near the edge, has an effect on the fatigue life more important than what had been predicted.

PALABRAS CLAVE: Aleaciones de magnesio, Porosidad, Inyección a alta presión.

INTRODUCCIÓN

Las aleaciones de magnesio son cada vez más utilizadas debido a las ventajas que proporcionan propiedades tales como su baja densidad, resistencia específica alta y buena colabilidad. Actualmente representan los metales más ligeros que se usan en automoción, industria aeroespacial, ordenadores, etc. La inyección a alta presión es el proceso de producción que más se utiliza en el conformado de las aleaciones de magnesio para componentes de automoción. Sin embargo, este proceso introduce defectos en el material, de los cuales el más importante es la alta porosidad y son estos defectos los que facilitan una iniciación de grieta precoz y con ello una disminución de la vida a fatiga de los distintos

componentes. Es por todo ello, que en este tipo de aplicaciones resulte de interés conocer el efecto que la microestructura y los defectos microestructurales tienen sobre el comportamiento a fatiga.

Se ha investigado sobre la influencia la porosidad tiene sobre los resultados de fatiga [1], sin embargo, las piezas que se ensayaron fueron mecanizadas a partir de planchas, quedando así modificada la superficie del material. En el estudio propuesto las probetas utilizadas fueron moldeadas con la forma final y los parámetros de inyección se han modificado para obtener un material con menos porosidades y más homogéneo que el utilizado en estudios anteriores [2].

MATERIALES Y PROCEDIMIENTO

2.1. Materiales

El material utilizado en la presente investigación es la aleación de magnesio inyectada a alta presión (HPDC) conocida como AZ91D. En la Tabla 1 se muestra la composición típica de la aleación según ASTM-B93 y la composición real de las muestras ensayadas.

Tabla 1. Composición química de la aleación.

AZ91	Al %	Be %	Cu %	Fe %	Mn %	Ni %	Si %	Zn %
ASTM B93	8,5-9,5	0,0005-0,0015	Max 0,025	Max 0,004	0,17-0,4	Max 0,001	Max 0,8	0,45-0,9
Real	8,83	0,001	0,007	0,003	0,32	>0,001	0,028	0,6

En la Figura 1 a pocos aumentos se observa que el grano varía su tamaño del centro al exterior, siendo de 5µm en el exterior y de 10µm en el centro. En la Figura 2 se muestra una microestructura de granos de Mg con precipitados en los bordes de grano que corresponden un eutéctico divorciado de Mg₁₇Al₁₂ (fase γ) y Mg (Figura 3).

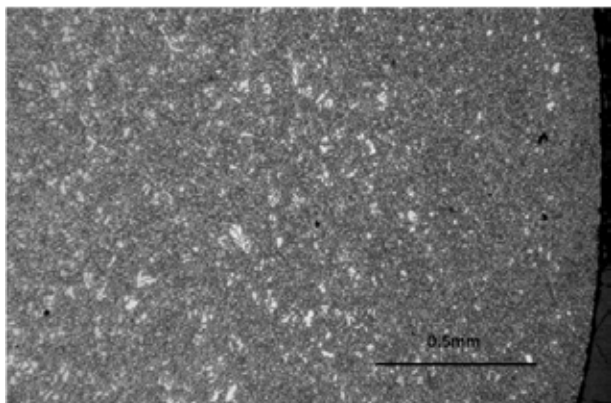


Figura 1. Micrografía de las muestras donde se observa cómo va disminuyendo el tamaño de grano (50x).

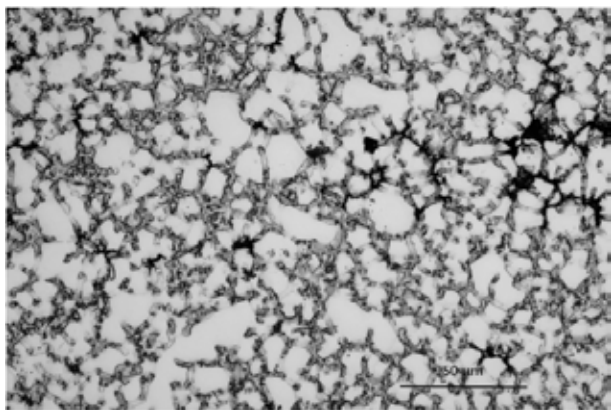


Figura 2. Micrografía en el centro de la probeta (400x).

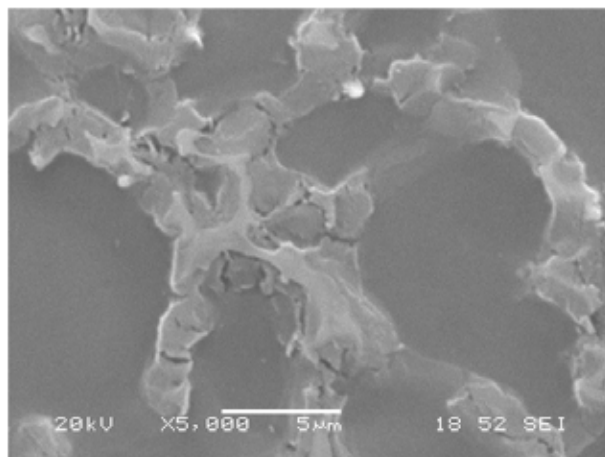


Figura 3. Detalle del eutéctico: Mg₁₇Al₁₂ y Mg.

También se ha observado que en toda la superficie de las muestras aparecen porosidades de pequeño tamaño que dan lugar a microgrietas que progresan por el límite de grano. (Figura 4).

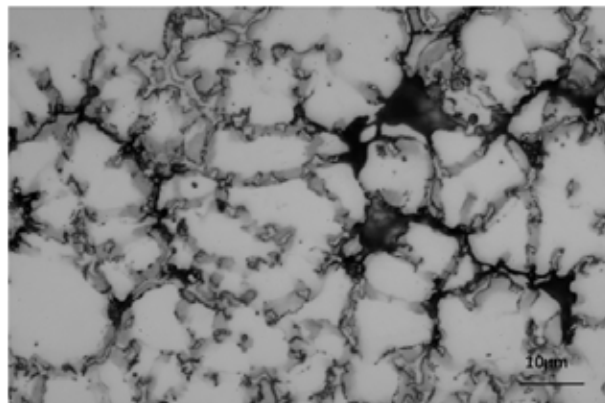


Figura 4. Detalle de las microgrietas que emergen de las pequeñas porosidades.

2.2. Ensayos de fatiga

Las probetas utilizadas han sido de geometría circular con un diámetro D= 6,3mm. Estas probetas han sido obtenidas mediante un proceso de inyección a alta presión en el que se han utilizado moldes con la forma final de las probetas, consiguiendo así que el acabado superficial sea el mismo que tienen los componentes en servicio. Debido al proceso de moldeo, las probetas presentan una rebaba superficial originada en la unión de las dos piezas que conforman el molde. Esta rebaba ha sido eliminada ya que en estudios anteriores se observó que la mayoría de las roturas tenían como inicio el lugar de la rebaba, y que eliminándola se conseguían buenos resultados.

Se han realizado ensayos de fatiga convencionales en una máquina universal de ensayos 810-Material Test System 250KN, a niveles de carga máxima del 50%,

55%, 60%, 70%, 80% y 90% del límite elástico, con un valor R= -1 y a una frecuencia de 10 Hz.

La razón por la que se escogieron cargas que representaban un porcentaje del límite elástico, fue que la carga de rotura viene marcada por el alargamiento del material y este depende de la porosidad tanto que la dispersión de resultados hace imposible encontrar un valor razonable. Sin embargo, el límite elástico es muy adecuado, ya que no hay apenas dispersión de resultados y acorta la duración de los ensayos, al presentar, este tipo de materiales, valores bajos de límite de fatiga.

2.3. Modelos de parametrización de los defectos

La microporosidad es uno de los mayores problemas asociados con los procesos de inyección a alta presión. Esta microporosidad se forma durante la solidificación de estas aleaciones siendo las principales causas los gases disueltos y los rechupes.

Resulta necesario establecer algún modelo para poder predecir la resistencia a fractura de cualquier componente estructural que contenga pequeños defectos, inclusiones o falta de homogeneidad.

Se han estudiado distintos modelos y métodos de aplicación: el modelo del parámetro del $\sqrt{\text{área}}$ [3,4], el modelo de Kazinczy's [5] y el modelo de Usami y Nishioka [6,7].

En el modelo del parámetro $\sqrt{\text{área}}$, se utiliza la raíz cuadrada del área de la proyección de un defecto o grieta sobre un plano perpendicular a la mayor tensión de tracción.

Se relaciona este parámetro geométrico con el factor de intensidad de tensiones mediante la fórmula

$$K_{\max} = \sigma_0 \alpha \{ \pi (\text{Defect area})^{0.5} \}^{0.5} \quad (1)$$

Donde σ_0 es la máxima tensión aplicada, α es el factor de corrección de forma siendo 0.65 para defectos superficiales y 0.5 para defectos internos. Si en la ecuación (1) se substituye σ_0 por $\Delta\sigma$, puede calcularse el valor umbral de la amplitud de tensiones ΔK_0 .

El citado autor también estableció el valor de dureza Vickers H_V como un parámetro del material mediante el cual se podía predecir la resistencia a fatiga del mismo.

$$\sigma_w = \beta (H_V + 120) / (\sqrt{\text{área}})^{1/6} \quad (2)$$

Siendo $\beta=1.43$ para defectos superficiales y $\beta=1.56$ para defectos internos.

Según de Kazinczy el límite a fatiga vendría dado por la ecuación (3)

$$\sigma_w = \frac{\sigma_{w0}}{1+K\sqrt{D}} \quad (3)$$

Donde D representa el tamaño del defecto definido como el diámetro del círculo más pequeño que contenga el defecto y σ_{w0} es el límite de fatiga de una pieza del mismo material sin defectos.

Según el criterio de límite de fatiga de Usami y Shida el tamaño de la zona plástica en carga cíclica en punta de grieta, r_{pc} es igual a una constante que depende del material $r_{pc(w)}$ en el límite de fatiga:

$$r_{pc} = r_{pc(w)} \quad (4)$$

$$r_{pc(w)} = \pi/32 \left[\frac{K_{max,0}}{\sigma_{yc}} \right]^2 \quad (5)$$

El valor de $r_{pc(w)}$ se refiere a propiedades de la microestructura tales como el tamaño de grano.

RESULTADOS

3.1. Curvas S-N

Las curvas S-N se han obtenido conforme a la norma ASTM E 739.

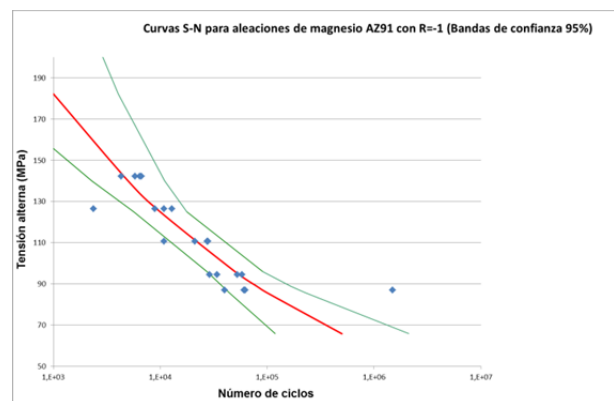


Figura 5. Curvas S-N.

En los ensayos realizados se obtuvieron resultados con poca dispersión, a pesar de la porosidad que presenta este tipo de material debido al proceso de fabricación. Una posible medida de esta dispersión es el valor F que se obtiene en la norma ASTM a partir de los resultados y que se utiliza para comprobar que se puede establecer una relación lineal (en escala logarítmica) entre variables. En este caso el valor de $F_{calculada}$ fue de 0.12 muy inferior al valor de F_{norma} que es de 3.28.

El límite de fatiga se estableció para 2×10^6 ciclos y se obtuvo para una carga máxima del 55% del límite elástico que corresponde a 79.08 MPa.

3.2. Fractografía

Las grietas de fatiga se originaron en las porosidades en el 100% de los casos. La mayoría de estos poros estaban situados en el extremo (67%) o muy cercanos al mismo (27%). Solamente un 6% estaba situado en el centro.

En las figuras 6 y 7 se aprecian dos de esos defectos.

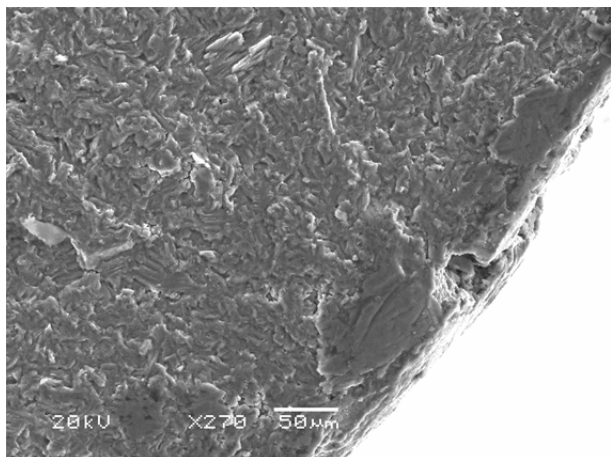


Figura 6. Porosidad en el exterior de la muestra.

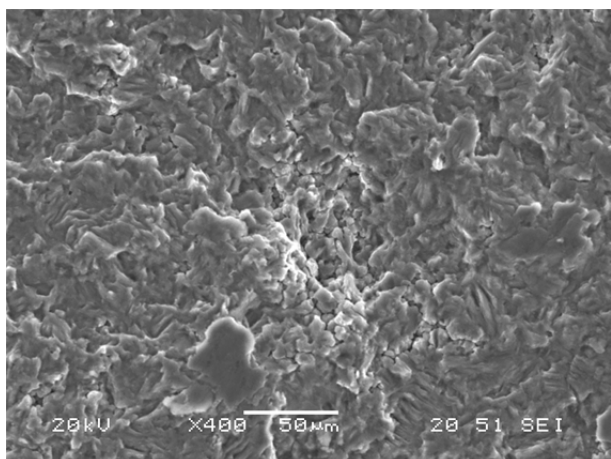


Figura 7. Porosidad situada casi en el exterior de la muestra (distancia del borde: 228 µm).

3.3. Medida del tamaño de porosidades

Se observaron las superficies de rotura de todas las muestras y se midieron las distintas áreas de los defectos mediante microscopía electrónica. En cuatro de los resultados resultaba imposible identificar el inicio, debido a que el ensayo tiene ciclos de tracción y compresión que habían ocultado cualquier traza de porosidad, discontinuidad o grieta donde se había nucleado la grieta que diera lugar a la ruptura final. En la Figura 8 se han resumido los tamaños de las distintas porosidades.

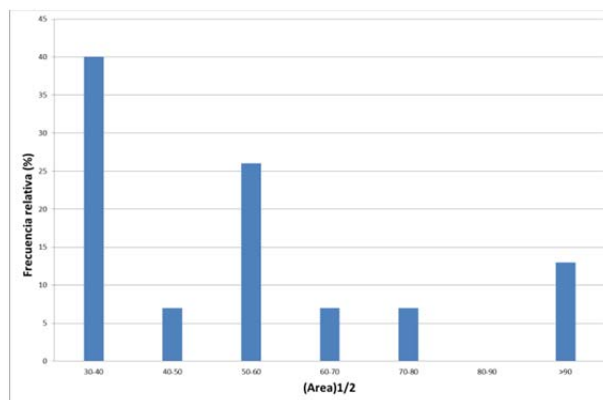


Figura 8. Distribución de tamaños de áreas de defectos.

Se puede apreciar el pequeño tamaño de las porosidades; solamente un 13% están por encima de 71 micras (la raíz del área). Sin embargo, a pesar de su pequeño tamaño, su localización en el extremo o prácticamente en el extremo, provocó la rotura de la muestra a pocos ciclos. Casi siempre, se ha observado que cuando los poros estaban localizados en la misma zona a mayor tamaño de defecto el número de ciclos hasta rotura era menor y que cuando los tamaños de defectos eran parecidos, a mayor nivel de carga el número de ciclos hasta rotura era también menor. Esto demuestra que la geometría de la porosidad no tiene una influencia demasiado marcada en los resultados.

3.4. Cálculo de ΔK_0

Asumiendo los poros en el lugar de inicio de las grietas como las grietas iniciales que dieron lugar a la rotura y substituyendo en la fórmula (1) los valores de las áreas de defecto con su correspondiente factor corrector y los incrementos de carga aplicados, se han obtenido los distintos valores de ΔK_0 . En la Figura 9 se han representado dichos valores y cómo el valor más bajo y por tanto el valor buscado corresponde a 1.14 MPam^{1/2}

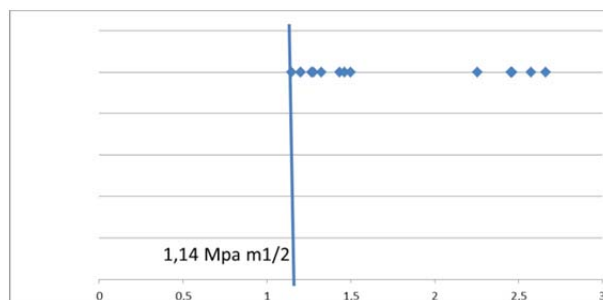


Figura 9. Amplitudes del factor de Intensidad de tensiones.

3.4. Límite de fatiga

De lo anterior se deduce que para valores mayores del umbral del factor de intensidad de tensiones, las muestras romperían mientras que para valores inferiores, no romperían. Si en la fórmula (1)

substituimos el valor encontrado y consideramos la peor porosidad medida, podremos obtener un valor del límite de fatiga que ha resultado 56.04 MPa para el defecto más grande y de 76.20MPa para el defecto más probable. El valor que se encontró en los ensayos fue de 79.08MPa que es muy parecido al segundo. Estos resultados dan una validez a la modelización del tamaño de defecto mediante el parámetro $\sqrt{\text{área}}$.

Si se relaciona el valor de dureza Vickers con el límite de fatiga, siguiendo los ensayos de Murakami que se pueden resumir en la ecuación (2) obtendríamos unos valores de 81.04MPa para el defecto más grande y 89.79 para el tamaño de defecto más probable. Tampoco esta vez se alejan excesivamente del valor obtenido en los ensayos.

Según el modelo de Kazinczy aplicando la fórmula (3) se necesitaría el valor del límite elástico de una pieza del mismo material sin defectos, lo cual es difícil. Se ha utilizado el valor $0.5 \sigma_m$, siendo $\sigma_m = 220\text{MPa}$ la resistencia a fractura de la aleación AZ91 procedente de lingote y utilizando el valor empírico del límite de fatiga y los diámetros de las diferentes porosidades, se obtiene un valor de $K = 0.06$. Extrapolando este valor al resto de los ensayos, el valor del límite de fatiga promedio sería de 73.45 MPa. Sin embargo, para calcular este valor se han empleado los ensayos realizados, con lo que no se puede comprobar la validez de este modelo hasta que no se repitan ensayos en otras coladas.

Siguiendo el modelo de Usami y Shida, se llegaría a un valor para r_{pc} de $2.55\mu\text{m}$ que es inferior al tamaño de grano en el borde que haciendo la media de varias medidas se obtuvo un valor de $5\mu\text{m}$, pero si utilizamos el valor promedio de K , se obtendría un valor para r_{pc} de $5.9\mu\text{m}$ que se aproxima al valor obtenido. Debe tenerse en cuenta que el grano no es homogéneo como puede apreciarse en la Figura 10 y los valores son sólo promedios.

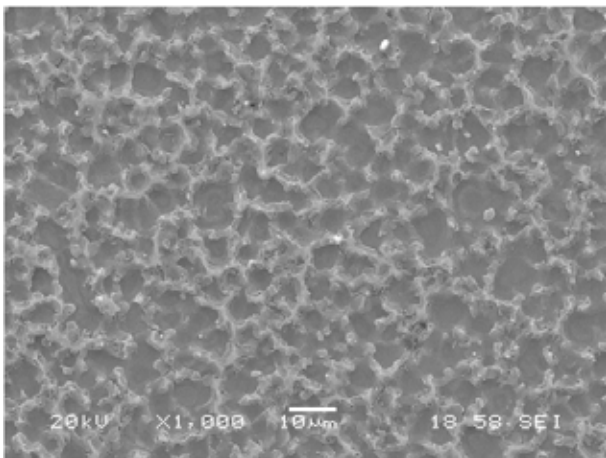


Figura 10. Granos en la zona exterior de la muestra.

ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

Las probetas ensayadas presentaban una porosidad pequeña y distribuida homogéneamente dando lugar a unos ensayos de fatiga con poca dispersión, hecho que ha facilitado mucho la aplicación de los distintos modelos propuestos.

En este tipo de aleaciones, la existencia de un límite de fatiga parece que es debido a que las grietas no se propagan debido a que las cargas son muy bajas ($\cong 0.36\sigma_{\text{max}}$) más que a que a la falta de condiciones para que se inicie la grieta, ya que las piezas están llenas de pequeñas microgrietas que se propagan por borde de grano.

Si bien la mayor parte de las veces el defecto estaba en el extremo, también se han encontrado defectos muy próximos al extremo de pequeño tamaño que han originado la grieta que ha dado lugar a la fractura, por lo tanto, aunque se sometieran las piezas a un pulido superficial, la vida a fatiga no experimentaría una gran mejora, ahora bien si la mecanización fuera más profunda, sí que se podría mejorar el comportamiento a fatiga.

Los valores del umbral del incremento del factor de intensidad de tensiones son bajos comparados con valores de aproximadamente $4 \text{MPam}^{1/2}$ [8] y $3.5\text{MPam}^{1/2}$ [9] encontrados por otros autores. No obstante, analizando las dimensiones de las porosidades que han dado lugar al inicio de grieta, se puede comprobar que son muy pequeñas y podrían ser clasificadas grietas físicamente pequeñas. Se sabe que este tipo de grietas crece incluso por debajo del valor umbral para grietas largas, pero el nuevo ΔK_0 así como el límite de fatiga que se ha encontrado son bajos comparados con lo que se podía esperar a la vista de la buena calidad de la inyección.

La gran diferencia en el tamaño de grano también puede contribuir a que las grietas superficiales sean aún más perjudiciales, debido al aumento de bordes de grano, frágiles, por los que las grietas se propagan tan fácilmente.

Por último los modelos aplicados, especialmente el de Murakami ha mostrado ser un modelo acertado para tratar este tipo de defectos, obteniéndose valores del límite de fatiga cercanos al obtenido en los ensayos.

El modelo de Kazinczy es sencillo, pero debido a la heterogeneidad de los defectos en cuanto a las formas geométricas que adoptan, modelizarlos por un círculo puede llevar a sobredimensionar los defectos que son alargados. La validez del modelo necesita ensayos con nuevas coladas para establecer valores más exactos de las constantes que intervienen en la formulación matemática.

El modelo de Usami y Shida ayuda a entender las transiciones en los mecanismos de crecimiento de grieta y su relación con la microestructura.

CONCLUSIONES

Se puede plantear el estudio de fatiga de las aleaciones de magnesio producidas por inyección desde el modelo de Murakami en el que el tamaño de la grieta es substituido por la raíz del área de la proyección del defecto sobre el plano perpendicular a la mayor tensión de tracción. Dicho modelo puede ayudar a predecir tanto el valor ΔK_0 como el límite de fatiga.

Existen microporosidades en toda la probeta, debidas al proceso de fabricación, sin embargo son las porosidades situadas en el exterior o casi en el exterior las que originan las grietas que darán lugar a la fractura final, aun siendo estas de muy pequeño tamaño.

Se han encontrado evidencias de que las microporosidades generan grietas de muy pequeño tamaño que evolucionan siguiendo los bordes de grano. El hecho de que en el borde de las piezas, el tamaño de grano sea prácticamente la mitad del tamaño de grano del centro, aumenta la peligrosidad de la porosidad situada en estas zonas.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer la financiación recibida del proyecto CENIT MAGNO (2008-1028).

REFERENCIAS

[1] Mayer H., Papakyriacou M., Zetl B., S.E. Stanzl-Tschegg. *Influence of porosity of die cast magnesium and aluminium alloys*, *International Journal of Fatigue* 25 (2003) pp: 245-256.

[2] Lorenzo M, Bravo P. M., Alegre J. M. Preciado M. *Estudio del comportamiento a fatiga de la aleación AZ91D inyectada a alta presión*. *Anales de Mecánica de la Fractura*, 2012, vol. 1, pp:349-354.

[3] Murakami, Y. and Endo, M. *Effects of defects, inclusions and inhomogeneities on fatigue strength*. *Fatigue*, 1994, vol. 16, pp: 163-182.

[4] Murakami, Y. and Endo, M. *The $\sqrt{\text{área}}$ parameter model for small defects and non metallic inclusions in fatigue strength: experimental evidences and applications*. In: *Proc Theoretical Concepts and Numerical Analysis of Fatigue*. Birmingham, UK. Warley: Engineering materials Advisory Services Ltd., Cradley Heath; 1992. Pp:51-71.

[5] de Kazinczy. *Effect of small defects on the fatigue properties of medium strength cast steel*. *J. Iron Steel Inst.* 1970, 208 pp: 851-855.

[6] Ohuchida, H., Usami, S. and Nishioka, A. *Elastic-plastic approach to fatigue crack propagation and fatigue limit of material with crack*. 3rd *International Conference of Fracture*, 1973, Munchen, V-442/A.

[7] Usami S. and Shida S. *Elastic-plastic analysis of the fatigue limit for a material with small flaws*, *Fatigue of Engineering Materials and Structures*, vol. 1, pp: 471-481.

[8] Venkateswaran P., Ganesh S., Pathak, S. D., Miyashita Y., Mutoh Y., *Fatigue crack growth behaviour of a die-cast magnesium alloy AZ91D*, *Material Letters*, 2004, vol. 58 pp: 2525-2529.

[9] Horstemeyer M. F., Yang N. Ken Gall, McDowell D. L., Fan J., Gullet P. M. *High cycle fatigue of a die cast AZ91E-T4 magnesium alloy*, *Acta Materialia*, 2004, pp:1327-1336.

ANÁLISIS DE LA TENACIDAD A LA FRACTURA Y EL EFECTO DEL TAMAÑO DE PROBETA PARA UN ACERO COLADO DE MEDIO CARBONO Y BAJA ALEACIÓN

L. A. Alcaraz-Caracheo^{1*}, J. Terán-Guillén², F. J. Carrión-Viramontes², M. Martínez-Madrid²,
M. Laguna-Estrada¹, A. Sanchez-Rodríguez¹

¹Departamento de Ingeniería Mecánica y Mecatrónica, Instituto Tecnológico de Celaya.
Av. Tecnológico y A. García Cubas s/n, Col. Alfredo V. Bonfil CP 38010, Celaya, Gto. México.
*E-mail: alejandro.alcaraz@itcelaya.edu.mx

²Instituto Mexicano del Transporte
Km. 12 Carretera Querétaro-Galindo, Sanfandila, Querétaro, CP 076700. México.
E-mail: jteran@imt.mx

RESUMEN

La tenacidad a la fractura de un acero colado al cromo-níquel, el cual corresponde a un anclaje de un puente atirantado en servicio, fue estudiada. Para las pruebas experimentales, se utilizaron cuatro tamaños de probetas geoméricamente proporcionales para ensayos de flexión en tres puntos acorde al estándar ASTM E399-09. Los resultados revelan un micro-mecanismo de cuasi-clivaje en los diferentes tamaños de probetas y el promedio de la tenacidad a la fractura decrece conforme el tamaño del espécimen se reduce. Una correlación lineal entre la tenacidad normalizada K_Q/K_{IC} y la raíz cuadrada del tamaño de ligamento normalizado fue propuesta para estimar la tenacidad a la fractura a partir de especímenes pequeños. Esta correlación se comparó con el modelo empírico propuesto por Mourad et al. (2012) mostrando un comportamiento similar para un valor de potencia de 1/2. Además, se obtuvo la función de densidad de probabilidad de la tenacidad a la fractura para determinar la probabilidad de falla de un anclaje del puente atirantado empleando la mecánica de la fractura probabilística.

ABSTRACT

The fracture toughness of a Cr-Ni cast Steel, which has been used for the cables' anchorage element of a stayed bridge, was studied. For the experimental tests, four different specimen sizes, geometrically proportional to the three point bending standard size according to ASTM E399-09, were used. Results reveal a quasi-cleavage micro-mechanism for all different specimen sizes and the fracture toughness decreases as the specimen size is reduced. A linear correlation between the normalized toughness K_Q/K_{IC} and the square root of the normalized ligament was proposed to estimate the fracture toughness of small specimens. This correlation was compared to the empirical model suggested by Mourad et al. (2012), and it exhibited a similar behavior for a power value of 1/2. Moreover, the probability density function of the fracture toughness was also obtained to calculate the probability of failure of the anchorage element of the stayed bridge based on the probability fracture mechanics.

PALABRAS CLAVE: Acero colado, Tenacidad a la fractura, Efecto del tamaño de probeta.

1. INTRODUCCIÓN

Elementos ó estructuras de acero colado generalmente contienen discontinuidades (ej. poros e inclusiones), las cuales pueden actuar como núcleos responsables de una fractura catastrófica del material [1-2]. Por lo que la evaluación de integridad de este tipo de elementos es de gran interés. Una de las propiedades más importantes para un estudio de integridad estructural es la tenacidad a la fractura, la cual se puede determinar siguiendo alguno de los métodos estandarizados (ej. ASTM E399,

ASTM 813 y ASTM E1820). Para el caso de aceros colados con discontinuidades se han reportado ciertas dificultades para evaluar esta propiedad. Una de ellas es que al utilizar el método de la integral J (usando el estándar ASTM E813 ó ASTM E1820) no se consigue un crecimiento de grieta estable, por lo que no se puede obtener un valor de tenacidad válido, tal como lo menciona Stephens [3] para un acero SAE 0050A y Tarafder et al. [4]. Otra alternativa para evaluar esta propiedad es mediante el estándar ASTM E 399, que para aceros de bajo y medio carbono implica, en muchas

ocasiones, fabricar una probeta de dimensiones muy grandes [5], lo cual puede ser impráctico, si se desean realizar varias pruebas para medir la variabilidad de la tenacidad ó imposible si no se cuenta con el material suficiente.

Cuando la limitante para evaluar la tenacidad es la cantidad de material, algunos investigadores han propuesto realizar ensayos en probetas pequeñas y transferir el valor de tenacidad obtenido a un tamaño de probeta estándar [6-8], por lo que analizar el efecto de tamaño de probeta en la tenacidad a la fractura es importante.

En general existen dos criterios para analizar el efecto de tamaño en la tenacidad, uno es en base al nivel de constricción en la punta de la grieta y el otro en base a la teoría estadística del eslabón más débil [9]. Ambos criterios consideran que la tenacidad aumenta conforme el tamaño de probeta disminuye. Sin embargo, también se ha reportado un efecto opuesto en probetas geoméricamente similares [10-12], es decir, que la tenacidad disminuye cuando el tamaño de probeta disminuye. De acuerdo a Wallin [12], esto se debe a que el parámetro geométrico que controla el valor de tenacidad es la longitud del ligamento de la probeta.

Recientemente se han propuesto modelos empíricos para transferir el valor de tenacidad entre diferentes tamaños de probetas empleando la longitud del ligamento [13-14]. Este trabajo es una continuación de una investigación realizada sobre el efecto de tamaño de probetas geoméricamente similares en la tenacidad a la fractura de un acero colado empleado en puentes [14], y contribuye en el entendimiento de transferir la tenacidad de una probeta pequeña a una probeta con dimensiones de un componente ó estructura ingenieril. Se realizaron ensayos en diferentes tamaños de probetas tipo SE(B), las cuales eran de acero colado al cromo-níquel. Con los datos experimentales se estableció un modelo para correlacionar el tamaño de probeta con la tenacidad a la fractura, el cual, fue comparado con el modelo propuesto por Mourad et al. [13], mostrando un comportamiento muy parecido. Además se obtuvo la FDP de la tenacidad del anclaje y se realizó un caso de estudio para determinar la probabilidad de falla de este elemento de acuerdo a la mecánica de fractura probabilística.

2. MATERIAL Y MÉTODO

2.1 Material

El material utilizado en este trabajo es un acero colado con poros e inclusiones, el cual corresponde a dos anclajes de una muestra que se retiró de un puente atirantado [15]. En la Tabla 1 se muestra la composición química de los dos anclajes.

Tabla 1. Composición química de los anclajes.

% en peso	Anclaje 1	Anclaje 2
C	0.423	0.397
Mn	0.820	0.707
Si	0.803	0.300
S	0.022	0.036
P	0.034	0.036
Cr	1.007	0.813
Mo	0.093	0.080
Ni	0.537	0.603
Cu	0.343	0.340

2.2 Ensayo de tracción

Se realizaron probetas de tracción para los dos anclajes. La geometría de las probetas se muestra en la Fig. 1. Los ensayos se realizaron en una máquina Instron 8801 con una velocidad de carga de 0.042 kN/s conforme a la norma ASTM E8M-04. Las propiedades obtenidas se detallan en la Tabla 2.

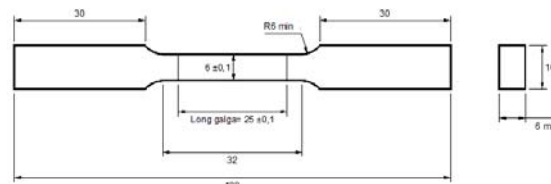


Fig. 1. Geometría de la probeta de tracción.

Tabla 2. Propiedades de tensión.

	Anclaje 1	Anclaje 2
Módulo elástico (MPa)	199	195
Límite elástico (MPa)	323	280
Resistencia última (MPa)	621	591
% de alargamiento	8.4	12.6

2.3 Ensayo de tenacidad

Cuatro tamaños de probetas tipo SE(B) fueron fabricadas de acuerdo a la Fig. 2a. Las dimensiones y la cantidad de probetas se muestran en la Tabla 3. Todas las probetas eran geoméricamente similares con una razón de $W/B = 2$. Es importante mencionar que el espesor de la probeta 1 SE (B) correspondió al espesor mínimo del anclaje. La orientación de la muesca de la probeta fue perpendicular a la línea de acción de carga del elemento de anclaje (ver Fig. 2b). Antes de realizar el ensayo de tenacidad, las probetas fueron pre-agrietadas por fatiga bajo el modo de ΔK decreciente, el ΔK inicial fue de 20 MPam^{1/2} con una razón de carga de 0.1 y una frecuencia de 15 Hz hasta que alcanzaron una razón a/W entre 0.54 y 0.55. Durante los ensayos, la carga fue medida por medio de una celda de carga de 100 kN y el desplazamiento por medio de un extensómetro COD colocado en los bordes de la muesca de la abertura de la grieta. Todas las pruebas se realizaron a temperatura ambiente bajo el control de

carga, con una tasa de incremento de factor de intensidad de esfuerzos de $0.55 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}/\text{s}$.

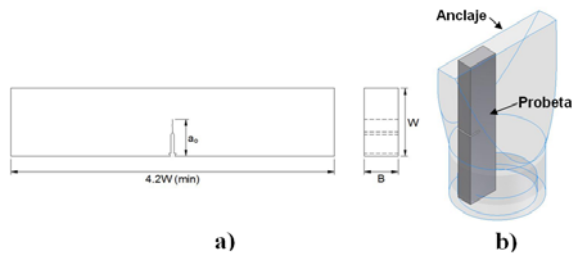


Fig. 2. Probeta SE(B). a) Geometría, b) Orientación

Tabla 3. Dimensiones y cantidad de probetas tipo SE(B)

Probeta	Espesor nominal B (mm)	Longitud del ligamento $(W-a)$ (mm)	Número de probetas
Anclaje 1			
1 SE(B)	52	46.98	2
0.5 SE(B)	26	24.12	4
0.29 SE(B)	15	13.74	6
0.25 SE(B)	13	11.65	8
Anclaje 2			
0.5 SE(B)	26	29.00	4
0.29 SE(B)	15	16.80	30

2.4 Modelo del anclaje en elementos finitos

Para el caso de estudio, se realizó un modelo del anclaje con grieta usando el programa ANSYS Workbench (ver Fig. 3a). La geometría de la grieta fue semi-elíptica, donde a es la profundidad de la grieta, c la longitud superficial y t el espesor mínimo del anclaje, como se muestra en la Fig. 3b. La carga que se aplicó al modelo fue de acuerdo a las mediciones realizadas en el puente [16]. El Factor de Intensidad de Esfuerzos (FIE) se determinó usando el comando CINT para cocientes de profundidad entre longitud superficial de grieta, a/c , de 0.2, 0.4, 0.6 0.8 y 1.0.

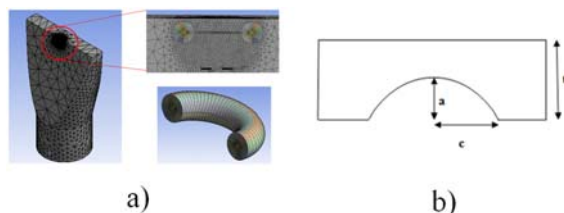


Fig. 3. Modelo del anclaje en elementos finitos. a) Discretizado, b) Parámetros de la geometría de la grieta

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1 Efecto del tamaño

En la Fig. 4 se puede observar que la tenacidad tiende a disminuir cuando la longitud del ligamento también disminuye. Se aprecia que las dos probetas con longitud de ligamento mayor (1 SE(B)) cumplieron con el requerimiento de tamaño del estándar ASTM E399. Los símbolos oscuros en la gráfica indican el registro de “pop-in” durante la prueba.

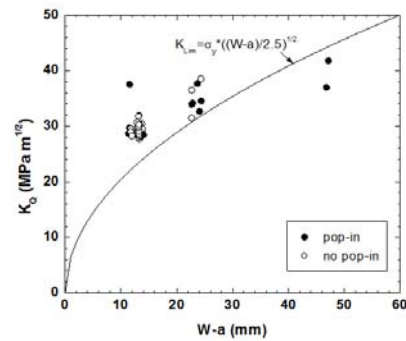


Fig. 4. Gráfica de la tenacidad en función del ligamento.

3.2 Fractografía

Se realizó un análisis de las superficies de fractura de los diferentes tamaños de probeta. En la Fig. 5 se muestran fractografías representativas del tamaño 1 SE(B), 0.5 SE(B) y 0.29 SE(B). Se observa la presencia de cuasi-clivaje en todos los tamaños, sin embargo conforme disminuye el tamaño de la probeta aumenta la presencia de zonas con micro-huecos ó zonas con desgarramiento dúctil.

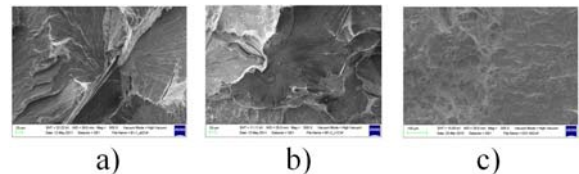


Fig. 5. Fractografías de probetas a) 1 SE(B), b) 0.5 SE(B), c) 0.29 SE(B).

3.3 Modelo empírico de correlación de tamaño

Con los valores de tenacidad de los diferentes tamaños de probetas de ambos anclajes, se graficó los valores promedios de la tenacidad normalizada K_Q/K_{IC} en función de la raíz cuadrada del ligamento normalizado $(W-a)_Q/(W-a)_C$, tal como se observa en la Fig. 6. Se consideró la tenacidad y el ligamento de las probetas 1 SE(B) como los parámetros críticos de referencia, es decir K_{IC} y $(W-a)_C$, respectivamente. Después se ajustaron los datos a un modelo lineal y se obtuvo el modelo empírico representado por la Ec. 1

$$\frac{K_Q}{K_{IC}} = 0.5 \left[\frac{(W-a)_Q}{(W-a)_C} \right]^{1/2} + 0.5 \quad (1)$$

Posteriormente, se utilizó este modelo para transferir los valores de tenacidad de las probetas pequeñas al tamaño 1 SE(B). Estos datos se ajustaron con el programa @Risk a la mejor FDP de acuerdo al estadístico Anderson-Darling. La función con mejor ajuste para la tenacidad a la fractura fue Log-logistic, tal como algunos autores lo reportan [17]. Los parámetros de escala y de forma para esta función fueron 2.8 y 3.5, respectivamente (ver Fig. 7).

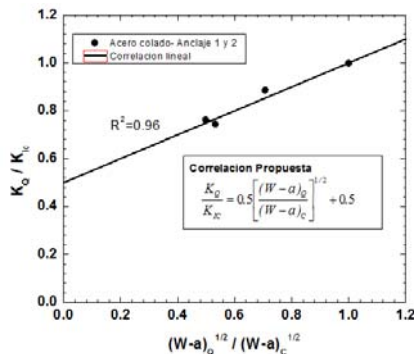


Fig. 6. Ajuste de los datos experimentales para la obtención del modelo empírico de correlación.

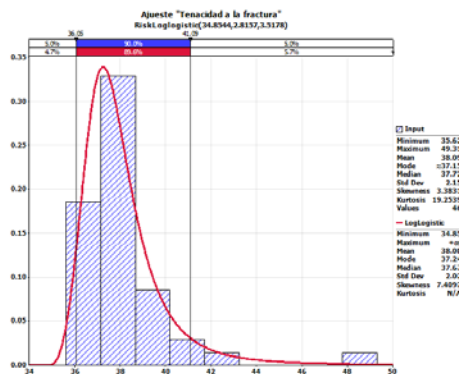


Fig. 7. FDP Log-logistic para los datos estimados de tenacidad a la fractura mediante la Ec. 1.

3.4 Comparación con el modelo de Mourad et al.

Mourad et al. [13] publicaron recientemente un modelo empírico en base a la teoría del eslabón más débil, donde en lugar de utilizar el espesor como parámetro geométrico emplean el ligamento (ver Ec. 2). De acuerdo a lo que reportan, la menor desviación en la predicción de la tenacidad se obtuvo con una potencia de $1/c$ de $1/2$ y después con la de $1/4$.

$$K_{IC} = K_{min} + (K_Q - K_{min}) \cdot \left(\frac{(W-a)_C}{(W-a)_Q} \right)^{1/c} \quad (2)$$

En la Fig. 8 se comparan los valores estimados de K_{IC} del modelo propuesto en este trabajo (Ec. 1) con el modelo de la Ec. 2. Se puede observar que la predicción del modelo de la Ec. 1 es muy parecida con la del modelo de la Ec. 2 para un valor de $1/c = 1/2$, no así para cuando $1/c = 1/4$. Por otro lado, es recomendable contar con un número mayor de datos de la probeta 1 SE(B) para realizar un mejor análisis, sin embargo por la limitante del material, esto no fue posible.

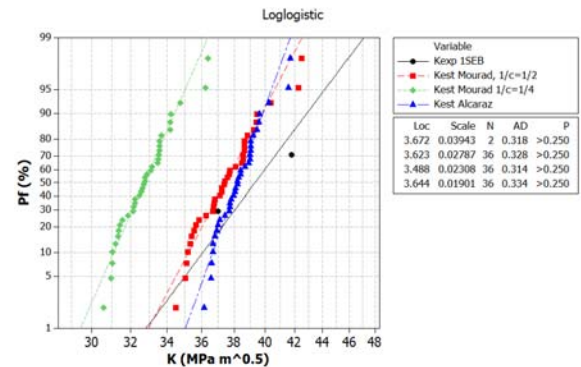


Fig. 8. Gráfica log-logistic de la tenacidad estimada empleando el modelo de la Ec. 1 y Ec. 2 [13].

3.5 Caso de estudio-Probabilidad de falla

Los resultados del FIE que se obtuvieron de la simulación por elementos finitos del anclaje para las diferentes relaciones de a/c de la grieta, se emplearon para encontrar las funciones $f(a/t)$ (ver Tabla 4).

Tabla 4. Expresiones para determinar $f(a/t)$ para diferentes valores de a/c .

a/c	$f(a/t)$
0.2	$6.6f(a/t)^2 - 4.7f(a/t) + 1.8$
0.4	$-3.7f(a/t)^3 + 5.9f(a/t)^2 - 3.1f(a/t) + 1.5$
0.6	$5.2f(a/t)^4 - 12.5f(a/t)^3 + 10.7f(a/t)^2 - 4.1f(a/t) + 1.6$
0.8	$1.8f(a/t)^4 - 4.7f(a/t)^3 + 4.4f(a/t)^2 - 2.1f(a/t) + 1.5$
1.0	$2.8f(a/t)^4 - 7.6f(a/t)^3 + 7.1f(a/t)^2 - 3.2f(a/t) + 1.7$

Las funciones de la Tabla 4 se utilizaron en la Ec. 3 para determinar el FIE del anclaje, K , de una manera más rápida y sencilla. El valor ϕ se consideró igual a 1.1.

$$K = \sigma \sqrt{\frac{\pi \cdot a}{\phi}} \cdot f(a/t) \quad (3)$$

La FDP del FIE se determinó considerando al esfuerzo σ y a la profundidad de grieta a como variables probabilísticas. Se obtuvo la FDP de a a través de datos reportados de una inspección visual y por ultrasonido en los anclajes [15], la cual resultó una función Weibull con valores de 1.7 y 0.028, para los parámetros de forma y escala, respectivamente. La carga fue representada empleando una distribución de valores

extremos con k , σ y μ de 0.27, 0.45 y 294.35 Ton, respectivamente. Esta distribución de carga corresponde al tirante 11 del puente [16].

Para determinar la probabilidad de falla por fractura del anclaje se requiere: 1) la FDP del FIE (demanda) y 2) la FDP de la tenacidad a la fractura (propiedad del material). Se utilizó el programa @Risk para determinar la FDP del FIE en base a la Ec. 3. La FDP de la tenacidad se observa en la Fig. 7. Se dice que la probabilidad de falla ocurre cuando se satisface la Ec 4.

$$K \text{ (Demanda)} - K_{IC} \text{ (Propiedad del material)} \geq 0 \quad (4)$$

Para determinar la probabilidad de falla del anclaje para las diferentes relaciones de grieta a/c , se utilizó el comando risktarget de @Risk. En este programa se utilizó el método Latin Hypercube con 10,000 iteraciones. Los resultados se muestran en la Figs. 8 y 9, donde la probabilidad de falla aumenta cuando la razón de a/c tiene a 1.

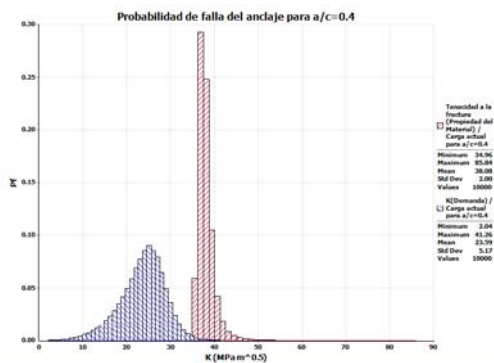


Fig. 8. Probabilidad de falla del anclaje para $a/c = 0.4$.

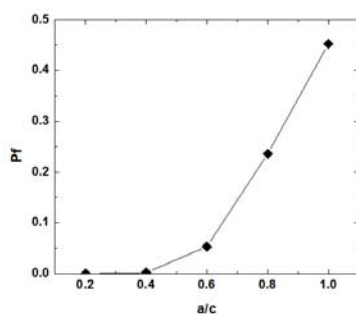


Fig. 9. Probabilidad de falla del anclaje para los diferentes valores de a/c .

4. CONCLUSIONES

Se observó que para este tipo de acero colado y empleando probetas geoméricamente similares la tenacidad disminuye si el tamaño de probeta disminuye.

Para este acero colado, se propuso un modelo empírico para predecir el valor de tenacidad a la fractura K_{IC} a

partir de probetas pequeñas. Este modelo puede ayudar cuando existe limitante de material.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al Dr. Jorge Luis González y al Ing. Abel Hernández de ESIQIE-IPN por las facilidades prestada en el uso del microscopio electrónico de barrido.

REFERENCIAS

[1] Rodríguez-Martín R., Martín-Meizoso A., *Modelización de la fractura por clivaje en aceros de alta resistencia, Anales de Mecánica de la Fractura*, 21, 2004.

[2] Blair M., Monroe R., Beckermann C., Hardin R., Carlson K. and Monroe C., *Predicting the occurrence and effects of defects in castings. Journal of the Minerals, Metals and Materials Society*, 57(5), pp. 29-34, 2005.

[3] Stephens R. I. *Fatigue and fracture toughness of five carbon or low alloy cast steels at room or low climatic temperatures.* Steel Founders' Society of America Research Report, No. 94A, Des Plaines, IL, 1982.

[4] Tarafder S, Sivaprasad S. and Ranganath V. R., *Comparative assessment of fatigue and fracture behaviour of cast and forged railway wheels. Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 30(9) pp. 863-876, 2007.

[5] Galip S. and Suleyman T., *An express technique for the determination of static and dynamic fracture toughness (K_{IC} , K_{Id}) of bcc metals and alloys. Mechanics of Materials*, 36(11), pp. 1129-1142, 2003.

[6] Barbagallo S. and Cerri E., *Evaluation of the K_{IC} and J_{IC} fracture parameters in a sand cast AZ91 magnesium alloy. Engineering Failure Analysis*, 11(1), pp. 127-140, 2004.

[7] Lucon E., Scibetta M., Chaouadi R., van Walle E., *Use of miniaturized compact tension specimens for fracture toughness measurements in the upper shelf regime.* Open Report SCKCEN-BLG-1009, Mol, Belgium, 2005.

[8] Balart M.J. and Knott J.F., *Effects of geometry and flow properties on the fracture toughness of a C-Mn reactor pressure vessel steel in the lower shelf region. International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 83(3) pp. 205-215, 2006.

[9] Anderson T.L., *Effect of crack-tip region constraint on fracture in the ductile-to-brittle transition*. Open report NBSIR 84-3001, Boulder, Colorado, USA, 1984.

[10] Ono H., Kasada R., Kimura A., *Specimen size effects on fracture toughness of JLF-1 reduced-activation ferritic steel*. *Journal of Nuclear Materials*, 329–333, pp. 1117-1121, 2004.

[11] Santarelli E. L., *A Two-Parameter Method for Determining the Fracture Toughness of Materials forms Subsize Specimens*. *Journal of Testing and Evaluation*, American Society for Testing and Materials, 34(4), pp. 280-299, 2006.

[12] Wallin K., *Critical Assessment of the Standard ASTM E 399. Fatigue & Fracture Mechanics*, ASTM STP 1461, American Society for Testing and Materials, pp. 433-453, 2005.

[13] Mourad A-H.I., El-Domiaty A. and Chao Y.J., *Fracture toughness prediction of low alloy steel as a function of specimen notch root radius and size constraints*. *Engineering Fracture Mechanics*, <http://dx.doi.org/10.1016/j.engfracmech.2012.05.010>, Article in Press, 2012.

[14] Alcaraz-Caracheo L.A., Terán-Guillén J., Carrión-Viramontes F.J., Martínez-Madrid M., *Correlation between Specimen size and fracture toughness of 1Cr-½Ni cast steel used in the anchorage of a cable-stayed bridge*. *Científica*, en impresión, 2012.

[15] López J. A., Carrión F. J., Quintana, J. A., Samayoa D., Lomelí M. G., and Orozco P. R., *Verification of the Ultrasonic Qualification for Structural Integrity of Partially Concrete Embedded Steel Elements*. *Advanced Materials Research*, 65 pp. 69-78, 2009.

[16] Quintana-Rodríguez, J. A., *Análisis del método de búsqueda global para la detección del daño y monitoreo estructural de puentes*. Tesis Doctoral, Instituto Politécnico Nacional, México, D.F., 2009.

[17] Neville D.J., *A New Statistical Distribution Function for Fracture Toughness*. *Proc. Royal Society, London*, A 410, pp. 421-442, 1987.

FATIGUE IN DENTAL IMPLANTS STUDIED WITH STOCHASTIC FINITE ELEMENT FORMULATION AND CUMULATIVE DAMAGE MODEL

M. Prados-Privado^{1,2,*}, J.C. Prados-Frutos^{1,2} y J.A. Bea^{2,3}

¹ Cátedra Dental Implants & Biomaterials SA de Investigación en Implantología y Cirugía Oral. Universidad Rey Juan Carlos. Avenida de Atenas s/n, 28922, Alcorcón (Madrid), España.

*E-mail: mprados@unizar.es

² Grupo GIMA (Grupo de Instrumentación y Modelado Aplicados) del I3A (Instituto de Investigación en Ingeniería de Aragón).

³ EINA (Escuela de Ingeniería y Arquitectura). Departamento de Ingeniería Mecánica. Universidad de Zaragoza

RESUMEN

Las variaciones de los campos aleatorios son utilizadas en las expansiones del modelo de daño (aproximación de Coffin-Manson) para calcular los primeros momentos estadísticos de la vida a fatiga. Posteriormente, dichos datos son empleados para obtener la matriz de probabilidad de transición (PTM) que modela la fatiga aleatoria y la cual es obtenida de los Elementos Finitos Estocásticos asociados a la expansión de los campos aleatorios. Basado en las cadenas de Markoff, se emplean los modelos probabilistas de Bogdanoff y Kozin. Se muestran ejemplos en implantes dentales.

La conclusión es que en el contexto de la vida a fatiga de los implantes dentales, este estudio demuestra las grandes implicaciones para pacientes bruxistas y para fabricantes.

ABSTRACT

The variations of the random fields are used on the expansions of a damage model (Coffin-Manson approach) to calculate the first statistical moments of the fatigue life. Then, these data are used to obtain the probabilistic transition matrix (PTM) that model the random fatigue process and which is obtained from Stochastic Finite Elements associated with the expansion of random fields. Based on the Markoff chains, Bogdanoff and Kozin probabilistic models are used. Examples on dental implants are demonstrated.

The conclusion is:

- Within the context of fatigue lives for dental implants, this research demonstrates a change that has severe implications for patients of bruxism and implant manufactures.

KEY WORDS: Probabilistic fatigue, Stochastic Finite Elements, B-K models.

1. INTRODUCTION

Fatigue of metal components is widely recognized as one of the main causes of failure of structural elements. It is a progressive damage process that appears in materials under alternate loads, consisting in the localized nucleation of micro cracks that, under certain conditions, are able to grow until converting in one or several macro cracks. It's possible to consider three

different stages during the fatigue process: cracks nucleation; crack propagation and final failure of the component.

In this paper we will focus on the first stage, cracks nucleation.

The models used to study the crack nucleation process are based on the local strain approach, while the models

developed to the other two stages are based on concepts of Fracture Mechanics.

However, most of the fatigue studies are done from a deterministic point of view, while in this study we consider the randomness of material properties and loads, as well as its influence on the life of the structural components [1].

We use a probabilistic model developed by Bogdanoff and Kozin, and which is based on Markoff chains. To build the B-K model we'll use the results of analysis done by the Stochastics Finite Elements Method.

2. CONSTRUCTION OF THE CUMULATIVE DAMAGE B-K MODEL

The main goal of this section is to show how to construct the Bogdanoff and Kozin model (B-K) used for this study.

The B-K model is based on some assumptions. The most important are the following:

1. There exist repetitive "damage cycles" of constant severity, DC from now on. There may be several blocks of constant load, each one will have associated a probability transition matrix.
2. The damage level are discrete (1, 2, ..., j, ..., b). The last level, b, is considered as a "failure stage"
3. The cumulative damage in a DC depends only on that specific DC and the damage level at the beginning of that DC.
4. The damage level in one DC increases from DC i to the DC i+1 or remains in the initial DC i, being impossible to skip one or more damage states.

The damage process defined by the above assumption can be considered as a Markoff process because they are defined as discrete (discrete damage cycles in the first two hypothesis) and conforms to the main property of a Markoff process (third hypothesis).

Also, if you define that the probability of jumping from one level to the next level of damage remains constant throughout the degradation process, we will face a stationary Markoff process

The second hypothesis sets that the failure appears when we get the last damage level, b, so this stage will be the **absorption stage**. The others levels are stationary. Also, the damage is considered irreversible: when a certain damage level is reached, it is not possible to come back to lower damage levels [2].

We can write the above assumptions immediately

$$p_t = p_0 P^t \quad t = 0, 1, 2 \dots \quad (1)$$

where p_t is the probability of reach each stage 1,2,...,b in the time t, p_0 the initial distribution of the different damage level at $t=0$ and P is the probability transition matrix. By the first assumption, all damage cycles have the same severity and, as we have considered a one-step B-K model, the probability matrix transition has the form shown in (2).

$$P = \begin{pmatrix} p_1 & q_1 & 0 & \dots & 0 & 0 \\ 0 & p_2 & q_2 & 0 & \dots & 0 \\ 0 & 0 & p_3 & q_3 & \dots & 0 \\ \vdots & \vdots & \vdots & \vdots & \ddots & \vdots \\ 0 & 0 & 0 & \dots & p_{b-1} & q_{b-1} \\ 0 & 0 & 0 & \dots & 0 & 1 \end{pmatrix} \quad (2)$$

with p_j the probability of remaining in the same stage j during one damage cycle, q_j the probability of jumping to the next level, that is from the damage state j to j+1. It is obvious that $p_j + q_j = 1$ and $0 < p_j < 1$

The meaning of the expression (1) is shown in figure 1. It is interesting to notice that, for increasing t, the probability mass moves from damage levels with low numbers to higher number levels, while, for t tending to infinity, all the mass tends to accumulate at level b since it is an absorption state.

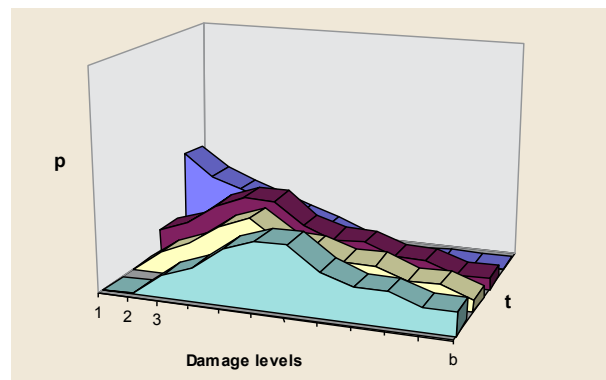


Figure 1. Cumulative damage evolution

As shown in [3], the mean and the variance of the fatigue life can be obtained in function of the parameters p, q and r, as shown in the expressions (3) and (4).

$$E[N_f] = \sum_{j=1}^{b-1} (1 + r_j) \quad (3)$$

$$var[N_f] = \sum_{j=1}^{b-1} r_j \cdot (1 + r_j) \quad (4)$$

with $\mathbf{r}_j = \frac{\mathbf{p}_j}{q_j} = \frac{1}{q_j} - \mathbf{1}$ y $\mathbf{p}_j = \frac{\mathbf{r}_j}{1+\mathbf{r}_j}$

If the mean and the variance of the fatigue life are known, it is possible to build the B-K model from expressions (3) and (4).

3. RANDOM FORMULATION OF COFFIN AND BASQUIN-MANSON EXPRESSIONS

Equation (5) summarizes the deterministic formulation for the fatigue life in the nucleation stage.

$$\frac{\Delta \epsilon_{ep}}{2} = \frac{\sigma_{f'}}{E} (2N_f)^b + \epsilon_{f'} (2N_f)^c \tag{5}$$

where

$\frac{\Delta \epsilon_{ep}}{2}$: elastic-plastic strain amplitude

$\sigma_{f'}$: fatigue strength coefficient

b: fatigue strength exponent

$\epsilon_{f'}$: fatigue ductility coefficient

c: fatigue ductility exponent

E: Young modulus

N_f : fatigue life

It is not possible to obtain an explicit relation between N_f and $\Delta \epsilon_{ep}$, so it will be necessary to do a first order Taylor expansion as shown in expression (6), for every random variable α_i .

$$\frac{\Delta \epsilon_{ep}}{2} = \frac{\Delta \epsilon_{ep}}{2} \Big|_0 + \sum_i \frac{\partial \Delta \epsilon_{ep} / 2}{\partial \alpha_i} (\alpha_i - \mu_i) + \dots \tag{6}$$

4. THE PROBABILISTIC FINITE ELEMENT METHOD

In this section, we will describe the perturbation method, first proposed by Hisada and Nakagiri in 1981, [4]

The aim is to obtain the response random fields with the first order Taylor expansions, so it will be necessary first to obtain the sensitivities. To do this, it is require to take derivative of the expression (7) respect to random variables, expression (8).

$$\mathbf{f} = \mathbf{K}\mathbf{u} \tag{7}$$

$$\frac{\partial \mathbf{f}}{\partial \alpha_i} = \mathbf{u} \frac{\partial \mathbf{K}}{\partial \alpha_i} + \mathbf{K} \frac{\partial \mathbf{u}}{\partial \alpha_i} \tag{8}$$

If we solve the last expression, expression (8), for each random variable, we can obtain the sensitivities for the vector \mathbf{u} , $\frac{\partial \mathbf{u}}{\partial \alpha_i}$. To solve it, it's necessary to calculate the sensitivities for each random variable. In addition to this, it is possible to expand the displacement vector \mathbf{u} around the mean of each α_i random variables, as shown in (9)

$$\mathbf{u} = \mathbf{u}^0 + \sum_{i=1}^N \mathbf{u}_i^I \alpha_i + \dots \tag{9}$$

where $\mathbf{u}_i^I = \frac{\partial \mathbf{u}}{\partial \alpha_i} \Big|_{\alpha=0}$ are the sensitivities obtained from (8).

5. RESULTS

In this section we show an analysis done with Intra-Lock dental implants, in particular their model called Blossom™.

The goal is to calculate the fatigue life and the variance of these implants under two scenarios. The first will be assuming the loads aplying in the dental implants are from a person who has not the habit of bruxism, and the second case, in a person who has this habit.

Once we know the life (mean value and its variance), we can build the probability transition matrix and finally, we will get cumulative probability functions for both hypotheses.

We have considered the following force values (mean and variance) for each hypothesis [5]. Those values are shown in table 1.

Table 1. Mean and variance values of the force

	Bruxism	No bruxism
Mean	423 N	130N
Variance	$6.2562 \cdot 10^{-4} \text{N}^2$	$4.225 \cdot 10^{-5} \text{N}^2$

The dental implants we have used are made of a titanium alloy, in particular, Ti6Al4V or Titanium ELI whose properties are shown in table 2.

Table 2. Material properties

	Mean Value	Variance
$\sigma_{f'}$	$228 \cdot 10^6$	$1.299 \cdot 10^6$
$\epsilon_{f'}$	0.0171	$7.310 \cdot 10^{-15}$
b	-0.053	$1.715 \cdot 10^{-12}$
c	-0.0388	$3.764 \cdot 10^{-14}$

The mean and variance of the two scenarios are shown in table 3.

Those values have been calculated solving the equations (10) and (13), mean and variance respectively.

$$N_{f_{n+1}} = N_{f_n} - \frac{f(N_f)}{f'(N_f)} \Big|_{N_{f_n}} \tag{10}$$

where $f(N_f)$ and $f'(N_f)$ are respectively

$$f(N_f) = -\frac{\Delta \epsilon_{ep}}{2} + \frac{\sigma_f'}{E} (2N_f)^b + \epsilon_f' (2N_f)^c \quad (11)$$

$$f'(N_f) = \frac{b \sigma_f'}{E} N_f (2N_f)^{b-1} + c \epsilon_f' N_f (2N_f)^{c-1} \quad (12)$$

until $N_{f_{n+1}} - N_{f_n} < tol$

$$\begin{aligned} \text{var}[N_f] &= \sum_{i=1}^n a_i^2 \text{var}[X_i] + \sum_{i=1}^n \sum_{j=1, j \neq i}^n a_i a_j \text{cov}[X_i, X_j] = \\ &= \left(\frac{1}{l}\right)^2 \text{var}\left[\frac{\Delta \epsilon_{ep}}{2}\right] + \left(\frac{m}{l}\right)^2 \text{var}[\sigma_f'] + \\ &+ \left(\frac{n}{l}\right)^2 \text{var}[\epsilon_f'] + \left(\frac{s}{l}\right)^2 \text{var}[b] + \left(\frac{v}{l}\right)^2 \text{var}[c] \end{aligned} \quad (13)$$

Table 3. Mean and variance values

	Bruxism	No bruxism
Mean	$1.11 \cdot 10^{10}$ cycles (505.84 years)	$6.694 \cdot 10^{10}$ cycles (3056.47 years)
Variance	$3.103 \cdot 10^{12}$ cycles ²	$1.221 \cdot 10^{14}$ cycles ²

As can be seen in the above table, the fatigue life decreases drastically from 3056.47 years in the case of the implant is placed in a person who has not the habit of bruxism to 505.84 years in a person suffers bruxism.

Once we know the values of the fatigue life, it is possible to obtain the parameters necessary for the construction of the transition probability matrix solving equations (3) and (4). With all this, we can obtain table 4.

Table 4. Parameter to build the probability transition matrix.

Parameter	Bruxism	No bruxism
b	6	31
r	$1.27 \cdot 10^{-7}$	$8.33 \cdot 10^{-7}$

Figure 2 shows the cumulative probability function if we are studying the dental implant in a person who doesn't suffer bruxim, and the figure 3 in the other case.

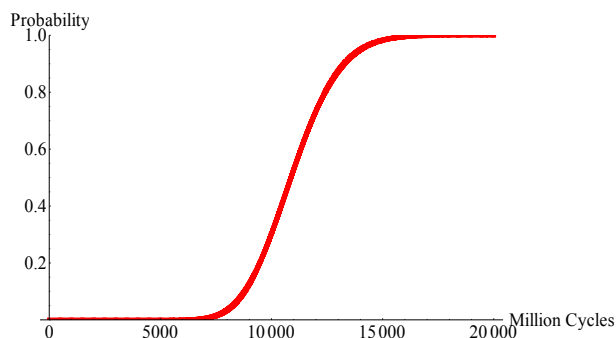


Figure 2. Cumulative probability function (bruxism)

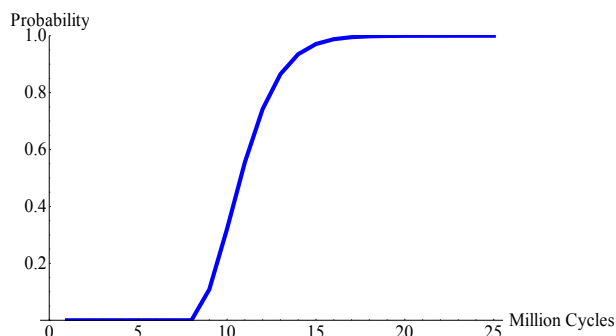


Figure 3. Cumulative probability function (no bruxism)

Charts above shows the cumulative probability of failure of the implants studied versus number of cycles. In other words, choosing a “design probability”, it determines a fatigue life. Such design probability means the “expect number of failures” that the manufacturer what to consider for the implant design. As we say in the conclusions, this will have severe implications to manufacturers and patients.

The relevance of these cumulative probability functions is that they allow to compare life for both types of patients by setting a probability that the manufacturer assumes as failure probability. This change of life by setting a same probability, is included in the numerical example shown in table 5.

Table 5. Probability and fatigue life

Probability	Fatigue life	
	No Bruxism	Bruxism
0.57%	821 years	142 years
20%	2876 years	426 years
80%	2987 years	482 years

6. CONCLUSIONS

In this paper we have analyzed the phenomenon of metal fatigue in its nucleation stage (or crack initiation) obtaining a stochastic model for fatigue behavior in components.

This work starts with the probabilistic models developed by Bogdanoff and Kozin, and it includes the Coffin-Manson Basquin equation, considering as random most of the variables involved.

Combining the finite element method and the B-K model it is possible to solve the problem in four steps (one associated to the deterministic problem and three associated to the random variables considered).

The mean values for the probabilistic problem are obtained by the first step; with other three steps, it is possible to know how the problem change if the initial variables are modified, and, finally, the variance.

In the context of the fatigue life, this study shows dental implants a drastic change with many implications for both patients and manufacturers.

With all this it is possible to conclude:

- In general, the mean value driven design-analysis way overestimates fatigue lives in comparison with more realistic stochastic analysis.
- In particular, the fatigue life in a dental implant which is placed in a person who suffers bruxism decrease drastically from 3,056 years to 506.
- The fatigue life (bruxism) is 142 years with a failure probability of 0.0057.

ACKNOWLEDGEMENTS

The authors want to thank the companies Dental Implants & Biomaterials SL and Intra-Lock Iberia SL (Madrid, Spain) the cession of Intra-Lock implants Blossom™ necessary for the performance of this study.

REFERENCES

- [1] Madsen, H.O., Krenk, S. Lind, N.C., Methods of Structural Safety, Prentice-Hall, Englewood Cliffs, N.J., Estados Unidos, 1986
- [2] Bogdanoff, J.L., Kozin, F. Probabilistic Models of Cumulative Damage. Wiley, New York, Estados Unidos, 1985.
- [3] Bea, J.A., Doblaré, M., Gracia, L., Evaluation of de Probability Distribution of Crack Propagation Life in Metals Fatigue by means of P.F.E.M and B-Models, Int.

J. Engineering Fracture Mechanics, Vol. 63, pp. 675-771, 1999

[4] Hisada T., Nakagiri S., Role of the Stochastic Finite Element Method in Stochastic analysis of structures. Proc. 4th Int. Conf. Structural Safety and Reliability, ICOSSAR '81, Trondheim, Noruega, 395-408, 1981

[5] Nishigawa, K., Bando, E. Nakano, M., Cuantitative Study of Bite Force during Sleep Associated Bruxism, J. Oral Rehabil. Vol. 28(5), pp. 485-491, 2001

ESTIMACIÓN DE LA TENACIDAD A FRACTURA DE ACEROS ESTRUCTURALES MEDIANTE EL PARÁMETRO CTOD EN PROBETAS SMALL PUNCH CON ENTALLA LONGITUDINAL NO PASANTE

T.E. García*, C. Rodríguez, F.J. Belzunce, I. Peñuelas

IUTA, Universidad de Oviedo. Edificio Departamental Oeste nº 7, Campus Universitario. 33203, Gijón, España.

*E-mail: garciatomas@uniovi.es

RESUMEN

En el presente trabajo se analiza la relación existente entre el CTOD y el CMOD de probetas SPT con entalla longitudinal no pasante, de cara a establecer una metodología experimental para estimar la tenacidad a fractura de aceros estructurales mediante este tipo de ensayo miniatura. Los buenos resultados obtenidos sobre un acero CrMoV abren una interesante vía de estudio.

ABSTRACT

This papers analyses the relationship between the CTOD and CMOD parameters of SPT specimens with blind longitudinal notch, with the aim of establishing an experimental methodology for estimating the fracture toughness by means of that kind of miniature test. The good results obtained for a CrMoV steel give way to an interesting future study.

PALABRAS CLAVE: Ensayos Small Punch, CTOD, acero estructural.

1. INTRODUCCIÓN

Los ensayos Small Punch (SPT) surgen en la década de los 80 con el objetivo de analizar la vida residual de aceros estructurales utilizados en la industria nuclear [1]. Gracias a emplear probetas muy pequeñas, generalmente de 10 mm² con 0.5 mm de espesor, pronto su aplicación se extendió al análisis de zonas de componentes estructurales de las cuáles no se podían extraer probetas normalizadas, como la zona afectada térmicamente de uniones soldadas [2], recubrimientos [3], etc.

Pese a ser un ensayo no normalizado, la experiencia acumulada en todos estos años desembocó en el año 2006 en la publicación de un código europeo de buenas prácticas [4], que resume los aspectos más relevantes a tener en cuenta para el ensayo y el análisis de resultados. La validez del ensayo SPT para obtener estimaciones fiables de propiedades mecánicas convencionales de aceros, como son el límite elástico, la resistencia a la tracción o el alargamiento porcentual en rotura, están bien demostradas, aunque exista cierta controversia entre las propuestas formuladas por diferentes autores [5]. Sin embargo, una de las asignaturas pendientes del SPT es la estimación de la tenacidad a fractura, algo bastante complejo debido a las condiciones del ensayo, que distan mucho de lo que sería un ensayo de fractura normalizado: el estado tensional es biaxial, las condiciones están muy próximas a la tensión plana, etc. La propuesta más aceptada consiste en realizar una medida del espesor en la zona de rotura de la probeta, que relacionándolo con el espesor inicial de la misma proporciona un parámetro

denominado deformación biaxial equivalente (ϵ_{qf}) [6]. Si bien se han obtenido buenas relaciones empíricas para diferentes aceros, estas correlaciones se ha visto que son muy dependientes del tipo de material. Otras propuestas más recientes se basan en la utilización de probetas entalladas, estimando la tenacidad a fractura mediante parámetros energéticos [7,8], pero sin haber llegado aún a una relación única y válida para diferentes aceros. Finalmente, una de las propuestas más novedosas consiste en analizar el parámetro CTOD de una probeta SPT entallada [9,10]. El problema de este tipo de propuesta es la complejidad de medir dicho parámetro en una probeta SPT, puesto que no se dispone de expresiones que relacionen el CTOD con un parámetro físicamente medible como es la abertura de la boca de la entalla o CMOD. El presente trabajo analiza la relación del CTOD de una probeta SPT con entalla longitudinal no pasante con el CMOD, así como su relación con el CTOD obtenido mediante ensayos normalizados. Para ello, se ha caracterizado a fractura un acero estructural y se han realizado ensayos SPT interrumpidos a diferentes niveles de desplazamiento, así como una simulación numérica del ensayo.

2. MATERIALES Y MÉTODOS

El material utilizado para el estudio ha sido un acero CrMoV, empleado en la fabricación de depósitos de fuerte espesor para crackeo de petróleo. Las propiedades mecánicas a tracción se resumen en la tabla 1. Los coeficientes n y K son los que ajustan la parte plástica de la curva de tracción a una ley de Hollomon, del tipo descrito en la expresión (1).

$$\sigma = K \varepsilon_p^n \quad (1)$$

Tabla 1. Propiedades mecánicas del acero CrMoV

E (GPa)	σ_y (MPa)	σ_u (MPa)	A (%)	n	K
210	601	710	20	0.106	1017

La caracterización a fractura, que consistió en la determinación de la curva R del material a temperatura ambiente, se realizó siguiendo la norma ASTM E1820 [11] y utilizando el método multiprobeta. Para ello se ensayaron un total de 6 probetas de flexión en tres puntos, SE(B), con un ancho, W, de 50 mm, un espesor, B, de 25 mm y una relación entre la longitud de grieta inicial y el ancho de la probeta, a_0/W , de 0.55 en todos los casos. Para cada probeta ensayada, el valor del crecimiento de grieta se midió directamente de la superficie de fractura mientras que los valores de la integral J y del CTOD (δ) se determinaron mediante las expresiones:

$$J = \frac{K^2(1 - \nu^2)}{E} + \frac{2A_{pl}}{B_n b_0} \quad (2)$$

$$\delta = \frac{K^2(1 - \nu^2)}{2\sigma_y E} + \frac{r_p b_0 v_{pl}}{r_p b_0 + a_0} \quad (3)$$

siendo K el factor de intensidad de tensiones, A_{pl} el área plástica encerrada bajo el registro carga-desplazamiento, B_n el espesor neto de la probeta, b_0 el ligamento resistente al inicio del ensayo ($b_0 = W - a_0$), r_p el factor plástico de rotación (de valor 0.44 para probetas SE(B), según norma ASTM E1820 [11]), y v_{pl} la parte plástica del CMOD.

Una vez construidas las curvas R del material, además de calcular los valores de tenacidad a fractura, J_{IC} y δ_{IC} , correspondientes a un crecimiento de grieta de 0.2 mm [11], se calcularon los valores de estos dos parámetros en el inicio de crecimiento estable (J_{ini} y δ_{ini} , respectivamente), que teóricamente se obtienen en el punto en el que la curva J-R se separa de la línea de enromamiento (blunting line). Cabe señalar, además que en cualquiera de los puntos considerados, ambos parámetros estarán unívocamente relacionados mediante una relación del tipo [12]:

$$d_n = \frac{\delta \cdot \sigma_y}{J} \quad (4)$$

Donde d_n es un coeficiente adimensional que depende tanto del tipo de material como del estado tensional al que se encuentra sometido.

Para la caracterización SPT se utilizó el dispositivo de ensayo habitual de nuestro grupo de investigación, cuya geometría general ya ha sido descrita en diversos

artículos [2,3,5,7,14], utilizando en este caso probetas entalladas.

Las probetas utilizadas fueron de sección cuadrada de 10 mm de lado y 0.473 ± 0.003 mm de espesor (t). La entalla longitudinal no pasante se realizó por medio de una micro-fresa, con un radio en la punta de 100 μ m y un ángulo de 30°. La profundidad de la entalla (a) fue de 141 μ m, de manera que se obtuvo una relación $a/t = 0.3$. La figura 1 muestra un esquema de la probeta SPT utilizada.

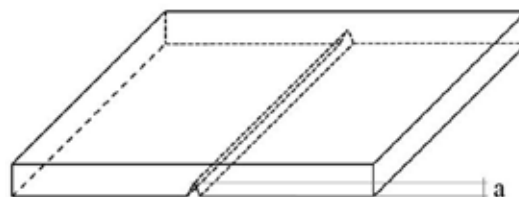


Figura 1. Probeta SPT con entalla longitudinal no pasante

Todos los ensayos se realizaron en control de desplazamiento, empleando una velocidad de 0.2 mm/min. El desplazamiento del punzón se midió de forma precisa mediante un extensómetro de tipo COD colocado en la parte externa del utillaje. Tanto la probeta como el punzón fueron lubricados para evitar cualquier efecto friccional. Los registros carga-desplazamiento fueron corregidos con la flexibilidad de la máquina.

Se realizaron tanto ensayos completos (hasta la rotura de la probeta) como interrumpidos (finalizando el ensayo de distintos niveles de desplazamiento del punzón).

Para las medidas de CMOD y CTOD se utilizó un microscopio electrónico de barrido JEOL-6610LV. Las probetas fueron colocadas de manera que se facilitase la medida, en la zona central de la probeta (zona más deformada), tanto de la apertura de la boca de la entalla (CMOD), como del frente de la misma (CTOD). Para la medida del CTOD se identificó previamente el frente de la entalla como la zona en la que el perfil de la entalla deja de ser plano y toma la curvatura final de la herramienta de mecanizado (figura 2). Esta zona se puede identificar perfectamente en una vista longitudinal de la entalla (figura 3) siguiendo las estrías o marcas de mecanizado.

3. SIMULACIÓN NUMÉRICA

El ensayo SPT sobre probeta entallada también fue simulado numéricamente empleando el método de los elementos finitos. En estas simulaciones se midieron los valores de CMOD y CTOD a lo largo de todo el

proceso de carga hasta el fallo de la probeta. Se utilizó para ello el software ABAQUS [13].

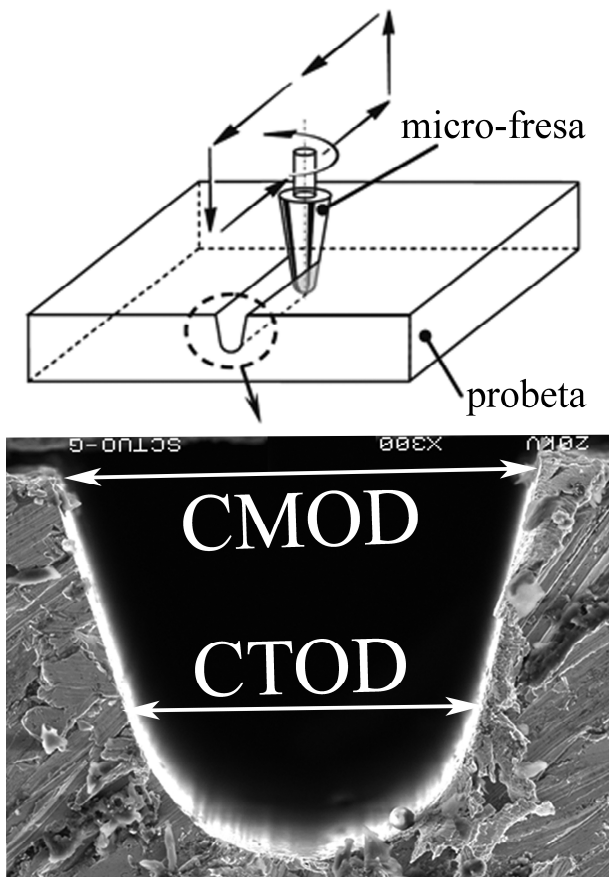


Figura 2. Medidas experimentales de CMOD y CTOD: sección transversal y esquema de micromecanizado

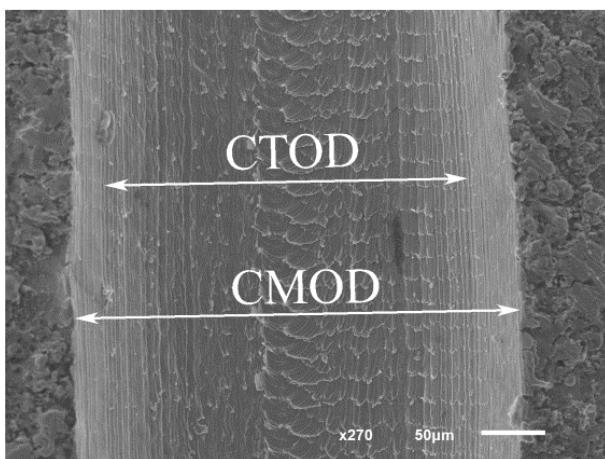


Figura 3. Medidas experimentales de CMOD y CTOD: sección longitudinal de la entalla

Dada la configuración del ensayo y la isotropía del material, se empleó simetría y se modelizó tan sólo un cuarto de probeta, empleando 29477 elementos hexaédricos con integración reducida (C3D8R). Como se puede observar en las figura 4b y 4c, el mallado fue

refinado en la zona de la entalla y sobre todo en la parte central de la probeta, siendo de 0.025 mm el tamaño mínimo de elemento utilizado. En la figura 4a se aprecia el modelado del utillaje, en el que se ha omitido el fijador roscado, que estaría encima de la probeta y a través del cual pasa el punzón. El punzón, la matriz y el fijador fueron modelizados como sólidos rígidos. En la matriz y en el fijador se restringieron todos los grados de libertad, mientras que en el punzón se impuso un desplazamiento vertical negativo (compresión) de 2 mm. El coeficiente de rozamiento utilizado fue $\mu=0.25$, normalmente utilizado para contacto lubricado acero-acero. No se implementó ningún modelo micromecánico de daño.

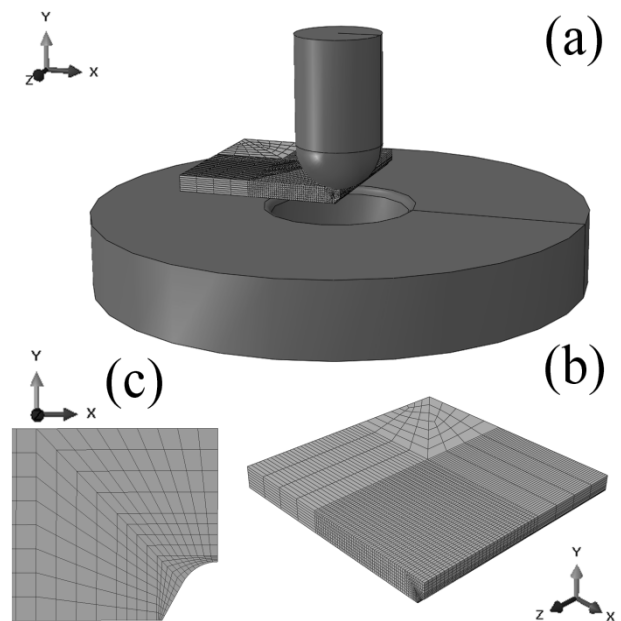


Figura 4. Modelización y mallado del ensayo SPT

4. CARACTERIZACIÓN A FRACTURA

La figura 5 muestra una de las curvas R (J-R) obtenidas tras los ensayos normalizados de fractura, una vez ajustados los puntos experimentales mediante la ley potencial. En dicha curva también se ha representado los puntos de cálculo de los valores J_{ini} y J_{IC} . Del mismo modo se obtendrían los correspondientes δ_{ini} y δ_{IC} sobre la curva CTOD-R. La tabla 2 recoge los valores obtenidos en ambos puntos para ambos tipos de parámetros de fractura, así como los valores del coeficiente d_n (ecuación 3), que están muy próximos a los propuestos por Shih [12] para aceros similares al aquí utilizado y condiciones de deformación plana.

Tabla 2. Valores de J_{ini} , J_{IC} , δ_{ini} y δ_{IC} obtenidos

J_{ini} (kJ/m ²)	δ_{ini} (mm)	d_{n_ini}	J_{IC} (kJ/m ²)	δ_{IC} (mm)	d_{n_IC}
270	0.259	0.58	533	0.545	0.61

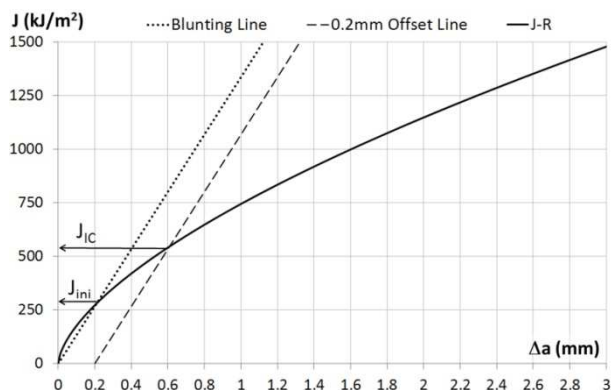


Figura 5. Curva J-R del acero CrMoV

5. CARACTERIZACIÓN SPT

La figura 6 muestra, de manera conjunta, las curvas carga-desplazamiento de un ensayo SPT completo, obtenidas tanto de forma experimental como numérica. Sobre estas curvas se han marcado, además, los puntos en los que se detuvieron los distintos ensayos interrumpidos. En dicha figura también se ha representado el punto en el que algunos autores [14] sitúan el inicio del crecimiento de la fisura. Este punto estaría situado en las proximidades del inicio de caída de la pendiente de la curva antes de alcanzarse la carga máxima y correspondería a un valor de desplazamiento de aproximadamente 0.78 mm.

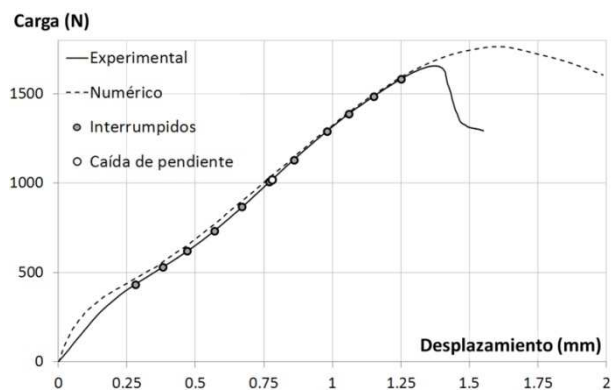


Figura 6. Registro Carga-Desplazamiento del ensayo SPT completo y de la simulación numérica

En primer lugar, cabe comentar que la curva numérica se ajusta muy bien a la experimental hasta un punto, próximo a la carga máxima, en el que ambas se separan. Esto se debe que no se introdujo ningún modelo de daño en la simulación, por lo que ésta sería válida solamente hasta el inicio del crecimiento de la fisura, y a partir de entonces representaría el comportamiento ideal de una probeta entallada sin progresión del daño. Podemos suponer por tanto que los resultados obtenidos mediante dicha simulación serán únicamente válidos hasta el inicio del daño. Esto no será un problema para el

análisis de la relación entre el CMOD y el CTOD, puesto que sólo nos interesa esa relación antes del inicio del crecimiento de la fisura (antes del CTOD_{crítico}).

Por su parte, la tabla 3 recoge los resultados de CMOD y CTOD, obtenidos tanto de forma directa mediante microscopía electrónica de barrido sobre las probetas SPT provenientes de los ensayos interrumpidos (experimental), como mediante simulación numérica (numérico). En dicha tabla también se registra el porcentaje de error entre una y otra medida que, como puede observarse sufre un considerable incremento cuando los valores del desplazamiento superan aquel en el que previsiblemente la grieta comienza a crecer (0.78mm) [14]. Según este criterio, podríamos adoptar el siguiente δ_{ini_SPT} :

$$\delta_{ini_SPT} = 0.266 \text{ mm}$$

Tabla 3. Resultados experimentales y numéricos

d (mm)	Experimental		Numérico	
	CMOD (mm)	CTOD (mm)	CTOD (mm)	Error (%)
0.00	0.275	0.173	0.173	0
0.28	0.320	0.195	0.198	1
0.38	0.352	0.218	0.218	0
0.47	0.386	0.231	0.242	5
0.57	0.410	0.250	0.260	4
0.67	0.413	0.265	0.262	-1
0.77	0.420	0.266	0.268	1
- Posible comienzo de daño (d≈0.78) -				
0.86	0.445	0.325	0.288	-12
0.98	0.450	0.326	0.292	-11
1.06	0.530	0.393	0.361	-8
1.15	0.500	0.395	0.334	-15
1.25	0.557	0.469	0.386	-18

La figura 7 muestra una de las medidas realizadas sobre la probeta llevada a un desplazamiento de 0.77 mm.

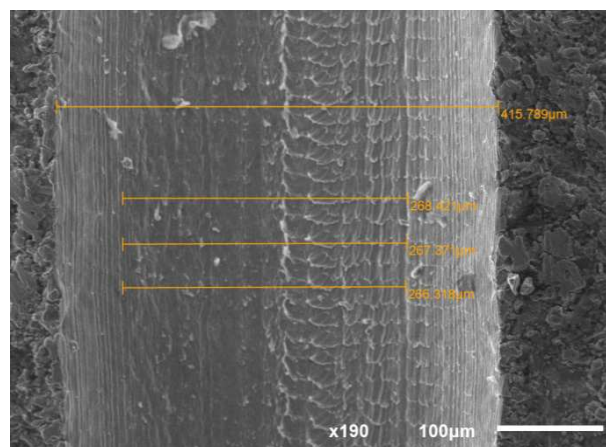


Figura 7. Medidas realizadas sobre la probeta llevada a 0.77 mm

6. DISCUSIÓN DE RESULTADOS

La figura 8 recoge, de forma gráfica, la relación entre el *CTOD* y el *CMOD* obtenida, tanto de forma experimental como mediante simulación numérica, en un ensayo SPT sobre probetas entalladas del material objeto de estudio. Como puede observarse, la predicción numérica coincide con los resultados experimentales hasta valores del *CMOD* de unos 0.43 mm, que como ya habíamos comentado anteriormente, corresponde al desplazamiento para el que se prevé el inicio del crecimiento de la grieta a partir de la entalla. A partir de este punto la predicción numérica deja de ser válida, pero la experimental continuaría siéndolo.

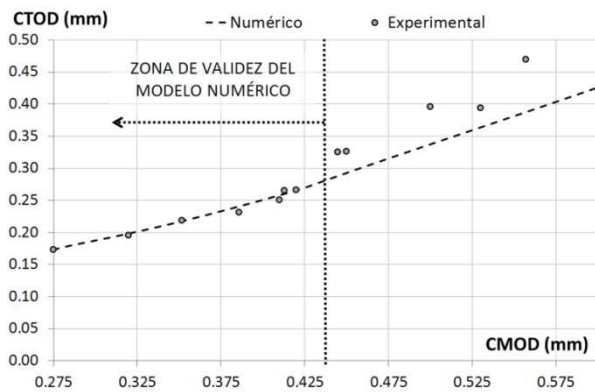


Figura 8. Relaciones experimental y numérica entre el *CTOD* y el *CMOD* en una probeta SPT entallada

Tomando dicho punto como referencia, tendríamos dos zonas claramente diferenciadas:

- La zona previa al crecimiento de grieta, en la que la entalla se está enromando, y en la que tanto las previsiones numéricas como los resultados experimentales prevén una relación lineal entre el *CTOD* y el *CMOD*.
- La zona posterior al inicio del daño, en la que únicamente son válidas las medidas experimentales.

En el límite de ambas zonas, se encontraría el punto correspondiente al inicio del daño, con un valor del *CTOD*, δ_{ini_SPT} de 0.266 mm. Este valor es directamente comparable con el obtenido para este mismo punto en el ensayo normalizado de fractura ($\delta_{ini} = 0.259$ mm), a través del cual obtendríamos el valor de J_{ini} correspondiente, utilizando el coeficiente d_n adecuado.

Por su parte la relación lineal obtenida entre el *CTOD* y el *CMOD*, que debería ser analizada para otras familias de aceros, permitiría simplificar enormemente la metodología experimental, dado que resulta mucho más sencillo y preciso medir la apertura de la boca de la entalla (*CMOD*) que el desplazamiento del fondo de la misma (*CTOD*).

Por su parte, la realización un mayor número de ensayos experimentales sobre distintos tipos de aceros, así como la implementación de modelos de daño en la simulación numérica, podría permitir la obtención del parámetro *CTOD* una vez que la grieta ha comenzado a crecer δ_{IC_SPT} , y de este modo poder relacionarlo con los parámetros de fractura normalizados δ_{IC} , J_{IC} .

7. CONCLUSIONES

Como resultado del presente trabajo, y siempre referidas al acero objeto de estudio y a la tipología de entalla utilizada, se pueden extraer las siguientes conclusiones:

- Hasta el inicio del crecimiento de la grieta a partir de la entalla, se puede estimar la relación entre el *CMOD* y el *CTOD* de una probeta SPT entallada mediante elementos finitos sin la necesidad de utilizar modelos de daño. Además estos valores se han contrastado con los medidos experimentalmente mediante el uso de microscopía electrónica de barrido.
- El valor del *CTOD* en el inicio del crecimiento estable de la grieta (punto en el que la curva R se separa de la línea de enromamiento) puede ser estimado mediante la medida del *CTOD* en una probeta SPT en el punto en el que comienza a caer la pendiente del registro carga-desplazamiento.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer la financiación del Ministerio de Ciencia e Innovación (proyecto MAT2008-06879) y de la Consejería de Educación y Ciencia del Principado de Asturias (proyecto IB08-112C2).

REFERENCIAS

- [1] Manahan, M.P., Argon, A.S., Harling, O.K., *The development of a miniaturized disk bend test for the determination of postirradiation mechanical properties*, *J Nucl Mater.*, 104: 1545-1550 (1981)
- [2] Rodríguez, C., García, J., Cárdenas, E., Belzunce, F.J., Betegón, C., *Mechanical properties characterization of heat-affected zone using the small punch test*. *Weld J*, vol. 88, pp 188-192, 2009.
- [3] García, M.A., Peñuelas, I., Cárdenas, E., Higuera, A., González, R., Rodríguez, C. *Aplicación de la microscopía electrónica de barrido a la caracterización mecánica de recubrimientos mediante el ensayo miniatura de punzonamiento: XI Congreso Nacional de Materiales*, Zaragoza, pp 1-4, 2010.

- [4] CEN Workshop Agreement. *Small Punch Test Method for Metallic Materials, European Committee for Standardization*, 2006.
- [5] Rodríguez C., García T.E., Belzunce F.J., Suárez C. *Validación del ensayo SPT en la obtención de las propiedades mecánicas fundamentales de distintos tipos de aceros. Anales de Mecánica de la Fractura*, vol. 41 pp 447-452, 2012.
- [6] Mao, X., Takahashi, H. *Development of a further-miniaturized specimen of 3 mm diameter for TJZM disk (0.3 mm) Small Punch Tests. J Nucl Mater*, vol. 150 pp 42-52, 1987.
- [7] Cárdenas, E., Belzunce F.J., Rodríguez C., Peñuelas I., Betegón, C., *Application of the small punch test to determine the fracture toughness of metallic materials. Fatigue Fract Eng M*, pp 441-450, 2012.
- [8] Cuesta, I.I., Alegre J.M., Lacalle R., Álvarez J.A., Gutierrez-Solana F., *Cálculo de la Integral J en probetas SPT para la estimación de la tenacidad a fractura. Anales de Mecánica de la Fractura*, vol.2 pp 486-491, 2008.
- [9] Lacalle, R. *Determinación de las propiedades de tracción y fractura de materiales metálicos mediante ensayos Small Punch*, Phd. Thesis, Santander, España, 2012.
- [10] Barbáchano, H.L., *Aplicación del ensayo miniatura de punzonado para la determinación de los parámetros de fractura de aceros*, Phd. Thesis, Burgos, España, 2012.
- [10] ASTM, *Standard test method for measurement of fracture toughness. ASTM E1820-08a*, 2008.
- [11] Shih, C.F. *Relationship between the J-integral and the Crack Opening Displacement for stationary and extending cracks, J Mech Phys Solids*, vol. 29, pp 305-326, 1981.
- [12] ABAQUS 6.11 (2011) Dassault Systèmes Simulia Corp., Providence, Rhode Island, USA.
- [13] Cárdenas E., Belzunce F.J., Rodríguez C., Peñuelas I., Betegón C. *Application of the small punch test to determine the fracture toughness of metallic materials. Fatigue Fract Eng M*, vol.35 pp 441-450, 2012.

EVALUACIÓN DEL CTOD EN SOLDADURAS DE ACEROS API X70M PARA APLICACIONES EN LA INDUSTRIA DEL PETRÓLEO Y DEL GAS NATURAL

M. Palacios¹, R. Lezcano¹, P.García¹, F.J. Belzunce²

¹ITMA Materials Technology, Parque Empresarial Principado de Asturias, 33417 Avilés, España.

E-mail: m.palacios@itma.es

²Departamento de Ciencia de los Materiales, Universidad de Oviedo, Campus Universitario, 33203 Gijón, España.

E-mail: belzunce@uniovi.es

RESUMEN

En este trabajo se ha realizado un estudio sobre la aplicación de ensayos de mecánica de la fractura a uniones soldadas de 20 mm de espesor de un acero API. La soldadura ha sido realizada mediante el procedimiento automático GMAW optimizando los parámetros de soldeo con el fin de que dicha unión supere los requerimientos exigidos para ensayos CTOD, de acuerdo con la normativa API STANDARD 1104 de referencia en tuberías soldadas. Esto implica la realización de ensayos a baja temperatura (-20°C) sobre probetas normalizadas de flexión en tres puntos (SEN B) a espesor completo (bisel en U) con entallas mecanizadas en el metal de aporte y en la zona afectada térmicamente (ZAT, línea de fusión). Posteriormente se evaluaron metalográficamente las superficies de fractura con el fin de comprobar que el frente de la grieta había sido situado correctamente para la ejecución de los ensayos. Se llevó a cabo también la evaluación se realizó teniendo en cuenta los requerimientos exigidos por las normas OFFSHORE STANDARD DNV-OS-C401, EEMUA OFFSHORE 158 y BS 7448-2.

ABSTRACT

A fracture mechanics testing program was applied in order to evaluate the fracture toughness of a 20 mm thick API steel welded joint. The welds have been performed by means of an automatic GMAW welding procedure, which parameters have been optimized so that to fulfill the requirements demanded for the CTOD test on the API 1104 STANDARD applied to welded pipes. This involves conducting such tests at low temperature (-20 ° C) on standardized three-point bending specimens (SEN B) with full thickness (U joint) with notches machined in the weld metal and also in the heat affected zone (HAZ, fusion line). After the performance of the tests, their fracture surfaces were evaluated metallographically to check that the front of the crack had been located correctly during the execution of the tests. This evaluation was done keeping in mind the requirements demanded by the OFFSHORE STANDARD DNV-OS-C401, EEMUA OFFSHORE 158 and BS 7448-2 standards.

PALABRAS CLAVE: CTOD, uniones soldadas, off-shore.

1. INTRODUCCIÓN

La industria petrolífera y del gas natural exige a los aceros utilizados para fabricar sus tuberías requerimientos cada vez mayores, no solo para garantizar un óptimo comportamiento en servicio, sino también para disminuir los costes de fabricación y transporte y mejorar la eficiencia de las instalaciones [1].

La normativa actual sobre soldadura de tuberías de acero al carbono y de baja aleación utilizadas en la compresión, bombeo y transporte de petróleo crudo, productos del petróleo, gases combustibles, etc. exige la realización de ensayos CTOD para la homologación de los procedimientos de soldeo que se emplearán durante la fabricación [2]. El uso de procedimientos de soldeo automatizados de alta productividad, muy utilizados en la actualidad, generan zonas afectadas térmicamente (ZAT) de grano grueso, que deterioran muy

significativamente la tenacidad de estas regiones. La ZAT, constituye una zona especialmente sensible a la propagación de grietas, que pueden terminar con el fallo de la estructura [3].

En este trabajo se exponen los resultados obtenidos en una serie de ensayos CTOD que han sido realizados sobre una unión soldada (metal de aporte y ZAT) en un acero API X70M, empleado en el transporte de gas, que ha sido soldado mediante el proceso GMAW.-MAG.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Las probetas utilizadas en el estudio se obtuvieron de cupones soldados mediante el proceso GMAW-MAG (soldadura por arco con protección gaseosa y electrodo consumible de aporte continuo y automático).

El proceso de soldeo se llevó a cabo sobre dos tubos de una chapa laminada termomecánicamente de acero API X70M [4] de 20 mm de espesor. Se trata de un acero al carbono-manganeso, microaleado con vanadio, niobio y titanio. Las Tablas 1 y 2 muestran la composición química del metal base y del metal de aporte. Para facilitar la obtención de una línea de fusión recta y una ZAT perpendicular a la superficie de laminación, con el fin de ensayar posteriormente estas regiones, se llevó a cabo una preparación de bordes con un bisel en U (véase la figura 1).

Tabla 1. Composición química (%) del metal base

C	Si	Mn	P	S	V	Nb	Ti
max	max	max	max	max	max	max	max
0.12	0.45	1.75	0.020	0.010	0.10	0.08	0.06

Tabla 2. Composición química (%) del electrodo consumible

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu
max			max	max	max		max
0.15	1.40-1.90	0.55-1.10	0.030	0.030	0.10	0.12-0.20	0.50

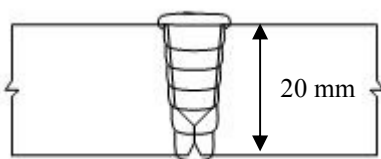


Figura 1. Preparación de bordes con bisel en U

El aporte térmico nominal no superó el valor de 1 kJ/mm. La temperatura de precalentamiento fue de 80°C, la temperatura entre pasadas no superó los 120°C y no se realizó ningún tratamiento post-soldado.

Una vez ejecutadas las soldaduras, se mecanizaron en cada tubo probetas obtenidas de las posiciones 6, 9 y 12, como se muestra en las Figuras 2 y 3. En la tabla 3 se muestra la matriz de ensayos CTOD llevados a cabo.

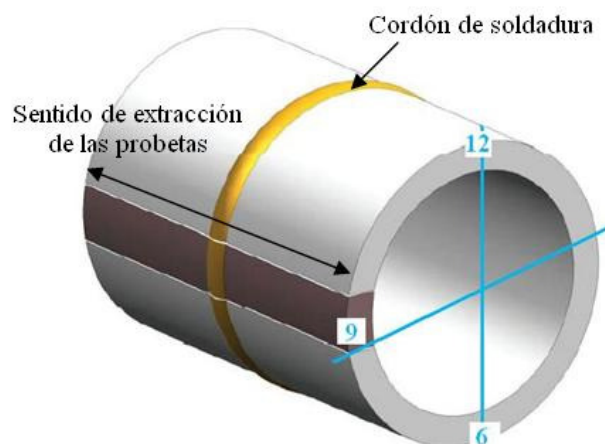


Figura 2. Zonas de extracción de las probetas

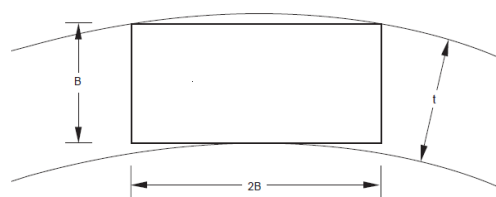


Figura 3. Disposición de la sección de las probetas con respecto al espesor del tubo

Tabla 3. Codificación de las probetas ensayos CTOD

Posición	Metal de aporte			ZAT		
	6	9	12	6	9	12
Tubo 1	W1 ⁶	W1 ⁹	W1 ¹²	Z1 ⁶	Z1 ⁹	Z1 ¹²
Tubo 2	W2 ⁶	W2 ⁹	W2 ¹²	Z2 ⁶	Z2 ⁹	Z2 ¹²

Se realizaron ensayos de tenacidad a la fractura para la determinación del CTOD a -20°C sobre probetas de flexión en tres puntos, tipo SEN B y las entallas se mecanizaron tanto en el metal de aporte como en la línea de fusión.

2.1. Propiedades mecánicas

Las propiedades mecánicas a tracción a temperatura ambiente del metal de aporte y de la línea de fusión (límite elástico, $R_{p0.2}$ y resistencia a la tracción, R) se estimaron a partir de la dureza medida, utilizando para ello las expresiones que recoge la norma BS 7448-2 [6]:

$$R_{p0.2} = 3.15 \text{ HV} - 168 \quad (1)$$

válida para $150 < \text{HV} < 300$, donde HV es la dureza Vickers de la zona evaluada.

$$R = 3.3 \text{ HV} - 8 \quad (2)$$

válida para $100 < \text{HV} < 250$.

El valor del límite elástico a la temperatura de ensayo (-20°C) se obtuvo igualmente utilizando la siguiente expresión:

$$R_{p0.2} = R_{p0.2}(TA) + [105/(491+1.8T)]-189 \quad (3)$$

donde T es la temperatura en °C a la que se ha realizado el ensayo CTOD.

2.2. Ensayos CTOD

Los ensayos CTOD se realizaron en dos cupones siguiendo las recomendaciones de las normas BS 7448-1[5] y UNE-EN ISO 12737 [7].

En cada tubo se utilizaron tres probetas con la entalla situada en el metal de aporte (véase la Figura 4) y otras tres con la entalla en la línea de fusión (véase la Figura 5), extraídas de las posiciones 6, 9 y 12 respectivamente, tal y como se había indicado en la Figura 2. Todas las probetas tenían la orientación NP, tal como se muestra en la Figura 6 (siendo P la dirección longitudinal paralela a la costura, N la transversal y Q la dirección del espesor). La distancia entre apoyos fue cuatro veces el ancho de la probeta, S=4W y ésta dos veces el espesor, W=2B (siendo B el máximo espesor obtenido una vez eliminado el sobre-espesor y fresados los cupones soldados), tal y como se muestra en la Figura 7.

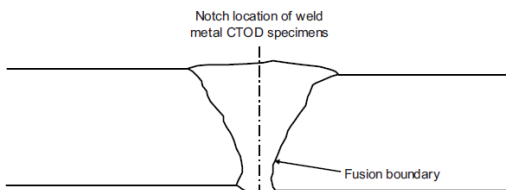


Figure 4. Localización de la entalla en el metal de aporte [1]

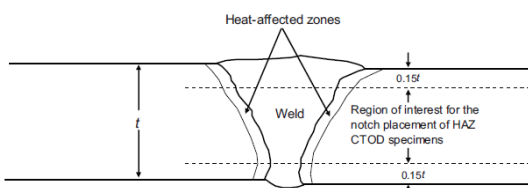


Figure 5. Localización de la entalla en la ZAT [1]

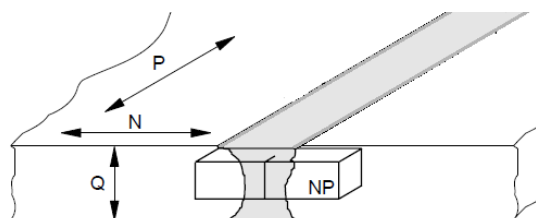


Figure 6. Orientación del plano de crecimiento de la grieta (NP) en las probetas de fractura

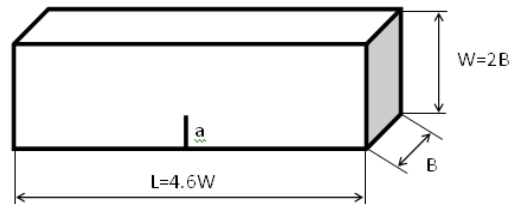


Figure 7. Dimensiones de las probetas de fractura

Una vez mecanizadas las probetas, fueron atacadas con Nital 2%, de tal manera que pudiera observarse la microestructura de la unión soldada y facilitar el posicionamiento de la entalla (tanto en el punto medio del metal depositado como en zona de la ZAT correspondiente a la línea de fusión). Posteriormente, la entalla se realizó mediante corte por hilo en una máquina de electroerosión.

El proceso de preagrietamiento (previo al ensayo de CTOD propiamente dicho) se realizó a temperatura ambiente con un factor de intensidad de tensión constante que fue controlado mediante el software "FastTrackTM2: da/dN Crack Propagation". Se utilizó una onda senoidal con una frecuencia de 10 Hz y una relación de carga R (carga mín./carga máx.) creciente desde 0.1 a 0.5 [6].

La etapa de preagrietamiento se dio por finalizada cuando la longitud de la grieta (entalla+ grieta generada por fatiga) alcanzó una profundidad comprendida entre 0.5W y 0.7W. Para la medida de la apertura de la grieta se utilizó un extensómetro COD que se colocó en la boca de la entalla.

2.2.1 Ejecución del ensayo CTOD a baja temperatura

El ensayo CTOD se realizó en una cámara de temperatura, utilizando nitrógeno líquido como refrigerante. Para la realización de los ensayos además del propio control de temperatura de la cámara se soldó a cada probeta un termopar unido a un registrador de temperatura, que se colocó en una zona próxima al frente de la grieta. Para asegurar que la temperatura de ensayo fuese homogénea en toda la sección de la probeta se esperó un mínimo de 60 minutos, realizándose a continuación el ensayo cuando el registrador de temperatura indicaba una temperatura igual a -20° ± 2°C.

Una vez rotas las probetas, se procedió a la medida de la grieta y finalmente se calculó el valor del CTOD obtenido, aplicando la siguiente fórmula [5]:

$$\delta = \left[\frac{FS}{BW^{1.5}} \times f \left(\frac{a_0}{W} \right) \right]^2 \frac{(1 - \nu^2)}{2\sigma_{ys}E} + \frac{0.4(W - a_0) V_p}{0.4W + 0.6a_0 + z}$$

2.2.2 Análisis tras el ensayo CTOD

Una vez finalizados los ensayos de medida del CTOD, las probetas que habían sido entalladas en la línea de fusión se cortaron tal y como se indica en la figura 8 y

se prepararon metalográficamente, con el fin de asegurar que el crecimiento de la grieta en la etapa de prefatiga había tenido lugar en la zona adecuada. Para evaluar el posicionamiento del frente de la grieta y dar los resultados como válidos se analizó el 75% de la parte central del espesor y se midió la distancia existente entre el plano de crecimiento de la grieta y la línea de fusión, df (véase la figura 9). Una vez registrada la longitud de las zonas donde el valor df era inferior o igual a 0.5mm, se procedió a la suma de las mismas. Para que los ensayos puedan ser estimados como válidos se debe satisfacer el siguiente criterio [8]:

$$\sum N\lambda_i \geq 3\text{mm para } t \leq 20\text{ mm.}$$

N = número de zonas con $df \leq 0.5\text{ mm}$ y λ_i = longitud de estas zonas.

Espesor, t , de las probetas utilizadas: 15 mm. (4)

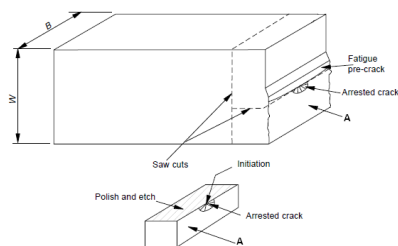


Figura 8. Esquema de los cortes en la zona a evaluar una vez realizado los ensayos de CTOD en el caso de las probetas entalladas en la línea de fusión [6].

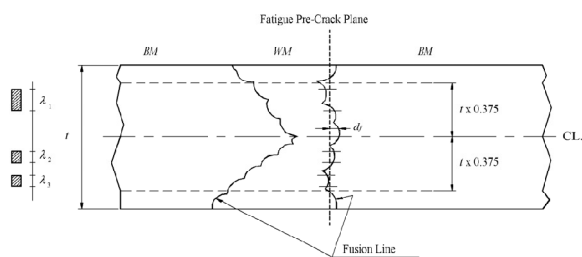


Figura 9. Sección transversal de la soldadura, que muestra la distancia " df " desde el plano del crecimiento de la grieta a la línea de fusión

3. RESULTADOS

En la tabla 4 se muestran los valores de dureza Vickers obtenidos sobre el metal base, de aporte y sobre la zona afectada térmicamente (ZAT) y los valores del límite elástico y resistencia a la tracción obtenidos al aplicar las expresiones (1), (2) y (3). Se hace notar la mayor dureza y, consecuentemente, los superiores valores del límite elástico y resistencia del metal de aporte.

En la tabla 5 se muestran los resultados del parámetro CTOD crítico obtenidos en los diferentes ensayos realizados, que ha sido calculado en el punto correspondiente a la carga máxima registrada en el ensayo. Las probetas entalladas tanto en el metal depositado como en la línea de fusión mostraron

siempre un comportamiento dúctil, caracterizado en casi todos los casos por un crecimiento estable de la grieta hasta el final del ensayo y, en sólo dos casos se registró, una rotura inestable final (en metal de aporte y ZAT respectivamente), que además correspondió con dos ensayos ($W1^{12}$ y $Z2^9$) que cumplieron la especificación DNV.

Tabla 4. Propiedades mecánicas de la soldadura

Propiedades Mecánicas	Tubo	Metal de aporte	ZAT
HV 10 (valores medios)	1 2	230 245	215 205
$R_{p0.2}$ (MPa) T_a (T= 22°C)	1 2	555 605	510 480
$R_{p0.2}$ (MPa) $T = -20^\circ\text{C}$	1 2	585 640	540 510
R (MPa) T_a (T= 22°C)	1 2	750 805	700 670

Tabla 5. Valores del CTOD crítico a -20°C

CTOD (mm)	Metal de aporte			ZAT		
	$W1^6$	$W1^9$	$W1^{12}$	$Z1^6$	$Z1^9$	$Z1^{12}$
	0.23	0.13	0.16	0.50	0.42	0.60
	$W2^6$	$W2^9$	$W2^{12}$	$Z2^6$	$Z2^9$	$Z2^{12}$
	0.12	0.13	0.17	0.63	0.30	0.55
DNV-OS-C401	Los valores de CTOD de todas las probetas analizadas deben ser mayores o iguales a 0.15 mm [8]					
API 1104	Los valores de CTOD de todas las probetas analizadas deben ser mayores de 0.05 mm [2]					

La Figura 10 muestra un par de gráficos F-COD representativos de estos dos comportamientos.

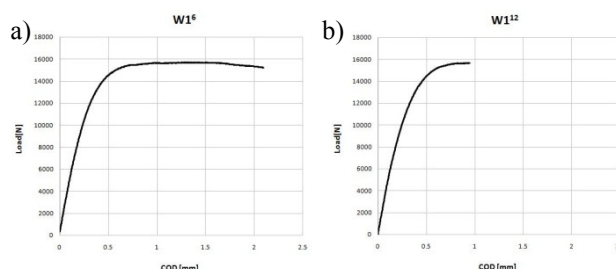


Figura 10. Gráficos F-COD: a) Crecimiento estable de la grieta ($W1^6$); b) Rotura inestable final ($W1^{12}$)

El CTOD crítico de la ZAT ha cumplido con la exigencia de la normativas DNV y API, mientras que los valores obtenidos en el metal de aporte son considerablemente más bajos, habiéndose medido en algunos casos valores por debajo del mínimo requerido por el DNV (0.15 mm), aunque debe tenerse en cuenta que en estos casos no se ha producido ninguna rotura inestable.

La Figura 11 da cuenta de la situación del frente de la grieta respecto a la línea de fusión en las seis probetas evaluadas con la grieta en la ZAT. Todas ellas cumplieron con el criterio mencionado en (4).

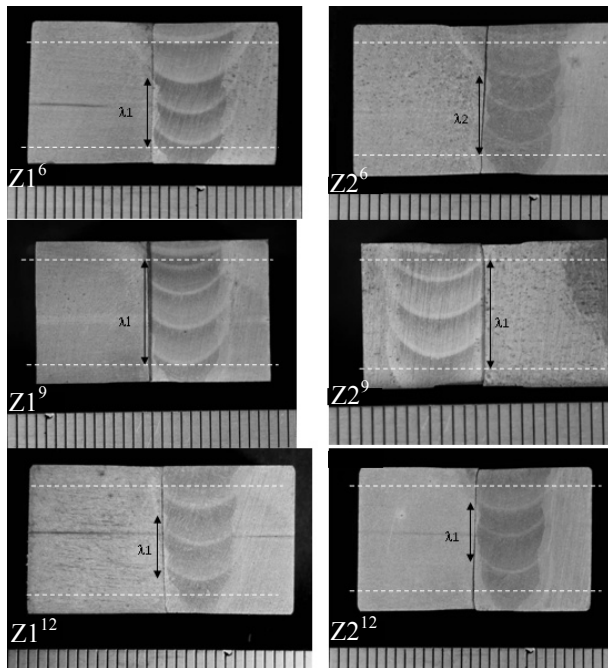


Figura 11. Evaluación del crecimiento de la grieta en la línea de fusión. Superficies metalográficas atacadas con Nital 2%

Por otro lado, la Figura 12 muestra la región de crecimiento estable de la grieta en probetas mecanizadas en la posición 6 de ambos tubos con entallas tanto en el metal de aporte como en la ZAT.

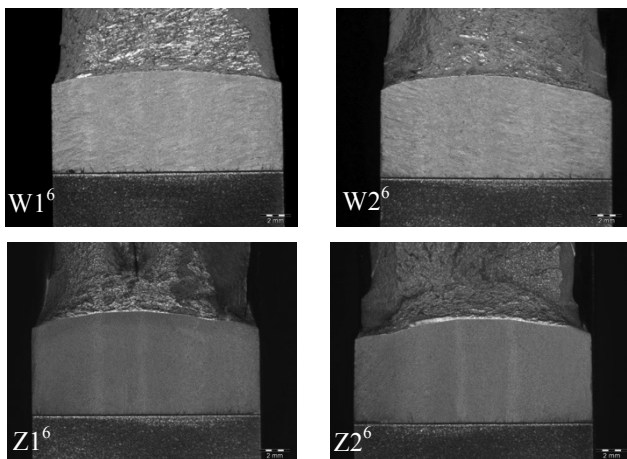


Figura 12. Región de crecimiento estable de la grieta en varias de las probetas ensayadas

4. CONCLUSIONES

Se ha detallado el procedimiento experimental que debe utilizarse, de acuerdo con la normativa vigente, para la determinación de la tenacidad a la fractura (a partir del

parámetro CTOD) de las uniones soldadas empleadas en aplicaciones “off-shore”.

Los valores de apertura del frente de grieta medidos en este trabajo sobre un acero laminado termomecánicamente utilizando el ensayo CTOD se ajustan a los mínimos exigidos por la normativa API para el transporte de gases y productos del petróleo. Por otro lado, mientras las probetas entalladas en la ZAT han cumplido también la normativa DNV para estructuras offshore, las entalladas en el metal de aporte (mayor dureza) han dado lugar a un comportamiento inferior, y no han cumplido las exigencias de esta última normativa, aunque debe tenerse en cuenta que en estos casos los ensayos han dado lugar siempre a crecimientos dúctiles estables hasta la parada final de los ensayos.

REFERENCIAS

- [1] Byoungchul Hwang, Yang Gon Kim, Sunghak Lee, Young Min Kim, Nack J. Kim, Jang Yong Yoo "Effective grain size and charpy impact properties of high-toughness X70 pipeline steels". Journal: ,vol. 36, no. 8, pp. 2107-2114, 2005
- [2] API 1104: 2001 "Standard for Welding Pipelines and Related Facilities"
- [3] EEMUA 158 APPENDIX A. Crack Tip Opening Displacement Testing of Heat Affected Zones for Welding Procedure Qualification.1994.
- [4] ISO 3183: 2007 "Petroleum and natural gas industries. Steel pipe for pipeline transportation systems".
- [5] BS 7448-1:1991: “Fracture Mechanics Toughness Tests. Part 1: Method for Determination of K_{Ic}, Critical CTOD and Critical J Values of Welds in Metallic Materials”.
- [6] BS 7448-2: 1997: “Fracture Mechanics Toughness Tests. Part 2: Method for Determination of K_{Ic}, Critical CTOD and Critical J Values of Welds in Metallic Materials”.
- [7] UNE-EN ISO 12737:2011: "Materiales Metálicos. Determinación de la resistencia a la Fractura por Deformación Plana. (ISO 12737:2010)".
- [8] OFFSHORE STANDARD DNV-OS-C401:2010 “Fabrication and Testing of Offshore Structures”.

ESTUDIO DE LA RESISTENCIA A FATIGA Y TENACIDAD DE ACEROS TEMPLADOS DE GRANO FINO Y ULTRAFINO EMPLEADOS PARA MUELLES

J. Aldazabal^{1,*}, J.L. Pedrejón¹, I. Ocaña¹,
A. Martín-Meizoso¹ y J.M. Martínez-Esnaola¹

¹ CEIT y TECNUN (Universidad de Navarra), Manuel de Lardizábal 15,
20018 San Sebastián, España.

* E-mail: jaldazabal@ceit.es

RESUMEN

En este trabajo se han medido y se comparan las propiedades dos aceros de alta resistencia templados, empleados para la fabricación de muelles para amortiguadores de coches; uno con grano fino y otro con grano ultrafino. Ambos materiales han sido sometidos a ensayos de tracción, fatiga y fractura en modo I.

Los ensayos de tracción hasta el fallo del material han mostrado tensiones de rotura máximas (UTS) para ambos materiales de aproximadamente 2,1 GPa. El límite de fatiga de ambos materiales se ha obtenido mediante sendas baterías de ensayos realizadas, empleando el método de la escalera. Estas se han realizado aplicando una carga tractiva-compresiva ($R = -1$). En el mecanizado de las probetas de fatiga se ha observado que la rugosidad de las probetas de grano ultrafino es sutilmente inferior a las de grano fino. La diferencia de amplitudes entre ambos materiales en el límite de fatiga no ha superado los 100 MPa. La medida de la tenacidad del material en modo I, K_{IC} , se ha realizado mediante ensayos de flexión sobre probetas pre-agrietadas por fatiga. Las dimensiones de las probetas ensayadas ha sido de $5 \times 10 \times 50$ mm y las tenacidades observadas han sido de 38,0 y 35,3 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ para los materiales con tamaño de grano fino y ultrafino respectivamente.

ABSTRACT

In this work we have measured and compared the properties of two quenched high strength steels used in the manufacture of springs for shock absorbers. The only difference between these two materials is the grain size; one with fine grain and the other with ultrafine grain. Both materials have been tested to know their tensile strength, fatigue limit and mode I toughness.

Tensile tests performed on both materials showed an ultimate tensile strength of about 2.1 GPa. The fatigue limit for both materials was obtained by means of two set of fatigue tests performed using the staircase method. These were made by applying a compressive-tractive load ($R = -1$). After machining the fatigue specimens it was observed that the roughness of the ultrafine grain specimens is less than the one measured on fine grain samples. The difference in amplitudes in the fatigue limit between the two materials does not exceed 100 MPa. The measurement of materials toughness in mode I, K_{IC} , was performed by 3 point bending tests using pre-cracked specimens. The dimensions of these specimens were $5 \times 10 \times 50$ mm and measured toughness was 38.0 and 35.3 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ for materials with fine and ultrafine grain sizes respectively.

PALABRAS CLAVE: Fatiga, tenacidad, K_{IC} , acero para muelles.

1. INTRODUCCIÓN

La industria de la automoción es muy exigente con los aceros empleados para la producción de muelles de amortiguadores. Estos materiales han de presentar una gran resistencia a fatiga, una gran tensión de fluencia así como una tenacidad razonable. La obtención de dichos

materiales se basa en la búsqueda y elección de aleaciones específicas, así como la obtención de microestructuras finas y la aplicación de tratamientos térmicos adecuados.

En el presente trabajo se han comparado las propiedades mostradas por dos materiales empleados industrialmente

para fabricar muelles.

2. MATERIALES

En el presente trabajo se han estudiado las propiedades mecánicas de dos aceros empleados para la fabricación de muelles de amortiguadores. Pese a que ambos materiales han sido templados y presentan la misma composición química (tabla 1) muestran tamaños de grano diferentes. El acero denominado en este estudio como STDG muestra un tamaño de grano 11 ASTM (8 μm) y el denominado UFG un tamaño 12 ASTM (6 μm). La diferencia entre los tamaños de grano de ambos materiales se ha logrado mediante tratamientos termomecánicos previos al temple.

Tabla 1. Composición química de los aceros estudiados en el presente trabajo

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	V
0,52	2,08	0,72	0,01	0,01	0,05	0,31	0,28	0,08	0,17

Todas las probetas del material analizado en el presente estudio se han extraído de barras redondas de 15 mm de diámetro y 4 metros de longitud. En todos los casos, se han eliminado 10 cm de cada extremo de las barras para evitar posibles defectos derivados del procesado de los mismos.

3. RESISTENCIA A TRACCIÓN

En primer lugar, y pese a la importancia de las propiedades a fatiga y fractura, se procedió a realizar un ensayo de tracción para una única probeta fabricada a partir de cada uno de los materiales estudiados. La geometría de estas probetas, que fue la misma que la empleada para los ensayos de fatiga, se muestra en la figura 1.

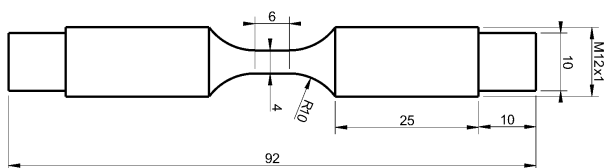


Figura 1. Geometría de las probetas empleadas en los ensayos de tracción y fatiga.

A causa del pequeño tamaño de la probeta, así como de la zona recta de la misma no fue posible el uso de un extensómetro durante el ensayo. La máquina empleada para el ensayo fue una máquina de tracción universal Instron 4500 con una celda de carga estática de 30 kN. El ensayo se realizó imponiendo un desplazamiento de 1 mm/minuto y la toma de datos se realizó a 10 muestras/segundo.

Durante el ensayo y dada la dureza de los materiales templados, las probetas de ambos materiales resbalaron en las garras al menos una vez, por lo que el único

resultado fiable de los mismo fue la tensión máxima que soporta el material (tabla 2).

Tabla 2. Resistencias a tracción de los materiales estudiados obtenidas de los ensayos de tracción

Material	UTS [MPa]
STDG (Grano fino)	2137
UFG (Grano ultrafino)	2187

De estos resultados, y en vistas a que únicamente se realizó un ensayo para cada material, se puede deducir que la resistencia a tracción de ambos materiales es prácticamente igual. La diferencia entre ellos es menor de un 2,3%

4. COMPORTAMIENTO A FATIGA

Una vez realizados los ensayos a tracción se procedió al mecanizado de 32 probetas de cada material con la geometría mostrada en la figura 1. Estas probetas se rectificaron para asegurar una rugosidad mínima en la superficie de las mismas.

Una vez mecanizadas y rectificadas, se escogieron aleatoriamente dos probetas de cada material para medir la rugosidad en la zona recta de las mismas. Dada la geometría de revolución de las mismas, se procedió a cortar uno de los hombros de cada una para poder medir su rugosidad.

Para cada probeta se realizaron 4 medidas a 90° cada una. Cada una de estas medidas evaluó una longitud de 4 mm sobre la zona recta de la probeta a una velocidad de 0.5 mm/s. El equipo empleado para medir la rugosidad fue un Mitutoyo Surftest SJ-301. Los resultados de las medidas de rugosidad para ambos materiales se reflejan en la tabla 3.

Tabla 3. Rugosidad medida en las muestras mecanizadas para los ensayos de fatiga uniaxial.

Parámetro	STDG	UFG
R_a (avg)	0,51 μm	0,38 μm
R_a (máx)	0,53 μm	0,45 μm
R_a (mín)	0,50 μm	0,27 μm
R_a (σ)	0,01 μm	0,03 μm
R_z	3,83 μm	2,66 μm
R_q	0,68 μm	0,42 μm

De estos resultados, se puede afirmar que el acabado superficial tras el mecanizado en las probetas UFG es ligeramente mejor que en las STDG.

Una vez mecanizadas y medidas todas las probetas se pasó a ensayarlas a fatiga. Estos ensayos se realizaron en una máquina de ensayo resonante Rumul Mikrotron 20 kN. Durante los ensayos, las probetas sufrieron ciclos de tracción-compresión con una relación de cargas máxima/mínima de -1 ($R = -1$). La frecuencia de

aplicación de la carga fue de aproximadamente 150 Hz y se optó por determinar que una probeta aguantaba una cierta carga a fatiga si en 10 millones de ciclos no fallaba (run-out).

La determinación del límite de fatiga para ambos materiales se basó en el método de la escalera [1-5]. Para ello se realizó un primer ensayo con una amplitud de carga arbitraria (16 kN para el STDG y 14 kN para el UFG) y posteriormente, si la probeta rompía antes de

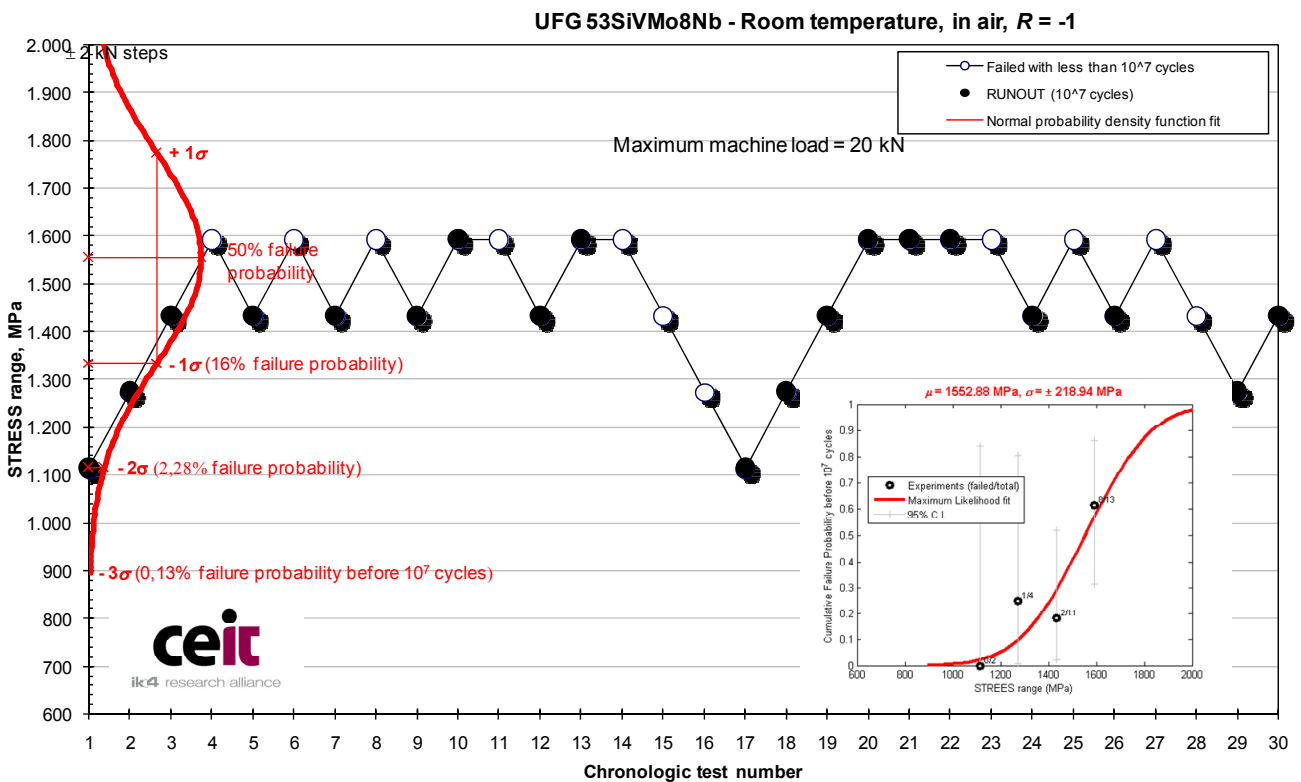
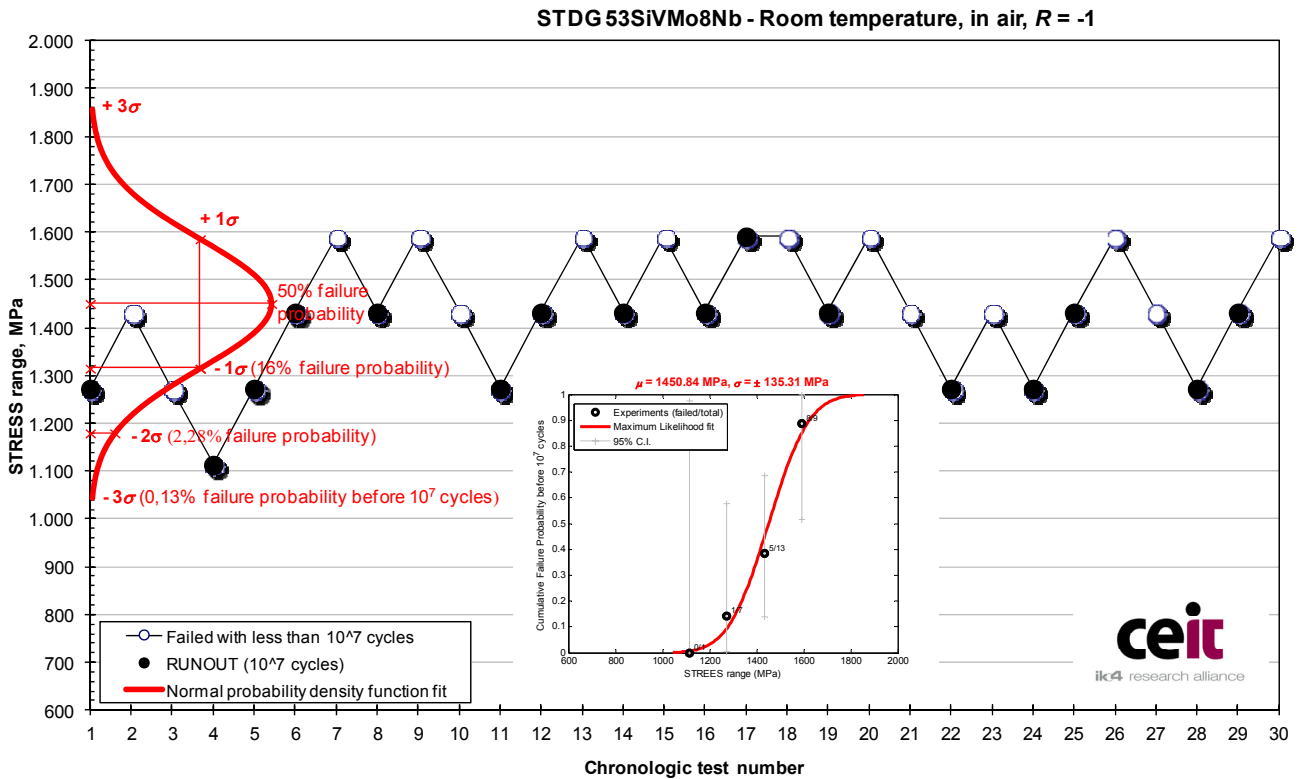


Figura 2. Resultados de los ensayos de fatiga para el STDG (arriba) y el UFG (abajo). Los círculos blancos corresponden a ensayos que fallaron y los negros a los que sobrevivieron a 10^7 ciclos.

10^7 ciclos se reducía la carga para el siguiente ensayo en 2 kN (aproximadamente 159 MPa). En caso contrario, se aumentaba la carga para el siguiente ensayo en también 2 kN. Este procedimiento se siguió para las 30 probetas de cada material. Es importante mencionar que algunas probetas sobrevivieron con amplitudes de carga de 20 kN y que este es el límite máximo de carga la máquina empleada. En estos casos, la siguiente probeta se ensayaba nuevamente a 20 kN, dada la imposibilidad material de aumentar la carga a 22 kN. La figura 2 muestra los resultados obtenidos para ambos materiales.

Tras el análisis de los resultados se puede concluir que el límite de fatiga aplicando ciclos de carga con $R = -1$ para el material con grano fino es de 1450 MPa (con una desviación estándar de 135 MPa) y para el material con grano ultrafino es de 1552 MPa con una desviación estándar de 219 MPa), es decir, el material con grano ultrafino muestra un límite a fatiga aproximadamente un 10% mayor que el del material con grano fino.

5. TENACIDAD

Una vez realizados los ensayos de fatiga, y para dar por concluida la caracterización mecánica de estos dos materiales, se procedió al estudio de su resistencia a fractura en modo I. Para esto se comenzó mecanizando tres probetas prismáticas de $5 \times 10 \times 50$ mm para cada material, a las que se les practicó una entalla de 2 mm de profundidad. El resultado de este mecanizado fue una geometría similar a la de una probeta Charpy subdimensionada (*sub-size*) ASTM A370 de espesor 5 mm.

Una vez mecanizadas las probetas, se procedió a crecerles una grieta por fatiga mediante una flexión en tres puntos. Las cargas cíclicas empleadas para el crecimiento de las grietas oscilaron entre 100 N y 1 kN. Para estimar el tamaño de la grieta crecida, se interrumpió periódicamente el crecimiento de la misma y se midió mediante microscopía óptica, como se muestra en la figura 3.

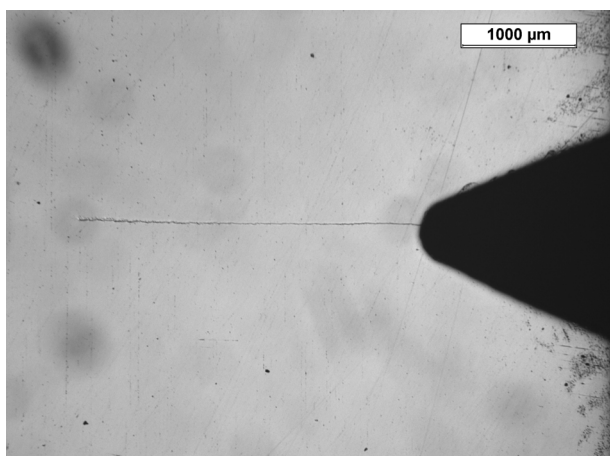


Figura 3. Ejemplo de una imagen de microscopía óptica empleada para estimar el tamaño de grieta crecida para la medida de K_{IC} .

Una vez preagrietadas todas las probetas, se procedió a la fractura de las mismas. Durante estos ensayos de fractura, se colocó un clip extensométrico sobre las probetas para conocer la apertura de la grieta en todo momento según se aplicaba carga. El montaje empleado para la medida de K_{IC} se muestra en la figura 4.



Figura 4. Montaje empleado para realizar los ensayos de K_{IC} mediante flexión en tres puntos.

Durante los ensayos se registró la carga aplicada sobre el yunque de flexión y la apertura de la grieta. La figura 5 muestra uno de estos registros, donde se observa la carga de fractura determinada según la norma ASTM E399-09 [6].

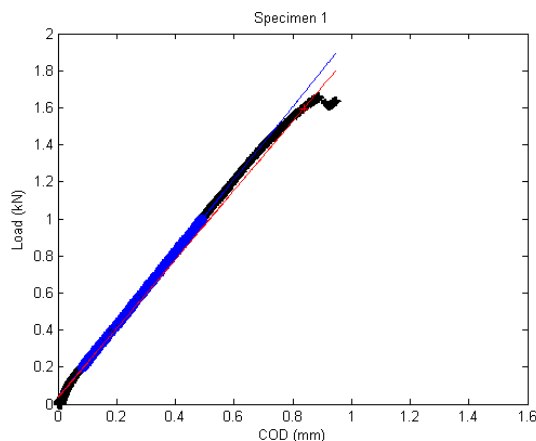


Figura 5. Registro carga-apertura de grieta empleado para estimar K_{IC} de los materiales estudiados.

Una vez fracturadas las probetas se procedió a medir el tamaño real de las grietas previamente crecidas por fatiga mediante microscopía óptica siguiendo la norma ASTM E399-09 [6]. Todas las superficies de fractura y para ambos materiales son 100% frágiles.

Tras el análisis de los resultados de las tres probetas ensayadas para cada material se obtuvieron unos valores promedio de K_{IC} de 38,0 y 35,3 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ y unas desviaciones típicas de 0,84 y 0,64 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ para los materiales con tamaño de grano fino y ultrafino, respectivamente.

6. CONCLUSIONES

La tabla 4 muestra una recopilación de las propiedades mecánicas obtenidas para los dos materiales estudiados en el presente trabajo.

Tabla 4. Recopilación de propiedades mecánicas medidas en el presente trabajo.

Parámetro	STDG	UFG
UTS [MPa]	2137	2187
R_a [μm]	0,51	0,38
Límite fatiga [MPa]	1450	1552
Desv.Std. [MPa]	135	219
K_{IC} [$\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$]	38,0	35,3
Desv.Std. [$\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$]	0,84	0,64

De estos resultados, y basándose en los ensayos realizados, se puede concluir que una reducción del tamaño de grano de 8 a 6 μm apenas tiene influencia en las propiedades mecánicas de ambos materiales, si bien, y como cabría esperar, el material con tamaño de grano menor presenta mejores propiedades frente a tracción y fatiga, aunque presenta una tenacidad ligeramente inferior.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer la financiación recibida por la *Research Fund for Coal and Steel* a través del proyecto RFSR-CT-2009-00012.

REFERENCIAS

- [1] BS ISO 12107:2003, "Metallic materials –Fatigue testing-Statistical planning and analysis of data", British Standards, 2003.
- [2] Rice, R.C., *Fatigue Data Analysis*, Metals Handbook, 9th ed. Vol. 8, pp. 695-720, American Society for Metals.
- [3] Spindel, J.E. and Heibach, E. *The method of maximum likelihood applied to the statistical*

analysis of fatigue data. International Journal of Fatigue, pp. 81-88, 1979.

- [4] Martín Meizoso, A. and Blanco, C. *Análisis de sensibilidad del método de la escalera para el cálculo del límite de fatiga*, Anales de Mecánica de la Fractura 29, Vol. II, pp. 505-510, 2012.
- [5] Blanco, C. and Martín Meizoso, A. *Sensitivity analysis of the staircase method to determine the fatigue limit*. In "Fracture Mechanics for Durability, Reliability and Safety", pp. 97-105. 19th European Conference on Fracture (ECF19), Kazan, Russia, 26-31 August, 2012.
- [6] American Society for Testing and Materials *Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness K_{IC} of Metallic Materials*. Vol. 03.01. Norm E399-09 (ASTM International) 2009.

INFLUENCIA DE LA VELOCIDAD DE DEFORMACIÓN SOBRE LA FRACTURA ASISTIDA POR HIDRÓGENO EN ACERO EUTECTOIDE

D. Vergara y J. Toribio

Ingeniería de Materiales, Universidad de Salamanca
E.P.S., Campus Viriato, Avda. Requejo 33, 49022 Zamora
Tel: (980) 54 50 00; Fax: (980) 54 50 02, Correo-e: dvergara@usal.es

RESUMEN

En este artículo se analiza la influencia de la velocidad de deformación en el proceso de fractura de probetas entalladas de aceros perlíticos sometidos a ambientes catódicos. Para ello se han realizado ensayos que han permitido analizar la superficie de fractura de diferentes probetas entalladas en función de la velocidad de sollicitación, viendo que la localización de la zona de proceso de fractura depende directamente de dicha velocidad. Para poder ampliar el análisis de este fenómeno se ha simulado el proceso de difusión del hidrógeno asistida por las tensiones, quedando demostrada a nivel cuantitativo la influencia de la velocidad de deformación en el proceso de fractura.

ABSTRACT

The influence of crosshead speed on the fracture process of notched samples of pearlitic steels subjected to cathodic environments is analyzed in this paper. To this end several experimental tests were carried out, thereby allowing the analysis of the fracture surfaces of different notched samples as a function of the crosshead speed, seeing that the location of the fracture process zone directly depends on such a speed. The diffusion process assisted by the stresses was simulated to extend the analysis of this phenomenon, the influence of the crosshead speed on the fracture process being proved in a quantitative way.

PALABRAS CLAVE: Fragilización asistida por hidrógeno, zona de proceso de fractura, velocidad de deformación

1. INTRODUCCIÓN

Los alambres de acero perlítico son altamente susceptibles al fenómeno conocido como *fragilización asistida por hidrógeno* (FAH), que puede surgir en ambientes catódicos [1]. Si las condiciones son propicias, el hidrógeno se puede difundir hacia el interior del material hasta alcanzar una concentración crítica C_{cr} en algún punto interno de éste [2]. Esta situación límite depende del estado tensodeformacional al que está sometido el material en ese instante y lugar, que en la ecuación

$$C_{cr} = C_{cr}(\sigma_i, \varepsilon_i) \quad (1)$$

viene reflejado a través de sus invariantes, representados por las componentes principales del tensor de tensiones y del tensor de deformaciones, σ_i y ε_i ($i = 1, 2, 3$) respectivamente.

Para estudiar este fenómeno de FAH se pueden usar los ensayos de tracción a velocidad de extensión constante (TVEC), que generan un determinado estado tensodeformacional en el material además de someterlo a una fuente supuestamente constante de hidrógeno. Las probetas utilizadas en este tipo de ensayos pueden adoptar diversas formas, siendo recomendables las

probetas entalladas [3]. Por lo tanto, la FAH es un problema que incluye el fenómeno de difusión de hidrógeno asistida por el estado tensodeformacional, siendo *transitorio* para el caso de los ensayos TVEC de probetas entalladas. Este hecho dificulta la simulación del proceso puesto que para cada instante de tiempo y para cada posición específica dentro del sólido el estado tensodeformacional varía.

Aun así, aunque no se sepa la posición exacta con precisión, la concentración crítica de hidrógeno se ha tenido que alcanzar en algún punto de la zona de proceso de fractura (ZPF), ya que la fractografía que aparece en la ZPF de una probeta de acero perlítico sometida a un ambiente catódico es la denominada *tearing topography surface* (TTS) [4], que está vinculada a la presencia de hidrógeno [5].

De esta manera en este artículo se muestra cómo afecta la velocidad de deformación al proceso de fractura de probetas entalladas de aceros perlíticos trefilados, estando todas sometidas a ensayos TVEC. Para ello se ha localizado experimentalmente la ZPF y se ha simulado el proceso de difusión del hidrógeno hasta alcanzar el tiempo crítico de fractura (t_{FAH}).

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Los materiales empleados para este estudio han sido aceros perlíticos (Tabla 1) que proceden de una misma cadena de trefilado con seis hileras. Por lo tanto se ha trabajado tanto con el alambroón perlítico, estado previo al proceso de conformación mecánica en frío, como con cada uno de los siguientes estados del material dentro de la cadena de producción, hasta llegar al producto comercial o alambre de pretensado, producto final después de sufrir 6 pasos de trefilado. Aunque la composición de todos estos aceros es idéntica (Tabla 1), la microestructura está más orientada en la dirección del trefilado si éste ha sido más severo, i.e., la anisotropía microestructural aumenta con el número de pasos de trefilado sufridos por el acero [6,7].

Tabla 1. Composición química del acero analizado

% C	% Mn	% Si	% P	% S	% Al	% Cr	% V
0.80	0.69	0.23	0.012	0.009	0.004	0.265	0.06

Para elaborar este estudio se ha trabajado con alambres entallados, sometiéndolos a ensayos de tracción a velocidad de extensión constante (TVEC) hasta rotura en ambiente catódico de FAH. Los materiales empleados han sido cada uno de los aceros comentados en el apartado anterior. Los datos representativos de la entalla que se ha utilizado se muestran en la Figura 1, donde se puede apreciar que se trata de una entalla de gran profundidad y radio de curvatura, $R/\varnothing = 0.4$ y $A/\varnothing = 0.3$, siendo R el radio de curvatura en el fondo de entalla, A la profundidad de dicha entalla y \varnothing el diámetro de la probeta analizada. Se han usado dos velocidades de sollicitación durante la ejecución de la fase experimental de este trabajo, 0.001 mm/min (velocidad tipo 1) y 0.01 mm/min (velocidad tipo 2), siendo la primera de ellas la más lenta que se puede aplicar en la máquina universal con la que se ha trabajado. Estas velocidades son adecuadas para que el hidrógeno pueda difundirse hacia el interior del material, de forma que el fenómeno de fractura en régimen catódico (FAH) se produzca debido a un estado de concentración crítica de hidrógeno [3]. Para cada tipo de acero se realizaron al menos tres ensayos de tal manera que los datos utilizados para este artículo suponen el valor medio de éstos.

Para simular el ambiente catódico en los ensayos TVEC se introdujo una disolución saturada de $\text{Ca}(\text{OH})_2$ con 0.1 g/l de NaCl (pH 12.5) en una celda electroquímica conectada a un potenciostato cuyo potencial se mantuvo constante con un valor de -1200 mV ECS durante la ejecución de los ensayos. La elección de este potencial electroquímico queda justificado en estudios previos realizados con materiales muy parecidos a los estudiados aquí [8,9], donde se manifiesta que el valor de -1200 mV ECS junto al pH de 12.5 aporta unas condiciones electroquímicas que favorecen el fenómeno de FAH en los aceros perlíticos trefilados.

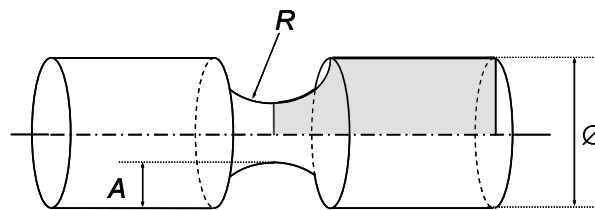
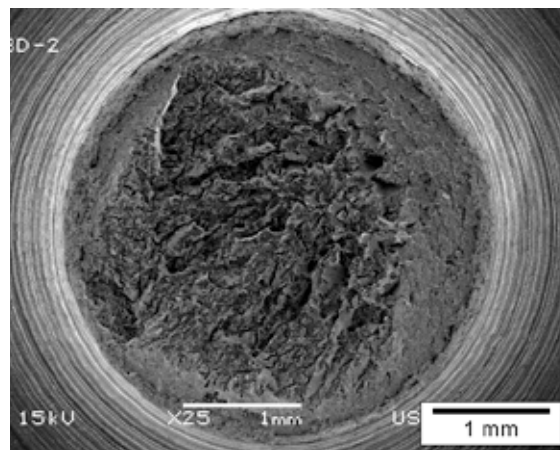
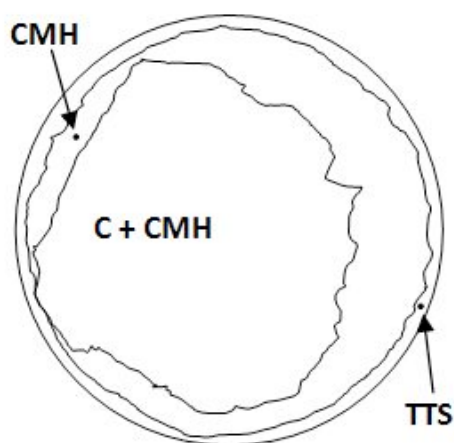


Figura 1. Esquema de los parámetros de las entallas analizadas en este estudio.

Los alambres empleados para este estudio proceden de una cadena de trefilado completa. Aunque en este artículo se van a mostrar únicamente los resultados experimentales y numéricos del tercer paso de trefilado, en trabajos previos se encuentra un estudio de las superficies de fractura de la cadena de trefilado completa [10]. De esta manera, en las Figuras 2 y 3 se muestran las superficies de fractura de los aceros analizados (con tres pasos de trefilado), y en la Figura 4 se incluye un análisis fractográfico de cada una de las zonas que conforman esta superficie.

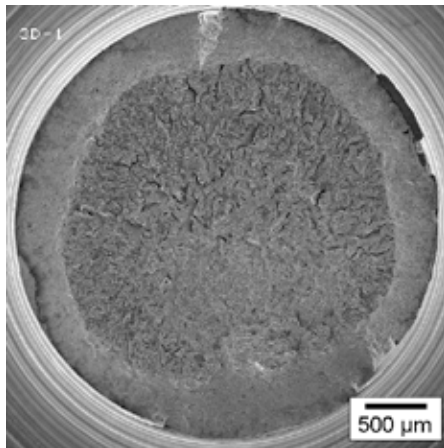


(a)

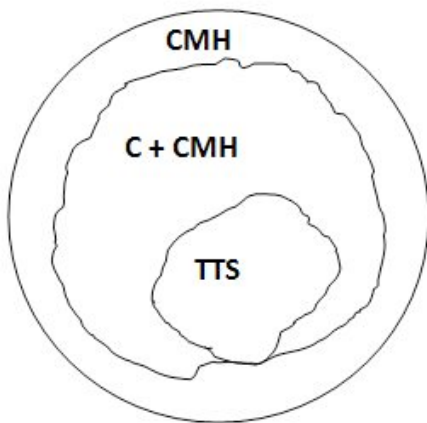


(b)

Figura 2. Superficies de fractura de las probetas de acero con tres pasos de trefilado y velocidad de deformación 0.01 mm/min (a) y su correspondiente análisis fractográfico (b).



(a)



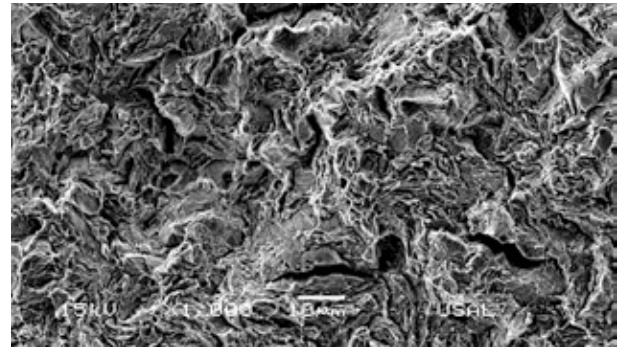
(b)

Figura 3. Superficies de fractura de las probetas de acero con tres pasos de trefilado y velocidad de deformación 0.001 mm/min (a) y su correspondiente análisis fractográfico (b).

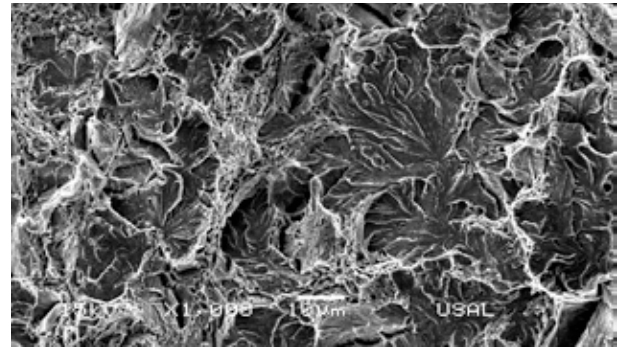
Se pueden observar tres tipos de fractografía (Figura 4): TTS, un término inventado por Thompson y Chesnutt [4] y definido en estudios posteriores [11], que representa un fractografía característica vinculada a la presencia de hidrógeno en aceros perlíticos [5] y siempre está ubicada en la ZPF de este tipo de aceros [12]; coalescencia de microhuecos (CMH), que está asociada a una fractografía dúctil y Clivaje (C) que está asociada a una fractura frágil. Se ha comprobado que la fractografía TTS, que se ha podido identificar mediante el microscopio electrónico de barrido, está siempre ubicada en la zona de proceso de fractura.

Acorde a estudios previos [13], esta primera fase del proceso de fractura se produce de manera subcrítica, creciendo la zona afectada por el hidrógeno (TTS) hasta alcanzar un estado crítico en el que la fractura se propaga hasta completar la superficie de fractura final. En esta última etapa de formación de la superficie de fractura aparecen dos zonas bien diferenciadas. Por un lado una zona donde coexisten C y CMH (Figura 4b), y por otro una zona que presenta únicamente CMH y está vinculada a la típica rotura en copa y cono (Figura 4c).

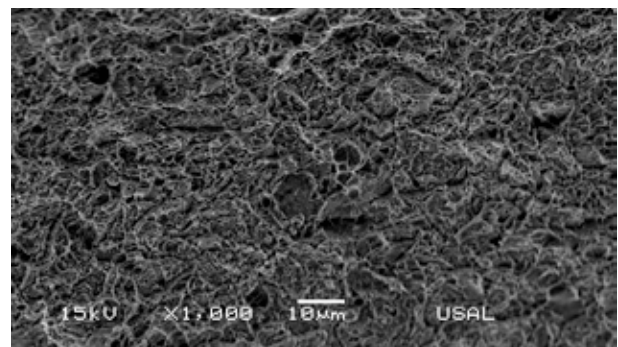
Se puede observar un comportamiento en fractura diferente dependiendo de la velocidad de sollicitación. De esta manera se comprueba que la fractografía TTS, asociada a la presencia de hidrógeno, se encuentra en la superficie de la probeta en el caso de haber sido ésta sometida a velocidades de sollicitación rápidas (Figura 2). En cambio, en el caso de haber empleado velocidades inferiores (0.001 mm/min) la zona TTS tiende a estar en el interior de la probeta (Figura 3).



(a)



(b)



(c)

Figura 4. Fractografía encontrada en la probeta con tres pasos de trefilado y velocidad tipo 1: (a) TTS; (b) C + CMH; (c) CMH.

3. PLANTEAMIENTO NUMÉRICO

Tal como se ha comentado previamente, en el caso de campos mecánicos no-homogéneos (como es el caso de las probetas entalladas) la difusión del hidrógeno se ve asistida por el estado tensodeformacional. En este estudio, como aproximación a la simulación correspondiente, se va a utilizar un modelo numérico bidimensional que considera únicamente la variación

del estado tensional con el tiempo [2]. De estudios previos ya se conoce la importancia de la componente hidrostática del tensor de tensiones (σ) como el parámetro mecánico de mayor importancia en la difusión del hidrógeno [14,15]. La ecuación que rige la difusión del hidrogeno asistida por las tensiones es [2]:

$$\frac{dC}{dt} = D(\nabla^2 C - \frac{V_H}{RT} \nabla C \nabla \sigma - \frac{V_H}{RT} C \nabla^2 \sigma) \quad (2)$$

donde D es el coeficiente de difusión, V_H es el volumen parcial molar de hidrógeno en el metal, R es la constante universal de los gases y T la temperatura absoluta. Las condiciones de contorno establecidas para las probetas entalladas son las mismas que las planteadas por los autores en publicaciones anteriores [15], los detalles del modelo numérico empleado para resolver esta ecuación (2) quedaron publicados en [2], las curvas de comportamiento mecánico empleadas para obtener los valores tensionales en cada posición e instante de tiempo están expuestas en trabajos previos [12] y el valor del volumen parcial molar de hidrógeno en el metal es $V_H = 2 \cdot 10^{-6} \text{ m}^3/\text{mol}$ [16].

Respecto al coeficiente de difusión, D , es imprescindible tener en cuenta la influencia del grado de trefilado en este parámetro y definir los valores para cada uno de los diferentes casos de estudio. Por ello se han considerado valores experimentales de estudios anteriores: $D = 6.6 \cdot 10^{-11} \text{ m}^2/\text{s}$ para el alambrcn [17], $D = 4.99 \cdot 10^{-12} \text{ m}^2/\text{s}$ para el alambre de pretensado (seis pasos de trefilado) [18] y $D = 3.21 \cdot 10^{-11} \text{ m}^2/\text{s}$ para el alambre con tres pasos intermedios. Este último valor ha sido obtenido de la ecuación:

$$\langle D \rangle^{(i)} = \langle D \rangle^{(0)} + \langle \varepsilon^p \rangle^{(i)} \frac{\langle D \rangle^{(F)} - \langle D \rangle^{(0)}}{\langle \varepsilon^p \rangle^{(F)}} \quad (3)$$

donde i indica el número de pasos de trefilado sufridos por el acero, el superíndice F corresponde al último paso de trefilado o producto final, y ε^p se refiere a las deformaciones plásticas acumuladas durante el trefilado. Esta ecuación fue planteada inicialmente en [12] y posteriormente aplicada en otros estudios relacionados con la FAH de aceros perlíticos trefilados [19].

En la Figura 5 se ha representado la distribución de la tensión hidrostática σ a lo largo del plano de simetría de la entalla justo en el instante de fractura (t_{FAH}). Se puede comprobar que la distribución de σ es independiente de la velocidad de sollicitación y que el valor mayor de esta tensión se encuentra en el centro de la probeta. Esto sugiere que el hidrógeno, siempre que disponga del tiempo suficiente para difundirse, tenderá a concentrarse en dicha zona. Según los ensayos empíricos, en la probeta sometida a velocidad lenta (tipo 1) el hidrógeno dispone del tiempo necesario para alcanzar esta posición (Figura 3) mientras que en la otra probeta (velocidad tipo 2) parece lo contrario, quedando acumulado el hidrógeno en la superficie de la probeta (Figura 2).

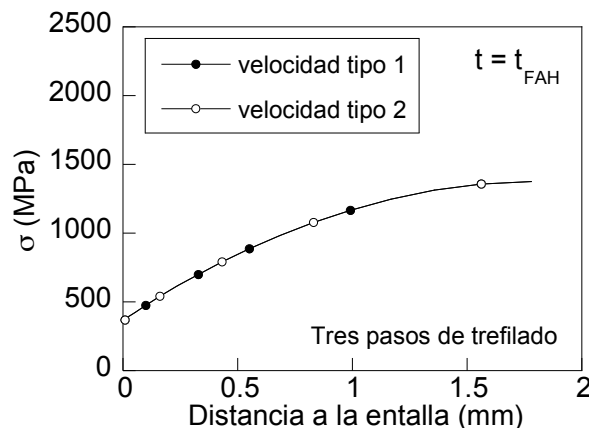


Figura 5. Distribución de tensiones hidrostáticas a lo largo del plano de simetría para las dos velocidades de deformación a tiempo de rotura en ambiente agresivo.

4. DISCUSIÓN

Usando la ec. (2) se ha obtenido la distribución de la concentración de hidrógeno C para cada punto de la probeta entallada para el instante final del ensayo TVEC, $t = t_{FAH}$. Como el mayor valor de la concentración de hidrógeno se va a obtener a lo largo del plano de simetría de la entalla [20], en la Figura 6 se ha representado la distribución a lo largo de dicho plano de la concentración relativa de hidrógeno, C_r , siendo $C_r = C/C_0$, donde C_0 representa la concentración inicial en ausencia de tensiones. Se puede comprobar que la simulación es consistente con lo observado previamente a nivel experimental, i.e., la probeta sometida a la velocidad más lenta (velocidad tipo 1, 0.001 mm/min) alcanza la máxima concentración de hidrógeno en el centro de la probeta, justo donde se localiza la ZPF en la Figura 3. En cambio, la probeta sometida a la velocidad más rápida (velocidad tipo 2, 0.01 mm/min) alcanza la máxima concentración de hidrógeno en la periferia de la probeta, igual que en la Figura 2 donde se puede observar que la ZPF está situada en dicha zona.

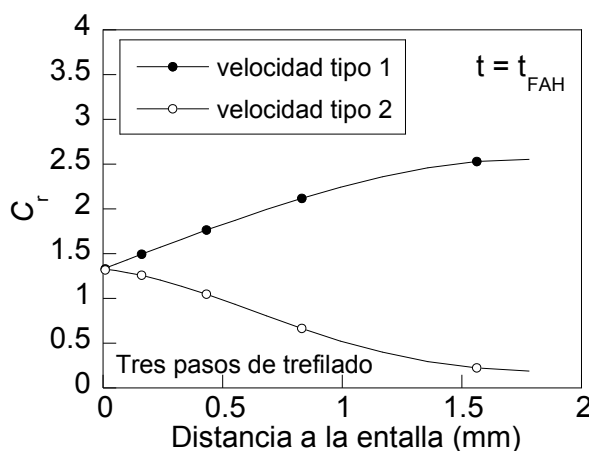


Figura 6. Distribución de la concentración relativa de hidrógeno a lo largo del plano de simetría para las dos velocidades de deformación a tiempo de rotura en ambiente agresivo, $t = t_{FAH}$.

Por lo tanto, se puede afirmar que el proceso de fractura es diferente dependiendo de la velocidad de sollicitación a la que haya estado sometida la probeta. De esta forma, aunque la tensión hidrostática sea superior en el centro de la probeta, el hidrógeno no podrá difundirse hasta dicha posición si la velocidad de sollicitación es rápida (velocidad tipo 2, 0.01 mm/min) y, por lo tanto, la mayor parte del hidrógeno quedará localizado en la zona superficial de la probeta, induciendo a que el proceso de fractura se propague desde la superficie hacia el interior.

Por el contrario, si el tiempo de sollicitación es suficientemente lento (velocidad tipo 1, 0.001 mm/min) el hidrógeno tendrá tiempo suficiente para difundirse hacia el interior de la probeta, alcanzando la situación crítica de concentración (ecuación 1) en algún punto del interior. De esta manera, el proceso de fractura en este caso se producirá desde el interior hacia el exterior de la probeta, justo lo contrario al caso anterior.

Para comprender mejor el fenómeno, hay que tener en cuenta que el crecimiento de la ZPF debido a la formación de fractografía TTS es subcrítico, y que en dicho proceso el estado tenso-deformacional dentro del material juega un papel relevante. De esta manera, para el caso de la velocidad lenta (tipo 1) el hidrógeno puede acumularse en el interior del material dando valores altos de concentración sin alcanzar una situación límite que favorezca el inicio subcrítico de la TTS, i.e., se puede difundir hasta el centro de la probeta sin iniciarse previamente el proceso de formación de la TTS (Figura 6). En cambio en el caso de la velocidad rápida (tipo 2), aunque la velocidad de difusión del hidrógeno no varíe respecto al caso anterior, las tensiones alcanzadas en el material aumentan más rápidamente y, por lo tanto, se puede alcanzar en algún punto del material el estado crítico de concentración (ecuación 1) debido a la sinergia entre el estado tensodeformacional y la concentración de hidrógeno. Una vez que se inicia el proceso de crecimiento subcrítico de la TTS, el hidrógeno tiende a acumularse en dicha zona. Debido a esto, en el caso de la velocidad tipo 2 (0.01 mm/min), la mayor concentración del hidrógeno queda localizada en la superficie, justo donde se produce la ZPF.

5. CONCLUSIONES

En probetas entalladas sometidas a ensayos de tracción a velocidad de extensión constante (TVEC) hasta rotura en ambiente catódico, la *velocidad de deformación* juega un papel fundamental en la disposición de la fractografía tipo tearing topography surface (TTS). A velocidades altas de sollicitación el hidrógeno no tiene el tiempo suficiente para difundirse hacia el interior de la probeta y, por lo tanto, la zona de proceso de fractura (ZPF) –con fractografía TTS– aparece en la superficie de la probeta, favoreciendo que el proceso de fractura se inicie de manera subcrítica en la superficie de la probeta y se propague críticamente hacia el interior de ésta,

proporcionando así la superficie de fractura final. Por otro lado, para velocidades de sollicitación lentas la ZPF tiende a estar en el interior del material y, por lo tanto, el proceso se inicia subcríticamente allí, lo que induce que la fractura se propague desde el interior hacia el exterior de la probeta en el momento en que se alcancen las condiciones críticas correspondientes.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer la financiación de las siguientes instituciones: MCYT (MAT2002-01831), MEC (BIA2005-08965), MCINN (BIA2008-06810 y BIA2011-27870), JCYL (SA067A05, SA111A07 y SA039A08), así como mostrar su agradecimiento a EMESA TREFILERÍA por el suministro del acero.

REFERENCIAS

- [1] Enos, D.G., Williams, A.J., Scully, J.R., Long-term effects of cathodic protection of prestressed concrete structures: hydrogen embrittlement of prestressing steel. *Corrosion*, 1997, **53**, 891-908.
- [2] 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.
- [3] Enos, D.G., Scully, J.R., A critical-strain criterion for hydrogen embrittlement of cold-drawn, ultrafine pearlitic steel. *Metallurgical and Materials Transactions*, 2002, **A33**, 1151-1166.
- [4] Thompson, A.W., Chesnutt, J.C., Identification of a fracture mode: the tearing topography surface. *Metallurgical Transactions*, 1979, **10A**, 1193-1196.
- [5] Toribio, J., Lancha, A.M., Elices, M., Characteristics of the new tearing topography surface. *Scripta Metallurgica et Materialia*, 1991, **25**, 2239-2244.
- [6] Nam, W.J., Bae, C.M., Void initiation and microstructural changes during wire drawing of pearlitic steels. *Materials Science and Engineering*, 1995, **203**, 278-285.
- [7] Toribio, J., Ovejero, E., Microstructure evolution in a pearlitic steel subjected to progressive plastic deformation. *Materials Science and Engineering*, 1997, **A234-236**, 579-582.
- [8] Parkins, R. N., Elices, M., Sánchez Gálvez, V., Caballero, L., Environment sensitive cracking of pre-stressing steels. *Corrosion Science*, 1982, **22**, 379-405.
- [9] Lancha, A. M., Influencia del trefilado en la corrosión bajo tensión de aceros eutectoides. Tesis Doctoral, Universidad Complutense de Madrid. 1987.

- [10] Vergara, D., Toribio, J., Fragilización por hidrógeno de aceros perlíticos trefilados sometidos a estados triaxiales de tensión. *Anales de Mecánica de la Fractura*, 2010, **27**, 741-746.
- [11] Costa, J.E., Thompson, A.W., Hydrogen cracking in nominally pearlitic 1045 steel. *Metallurgical Transactions*, 1982, **13A**, 1315-1318.
- [12] Vergara, D., Fragilización por hidrógeno de aceros de pretensado sometidos a estados triaxiales de tensión. Tesis Doctoral, Universidad de Salamanca, 2007.
- [13] 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.
- [14] Wang, M., Akiyama, E., Tsuzaki, K., Crosshead speed dependence of the notch tensile strength of a high strength steel in the presence of hydrogen. *Scripta Materialia*, 2005, **53**, 713-718.
- [15] Vergara, D., Lorenzo, M., Kharin, V., Toribio, J., Influencia de la velocidad de deformación en la fragilización por hidrógeno de alambres entallados de acero eutectoide. *Anales de Mecánica de la Fractura*, 2006, **23**, 213-218.
- [16] Hirth, J.P., Effects of hydrogen on the properties of iron and steel. *Metallurgical Transactions*, 1980, **11A**, 861-890.
- [17] Lillard, R.S., Enos, D.G., Scully, J.R., Calcium hydroxide as a promoter of hydrogen absorption in 99.5% Fe and a fully pearlitic 0.8% C steel during electrochemical reduction of water. *Corrosion*, 2000, **56**, 1119-1132.
- [18] Toribio, J., Elices, M., Influence of residual stresses on hydrogen embrittlement susceptibility of prestressing steels. *International Journal of Solids and Structures*, 1991, **28**, 791-803.
- [19] Toribio, J., Kharin, V., Lorenzo, M., Vergara, D., Role of drawing-induced residual stresses and strains in the hydrogen embrittlement susceptibility of prestressing steels. *Corrosion Science*, 2011, **53**, 3346-3355.
- [20] Vergara, D., Lorenzo, M., Kharin, V., Toribio, J., Análisis de la direccionalidad de la difusión de hidrógeno en las proximidades de entallas. *Anales de Mecánica de la Fractura*, 2007, **24**, 453-458.

MÉTODOS ANALÍTICOS Y NUMÉRICOS

EXTENSION OF THE COHESIVE CRACK MODEL TO PMMA NOTCHED SPECIMENS EXHIBITING A NON LINEAR BEHAVIOUR UNDER TORSION

D.A. Cendón^{1*}, F. Berto², P. Lazzarin² and M. Elices¹

¹ ETSI de Caminos, Canales y Puertos, Universidad Politécnica de Madrid. c/ Profesor Aranguren s/n, 28040, Madrid, Spain.

* E-mail: dcendon@mater.upm.es

² Dept. of Management and Engineering - University of Padova. Stradella S.Nicola 3-36100 Vicenza, Italy.
E-mail: berto@gest.unipd.it

RESUMEN

Existen materiales en los que, presentando una fractura macroscópicamente frágil, la rotura viene precedida de un comportamiento marcadamente no lineal. Este comportamiento se hace aún más patente cuando la rotura se produce en presencia de entallas romas que, si bien generan una concentración de tensiones apreciable, posibilitan que la zona de comportamiento no lineal se extienda a zonas alejadas de la punta de la fisura. El presente trabajo explora el uso de la fisura cohesiva junto con un modelo de material no lineal fuera de la fisura. El modelo se ha programado mediante una subrutina de usuario en un programa de elementos finitos de integración temporal explícita, utilizando para ello la técnica de la fisura embebida, que permite insertar fisuras cohesivas dentro del continuo. Posteriormente el modelo se ha utilizado para simular una campaña experimental previa sobre probetas entalladas de PMMA sometidas a torsión a bajas temperaturas, en las que se registró un comportamiento no lineal del material. El modelo es capaz de proporcionar simulaciones predictivas del par torsor de rotura, pese a que algunos de los parámetros que alimentan el modelo no se han podido medir de forma precisa, y han sido obtenidos a partir de referencias bibliográficas anteriores.

ABSTRACT

Some materials, despite showing brittle fracture from a macroscopic point of view, exhibit a nonlinear behaviour prior to failure. This kind of behaviour is even more marked when failure arises in the presence of blunt notches since despite they induce a certain degree of stress concentration, they allow the spread of nonlinearities far from the crack tip. This work explores the use of a cohesive crack model in combination with a nonlinear material model in the continuum material outside the crack. The resulting model has been programmed through the embedded crack approach in an explicit finite element numerical program by means of a user defined material subroutine. The model has been used to simulate a previous experimental benchmark on PMMA notched specimens subjected to torsion at low temperatures, on which a nonlinear behaviour was noticed. Numerical simulations show good agreement with the experimental results, in spite of the unavailability of some material data that had to be taken from bibliographic references of previous works focused on fracture of PMMA at low temperatures.

PALABRAS CLAVE: Notched specimens, cohesive crack model, torsion.

1. INTRODUCTION

The analysis of blunt notched structural elements lie in between cracked structural elements, which are analyzed by using Fracture Mechanics techniques, and structural flawless elements with smooth geometries,

which can be analyzed by direct application of the theory of Strength of Materials. When analyzing failure of blunt notched elements, different approaches can be found in the literature, such as those based on the calculation of stress intensity factors [1,2], those based on the Strain Energy Density criterion (SED) [3-5], or

those based on the Theory of Critical Distances (TCD) [6]. These kind of approaches provide satisfactory results for linear elastic materials, or small scale plasticity cases, were all nonlinearities concentrate on the notch tip. Under these assumptions, the Cohesive Crack Model in combination with a linear elastic material, has also provided positive results [7,8].

There are however some materials on which failure, although being macroscopically brittle, is preceded by a global non linear behaviour. This fact evidences a propagation of the nonlinear regime of the material far beyond the notch tip. Under these conditions, the tools that are available for analysis purposes are scarce, and the use of equivalent linear elastic models is not straightforward because of the difficulties found on identifying the actual energy available for fracture [9].

In this paper, a model based on the combination of a Hencky's nonlinear material model with a cohesive crack model by using the so called embedded crack approach [10-12] is presented. The model is used to simulate an experimental benchmark previously developed by the authors [13] focused on PMMA notched bars subjected to torsion at low temperatures. On these experimental tests, the specimens exhibited a nonlinear behaviour prior to failure.

2. MATERIAL MODEL

The material model consists of a nonlinear constitutive model for the continuum plus a cohesive crack model that is activated once the tensile strength of the material is exceeded.

2.1. Constitutive material model for the continuum

In most applications of the Cohesive Crack Model, a linear elastic material model is used for the continuum outside the crack. This assumption is plausible for brittle, quasi-brittle materials (e.g. concrete) or small scale plasticity cases, where the material of the continuum remains on the linear elastic domain. However, as already mentioned, previous tests on PMMA under torsion exhibited a clear nonlinear behavior even at low temperatures [13]. For this reason the Hencky's nonlinear-elastic material model has been chosen. In later evolutions of this research, the classical plasticity theory for metals will be explored.

According to Hencky's material model, the spherical and the deviatoric parts of the stress tensor are obtained separately according to the equations:

$$\sigma_h = K \langle \varepsilon \rangle \mathbf{I} \tag{1}$$

$$\sigma' = \frac{2}{3} \frac{\tilde{\sigma}}{\tilde{\varepsilon}} \varepsilon' \tag{2}$$

Where σ and ε are the stress and the strain tensors respectively, and the superscript $'$ makes reference to the deviatoric part of the tensor. The subscript $_h$ refers to the spherical part; \mathbf{I} is the unit second order tensor and K is the bulk modulus. The symbol $\langle \cdot \rangle$ makes reference to the trace of the tensor, and $\tilde{\sigma}$ and $\tilde{\varepsilon}$ refer to the equivalent stress and strain respectively:

$$\tilde{\sigma} = \sqrt{\frac{3}{2} \sigma' : \sigma'} \tag{3}$$

$$\tilde{\varepsilon} = \sqrt{\frac{2}{3} \varepsilon' : \varepsilon'} \tag{4}$$

The equivalent stress and the equivalent strain are related through the hardening curve, $\tilde{\sigma} = H(\tilde{\varepsilon})$, that must be input as a material property.

2.2. Crack initiation

Like in previous works from the authors [12], the maximum principal stress criterion has been chosen. According to this approach, the crack initiates once the maximum principal stress reaches the tensile strength of the material, f_t . The direction of the maximum principal stress, which is characterized by the unitary vector \mathbf{n} , defines also the direction perpendicular to the newly formed crack. Once the crack is formed, its strength evolves according to the cohesive crack model.

2.3. Cohesive crack

The cohesive crack model or fictitious crack model [14] postulates that once a crack is formed in the material, the stress transferring capability across the crack decreases as it is being opened. In a pure mode crack opening I case (crack opening exclusively under tension), the stress transferred across the crack, σ , can be related with the crack opening displacement, w , through a function called softening curve:

$$\sigma = f(w) \tag{5}$$

The main parameters of the softening curve are the tensile strength, f_t , which is the value of the stress transferred for zero crack opening, $f_t = f(0)$, and the fracture energy, G_F , which coincides with the area under the softening curve:

$$G_F = \int f(w) dw \tag{6}$$

However in a general 3D case, once the crack is formed and its orientation \mathbf{n} fixed, it should be able to open at any arbitrary direction of the 3D space. Therefore, crack opening must be defined as a vector magnitude, \mathbf{w} , instead of a scalar one. To expand the mode I softening curve concept to make it compatible with three

dimensional crack openings, a central forces model [12] has been used. According to this model, the traction vector across the crack \mathbf{t} is parallel to the opening vector \mathbf{w} and has a magnitude equal to the actual value of the softening curve. Therefore the traction vector reads:

$$\mathbf{t} = \frac{f(\tilde{w})}{\tilde{w}} \mathbf{w} \quad (7)$$

Being \mathbf{t} the traction vector, \mathbf{w} the crack opening vector, f the softening curve, and \tilde{w} the Euclidean norm of the crack opening vector. Figure 1 illustrates equation (7).

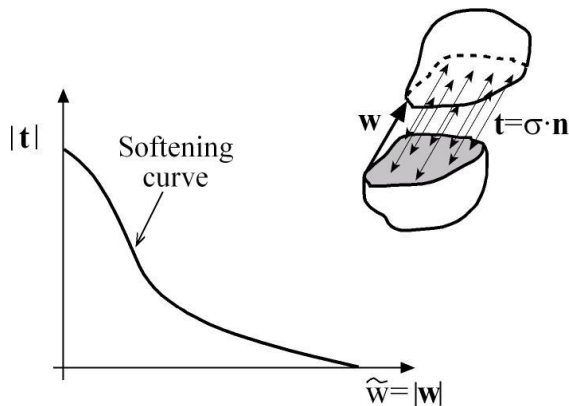


Figure 1. Proportionality between the tractions and the crack displacement vector. Example of a softening curve.

2.4. The embedded crack approach

The cohesive crack model is inserted into the finite elements through the embedded crack approach. According to this approach, once the crack appears inside the element, it modifies the strain field so an apparent strain tensor (without taking into account crack opening) and a continuum strain tensor (subtracting the crack opening) must be distinguished. In the case of a constant stress element, assuming also constant crack opening, the relationship between both strain fields reads [12]:

$$\boldsymbol{\varepsilon}_{cont} = \boldsymbol{\varepsilon}_{app} - [\mathbf{b}^+ \otimes \mathbf{w}]^s \quad (8)$$

Being $\boldsymbol{\varepsilon}_{cont}$ and $\boldsymbol{\varepsilon}_{app}$ the continuum and the apparent strain tensors respectively, \mathbf{w} the crack opening vector and \mathbf{b}^+ the vector of gradients of the solitary nodes shape functions:

$$\mathbf{b}^+ = \sum_{\substack{i= solitary \\ nodes}} grad N_i \quad (9)$$

The solitary nodes are defined as the set of nodes that are put apart by the crack from the rest of the element. Figure 2 illustrates the above mentioned concepts.

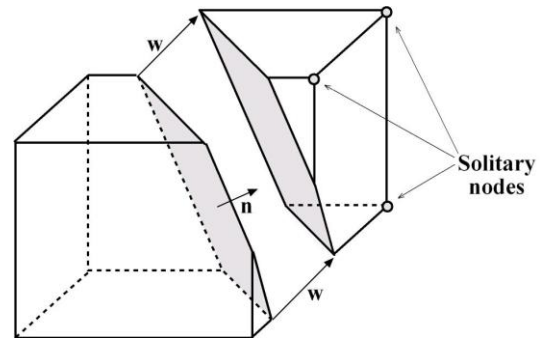


Figure 2. Example of an embedded crack on a hexahedral element, showing the solitary nodes.

However, as Figure 3 shows, for a given crack direction \mathbf{n} , there are several possible combinations of solitary nodes. Again following [12] among all the possibilities, in this work we have chosen the combination that minimizes the angle between \mathbf{n} and \mathbf{b}^+ .

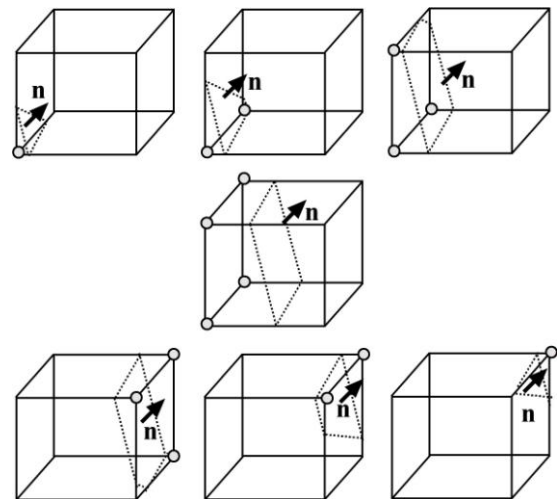


Figure 3. Different solitary nodes combinations for a given crack orientation.

Once the crack is initiated, the vectors \mathbf{n} and \mathbf{b}^+ are fixed and as the strain tensor increases, the crack displacement \mathbf{w} must be obtained. Since in the continuum part the material behaves according to Hencky's constitutive law and across the crack the material behaves according to the softening curve, by prescribing local equilibrium we find:

$$\left[K \langle \boldsymbol{\varepsilon}_{cont} \rangle \mathbf{I} + \frac{2}{3} \frac{\tilde{\sigma}}{\tilde{\varepsilon}} \boldsymbol{\varepsilon}'_{cont} \right] \cdot \mathbf{n} = \frac{f(\tilde{w})}{\tilde{w}} \mathbf{w} \quad (10)$$

The meaning of eq. (10) is that the traction vector on the continuum associated to the normal direction \mathbf{n} , must be equal to the traction transferred across the crack.

Expressions (8) and (10) are the equations necessary to find the crack opening vector \mathbf{w} . The solution is however non trivial, since \mathbf{w} cannot be isolated

explicitly. In this work, an iterative scheme has been used with successful results.

2.5. Implementation

The above mentioned material model has been implemented in the LS-DYNA 971 finite element code through a user programmed subroutine. The use of single integration point hexahedral elements has made possible the implementation of this constitutive model at the material level.

The LS-DYNA finite element program uses an explicit scheme through direct integration of the linear momentum conservation equations. The advantage of explicit codes is that they do not need to prescribe static equilibrium, so there is no need for material tangent stiffness matrix, neither are convergence problems. The price to pay is that loading rate must be controlled in order to decrease inertial forces as much as possible. In the work presented in this paper, this point was achieved by keeping the global kinetic energy at least two orders of magnitude below the internal energy.

3. EXPERIMENTAL DATA

An experimental benchmark on PMMA notched specimens subjected to torsion at -60°C of temperature [13] has been used for experimental verification of the model. This experimental benchmark consisted of tests on notched bars of 20mm of diameter and different notch geometries: U-notches, V-notches and semicircular notches. Despite previous tests on notched specimens of this material at the same temperature under mode I and mixed mode [8] shown an almost linear elastic global behaviour, the tests under torsion exhibited non-linear torque-angle curves.

For this preliminary work, only the V-notched specimens have been modeled. Figure 4 shows the geometry, while table 1 summarizes the notch dimensions of the specimens.

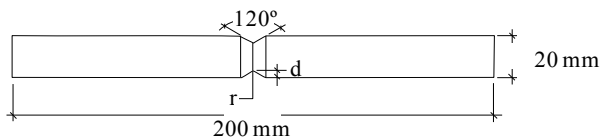


Figure 4. Geometry of the V-notch specimens [13].

4. NUMERICAL SIMULATIONS

4.1. Material properties

To feed the material model presented in this paper, two different kinds of material parameters are required. For the cohesive crack behaviour, the tensile strength and the specific fracture energy are needed, while in the case

of the continuum, the bulk modulus and the equivalent stress-equivalent strain curve must be defined.

Table 1. Depth and notch radii of the V-notch specimens tested in [13].

d (mm)	r (mm)
2.0	0.1
	0.3
	0.5
	1.0
5.0	0.1
	0.3
	0.5
	1.0
	2.0

The cohesive crack parameters for PMMA at -60°C were taken from Gómez *et al.* [8]. According to this reference, tensile strength was set to 128 MPa and the specific fracture energy was set equal to 480 N/m. Like in Gómez *et al.*, a Dugdale's softening curve has been used to model the cracking behaviour of PMMA. This type of curve prescribes a constant stress value during the crack opening process until the fracture energy is exhausted, what makes the stress drop to zero (figure 5).

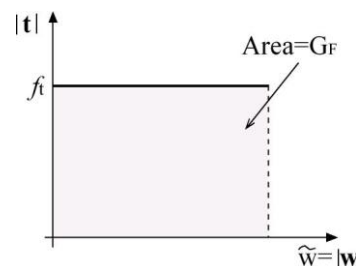


Figure 5. Dugdale's softening curve.

In order to obtain the equivalent stress-equivalent strain curve of the continuum, torsion tests on plain cylinder specimens were made. Tensile tests at -60°C were available from previous works, however, the shear stress state created during a torsion test induces higher values of the deviatoric stresses and therefore this type of test allows for the measurement of higher ranges of the equivalent stress-equivalent strain curve before failure. Plain cylinders of 20 mm of diameter were used for these characterization torsion tests. Torque and twist angles with a gauge length of 25mm were measured during the tests. By using Nadai's methodology, the equivalent stress-equivalent strain curves were obtained. A second order polynomial function has been obtained as the best fit for these curves, resulting in an equivalent stress-equivalent strain relation of:

$$\tilde{\sigma} = H(\tilde{\epsilon}) = \tilde{\epsilon}(7 - 50\tilde{\epsilon}) \tag{8}$$

Being $\tilde{\sigma}$ the equivalent stress (units of GPa), and $\tilde{\epsilon}$ the equivalent strain. In order to diminish volumetric

strains, a relatively high value of 33 GPa was used for the bulk modulus.

4.2. Geometry and boundary conditions

If consistent results are desired when modeling failure through the cohesive crack model, a maximum finite element size must be observed in the fracture process zone. It is commonly accepted that the element size in the fracture process zone must be at least smaller than the characteristic length of the material, $l_{ch} = G_T E / f_t^2$. According to the material parameters provided in [8], the characteristic length of PMMA at -60°C is close to 0.15 mm. Such a small value leads to an even smaller element size and since a three dimensional simulation is required due to the non-planar crack propagation expected, a huge amount of elements would be necessary to mesh the whole specimens. Therefore in order to decrease the number of degrees of freedom of the simulations, a cyclic sector of 11° was only modeled, as shown in figure 6.

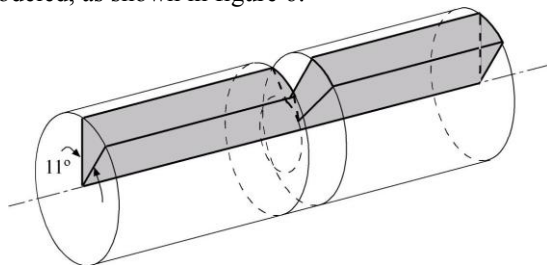


Figure 6. Cyclic sector actually modeled.

By modeling an 11° sector instead of the whole specimen, the total number of nodes was kept below one hundred thousand, while the element size in the crack tip was set around 0.04mm. Figure 7 shows a general view of on specimen's mesh and a detail of the elements at the crack tip.

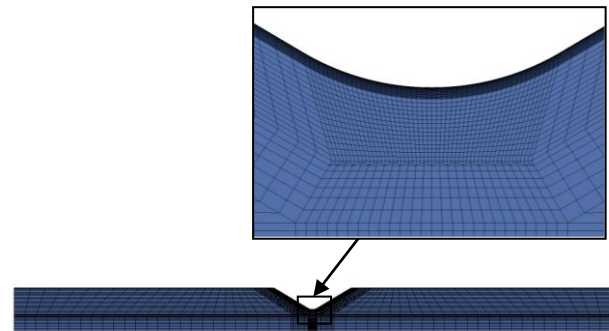


Figure 7. General view of one of the meshes used, and detail of the crack tip.

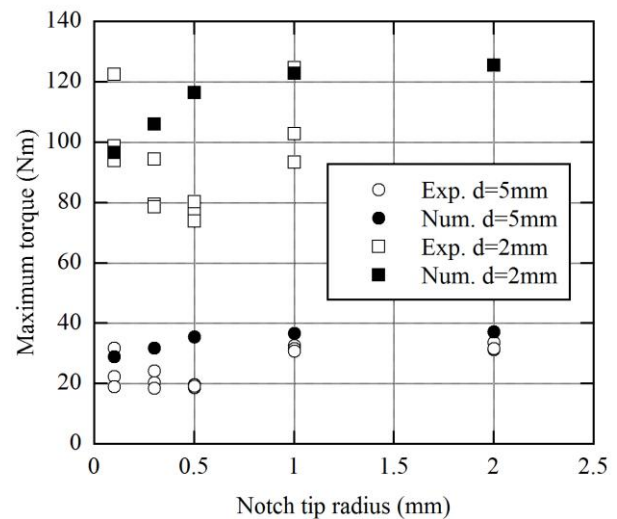


Figure 8. Experimental results and numerical predictions of the maximum torques.

To obtain in the sector the same behaviour than in the whole specimen, cyclic symmetry conditions were prescribed between nodal sets on the longitudinal section planes. Load was applied by prescribing a linearly increasing rotating velocity around the axis on the nodes at one end of the specimens, while the rotation of the nodes at the other specimen's end was set equal to zero.

4.3. Results

Figure 8 shows the experimental and numerical maximum torques obtained for each notch tip radius and depth.

Generally speaking, it can be said that the numerical prediction is in good agreement with the experimental results. Especially if we keep in mind that the tensile strength and the fracture energy have been taken from the literature and will probably differ slightly from the actual values of the material used in the torsion specimens tested in Berto *et al.* [13].

If we focus however on the values between 0.5 and 0.3 mm, we find different trends between the experimental results and the numerical predictions.

4.4. Discussion

In [13], besides the above mentioned experimental benchmark on PMMA specimens subjected to torsion, a numerical analysis of the results by using the strain energy density (SED) criterion was also provided. In this case however, in order to obtain satisfactory values, mode III critical stress intensity factor had to be used instead of the mode I one. This result suggested different fracture energy values for tensile notch loading (mode I and mixed mode) than for tearing notch loading (mode III). Contrarily, in the numerical simulations performed with the material model presented here, the same mode I fracture parameters used by Gómez *et al* [8] have been used. This is also possible thanks to the embedded crack approach, which allows for multiple crack opening. Figure 9 shows a contour of the normalized crack opening displacement \tilde{w} near the crack tip just before the specimen failure. It can be observed how cracking spreads over a wide range of elements at the crack tip without nucleating on discrete

cracks. This fact leads to a large amount of energy dissipation at the crack tip, which is consistent with the high K_{IIIc} values measured in [13].

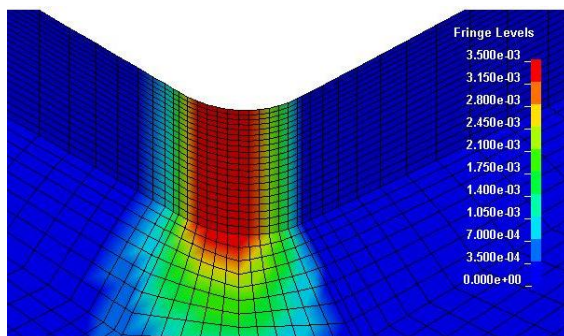


Figure 9. Detail of the diffuse cracking on the notch tip: no crack nucleation is visible.

5. CONCLUSIONS

A new material model has been presented for modeling fracture of nonlinear brittle and quasi-brittle materials, like PMMA at low temperatures. It is based on Hencky's nonlinear material model for the continuum, plus a cohesive crack that is activated once the tensile strength is exceeded.

The new material model has been capable of providing reasonable predictions of the experimental results obtained by the authors on a previous work focused on low temperature torsion tests on PMMA notched specimens. In the simulations presented here, some material parameters had to be taken from the literature. It is expected that the model will improve its results with a more accurate material characterization.

The simulations have provided insight on the numerical analysis carried out previously by the authors with the SED criterion. In such analysis the critical radius over which the energy density is calculated, had to be obtained by using the critical K_{IIIc} value, instead of the K_{Ic} one. According to the results obtained in this work, the reason for such behaviour is the spreading of the fracture process zone over the notch tip perimeter, what leads to a larger amount of energy dissipation than in a mode I or mixed mode notch opening case.

ACKNOWLEDGEMENTS

Authors would like to express their gratitude to Fundación Agustín de Betancourt for financial support and also to Prof. Jaime Planas, for his fruitful comments about the material model.

REFERENCES

[1] Seweryn A. *Brittle fracture criterion for structures with sharp notches*. *Engng Fract Mech*, 47, pp. 673-681, 1994.

[2] Lazzarin P, Filippi S. *A generalised stress intensity factor to be applied to rounded V-shaped notches*, *Int J Solids Struct*, 43, pp. 2461-2478, 2006.

[3] Sih G.C., Ho J.W. *Sharp notch fracture strength characterized by critical energy density*, *Theor Appl Fract Mech*, 16, pp. 179-214, 1991.

[4] Lazzarin P, Zambardi R. *A finite-volume-energy based approach to predict the static and fatigue behaviour of components with sharp V-shaped notches*. *Int J Fract*, 112, pp. 275-298, 2001.

[5] Lazzarin P, Berto F. *Some expressions for the strain energy in a finite volume surrounding the root of blunt V-notches*. *Int J Fract*, 135, pp. 161-185, 2005.

[6] Taylor D. *The theory of critical distances: a new perspective in fracture mechanics*. Elsevier, 2007.

[7] Gómez FJ, Elices M. *Fracture of components with V-shaped notches*. *Engng Fract Mech*, 70, 2003.

[8] Gómez FJ, Elices M, Planas J. *The cohesive crack concept: application to PMMA at -60°C* *Engng Fract Mech*, 72, pp. 1268-1285, 2005.

[9] F. Berto, M. Elices, P. Lazzarin, M. Zappalorto *Fracture behaviour of notched round bars made of PMMA subjected to torsion at room temperature*. *Eng. Fract. Mech.*, 90, pp. 143-160, 2012.

[10] Simo J., Oliver J., & Armero F. *An Análisis of strong discontinuities induced by strain softening in rate-independent inelastic solids*. *Comp. Mech*, 12, pp. 277-296, 1993.

[11] Jirásek M. *Comparative study on finite elements with embedded cracks*. *Comp. Meth. in App. Mech. and Eng*, 188, pp. 307-330, 2000.

[12] J.M. Sancho, J. Planas, D.A. Cendón, E. Reyes, J.C. Gálvez. *An embedded crack model for finite element analysis of concrete fracture*. *Eng. Fract. Mech.*, 74, pp. 75-86, 2007.

[13] F. Berto, D.A. Cendón, M. Elices and P. Lazzarin. *Fracture behaviour of notched round bars made of PMMA subjected to torsion at -60° C*. *Eng. Fract. Mech. In press*.

[14] Bazant, Z.P. y Planas, J. *Fracture and size effect in concrete and other quasibrittle materials*. CRC Press, 1998.

[14] Sánchez-Gálvez, V. *Comportamiento plástico de materiales*. Servicio de Publicaciones E.T.S.I. de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos de Madrid, 1999.

MODELIZACIÓN NUMÉRICA DEL PROCESO DE FRACTURA DE UN COPOLÍMERO FOTODEGRADABLE

E. Martínez-Pañeda^{1,*} and R. Gallego²

¹Departamento de Construcción e Ingeniería de Fabricación.
Escuela Politécnica de Ingeniería de Gijón. Universidad de Oviedo.
Campus de Gijón s/n, 33204, Gijón, España.

*E-mail: martinezemilio.uo@uniovi.es

²Departamento de Mecánica de Estructuras e Ingeniería Hidráulica.
E.T.S. Ingeniería de Caminos, C y P. Universidad de Granada
Avda Fuentenueva s/n, 18071, Granada, España
E-mail: gallego@ugr.es

RESUMEN

En el presente trabajo se analiza mediante herramientas numéricas el proceso de fractura de un copolímero de etileno-monóxido de carbono, más conocido como ECO, cuyas propiedades elásticas y de fractura varían en el espacio a causa de la radiación gradual con luz ultravioleta (UV) a la que ha sido previamente sometido. Por medio del método de los elementos finitos (MEF) se calculan los factores de intensidad de tensiones y el T -stress para el preciso instante de inicio de propagación de la grieta. Los valores obtenidos se comparan con los resultados experimentales disponibles y las diferencias son debidamente analizadas y justificadas. Se estudian en profundidad cuestiones clave desde el punto de vista computacional derivadas de la variación en el espacio de las propiedades del material. Asimismo, se simula la trayectoria descrita por la grieta al propagarse mediante el método de los elementos finitos extendidos (X-FEM), observándose de nuevo un buen acuerdo con los resultados experimentales.

ABSTRACT

In the present work, the fracture process of a copolymer of ethylene carbon monoxide (ECO), whose elastic and fracture properties vary as a function of the position due to a previous gradual exposure to ultraviolet (UV) light, is deeply analyzed by means of numerical methods. Stress intensity factors and T -stress are computed through the finite element method (FEM) at the precise instant of crack initiation. Computed values are compared with available experimental results and differences are duly justified. Key issues from the computational point of view derived from the continuously change of the material properties are also treated. Crack propagation path is predicted by means of the extended finite element method (X-FEM) and again, good agreement with experimental data is obtained.

PALABRAS CLAVE: Elementos finitos, polietileno, elementos finitos extendidos.

1. INTRODUCCIÓN

La necesidad de acomodar la exposición de determinados componentes estructurales a unos requisitos de servicio no uniformes ha traído consigo el desarrollo de materiales avanzados cuya composición y propiedades varían gradualmente en función de la posición. Entre otras prestaciones, estos materiales funcionalmente graduados (FGM – Functionally Graded

Materials) ayudan a reducir notablemente las tensiones en la interfaz de dos materiales, lo que ha provocado una progresiva implantación de los mismos en numerosas aplicaciones comerciales [1].

La importancia de entender, cuantificar y mejorar la tenacidad de los FGMs ha suscitado un creciente interés en establecer una metodología de la mecánica de la fractura para estos materiales [2].

Sin embargo, la dificultad y el coste de la manufactura de especímenes de dimensiones apropiadas para los ensayos de fractura han llevado a muchos investigadores a desarrollar prototipos modelo de FGMs que imitan las características de los componentes estructurales de esta clase de materiales.

Especialmente popular e interesante es el modelo de FGM basado en un copolímero de etileno-monóxido de carbono (ECO) que se ha fabricado mediante una exposición selectiva a radiación ultravioleta (UV) [3]. Estos especímenes reproducen las particularidades de los FGMs más comunes (metal-cerámica): rígido y frágil en un extremo, siendo gradualmente menos rígido y más dúctil a medida que se aproxima al otro. El análisis experimental más completo del proceso de fractura de este copolímero fotodegradable ha sido desarrollado por Abanto-Bueno y Lambros [4] y, por consiguiente, es el elegido para validar el presente trabajo numérico.

El presente estudio tiene como objetivo desarrollar la simulación numérica del completo proceso de fractura de este modelo de FGM, no realizada hasta la fecha, con el propósito de complementar el trabajo experimental para dar respuesta a la multitud de incógnitas que continúa planteando la fractura de los materiales no homogéneos. Asimismo se analizan cuestiones clave que son comunes a todos los FGMs como la implementación de la variación de las propiedades del material al nivel del elemento finito o el efecto del gradiente de propiedades del material sobre el cálculo de los parámetros de fractura.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Una descripción detallada de la metodología experimental empleada por Abanto-Bueno y Lambros puede encontrarse en su propio trabajo [4] y en otros relacionados [3,5], por lo que se mencionan aquí únicamente las particularidades de interés para este estudio.

El material empleado en su investigación es un copolímero de polietileno monóxido de carbono, más conocido como ECO, que sufre una acelerada degradación mecánica cuando está sometido a rayos UV, lo que le hace muy útil para generar materiales frágiles y heterogéneos.

Una fina lámina se somete a radiación de manera gradual durante un tiempo que varía de 50 a 300 horas. Posteriormente se parte en dos mitades, paralelamente a la dirección de radiación. Una de ellas se trocea a su vez en pequeñas franjas que son sometidas a ensayos de tracción uniaxiales para obtener la variación de las propiedades elásticas y de fallo en función de la posición. Del restante ejemplar se obtienen los especímenes tipo SENT para el ensayo cuasi-estático de fractura.

La metodología experimental de Abanto-Bueno y Lambros [4] incluye ensayos de fractura en modo mixto en el material homogéneo base y en tres especímenes de FGM. El modo mixto de fractura es inherente a los FGMs debido a la asimetría que el gradiente de propiedades del material provoca en el campo tensional. De manera que el modo mixto puede ser inducido por una carga asimétrica, como en el caso homogéneo, o por la posición de la grieta con respecto a la dirección de variación de las propiedades elásticas o por una combinación de ambos. El efecto de cada uno de estos casos se investiga en tres especímenes denominados FGM I, II y III. Evaluándose por tanto en el presente trabajo las tres configuraciones características del modo mixto de fractura en FGMs. La geometría, las dimensiones y la variación de las propiedades de FGM I a III se muestran en la figura 1 y en la tabla 1.

Tabla 1. Dimensiones de los especímenes FGM.

	H (mm)	W (mm)	h (mm)	a (mm)	ϕ (rad)
FGM I	75	70	37.5	30	$\pi/2$
FGM II	90	70	32	26	$\pi/3$
FGM III	90	70	32	25	$\pi/3$

3. MODELO NUMÉRICO

Las simulaciones numéricas se realizaron mediante el software comercial de elementos finitos ABAQUS 6.11. Imitando el proceder experimental [4], se inhabilita el desplazamiento vertical en el extremo inferior de la pieza y la carga se aplica como un desplazamiento vertical impuesto en el borde superior. Asimismo, se anula el desplazamiento horizontal en la esquina inferior derecha del espécimen para eliminar el movimiento del cuerpo rígido.

En concordancia con el criterio de Abanto-Bueno y Lambros [4], se asumen condiciones de tensión plana y un comportamiento del material elástico y lineal.

3.1. Gradiente del material

La asignación de las propiedades del material en el modelo numérico debe reflejar la variación gradual de las propiedades elásticas del componente estructural de FGM que está siendo simulado.

Las propiedades del material pueden variar entre elementos o entre puntos de integración. La primera implementación trae consigo una variación de las propiedades con una discontinuidad de tipo escalón. La práctica de asignar propiedades a cada elemento individualmente o dividir una estructura entre numerosas áreas puede ser problemática [6].

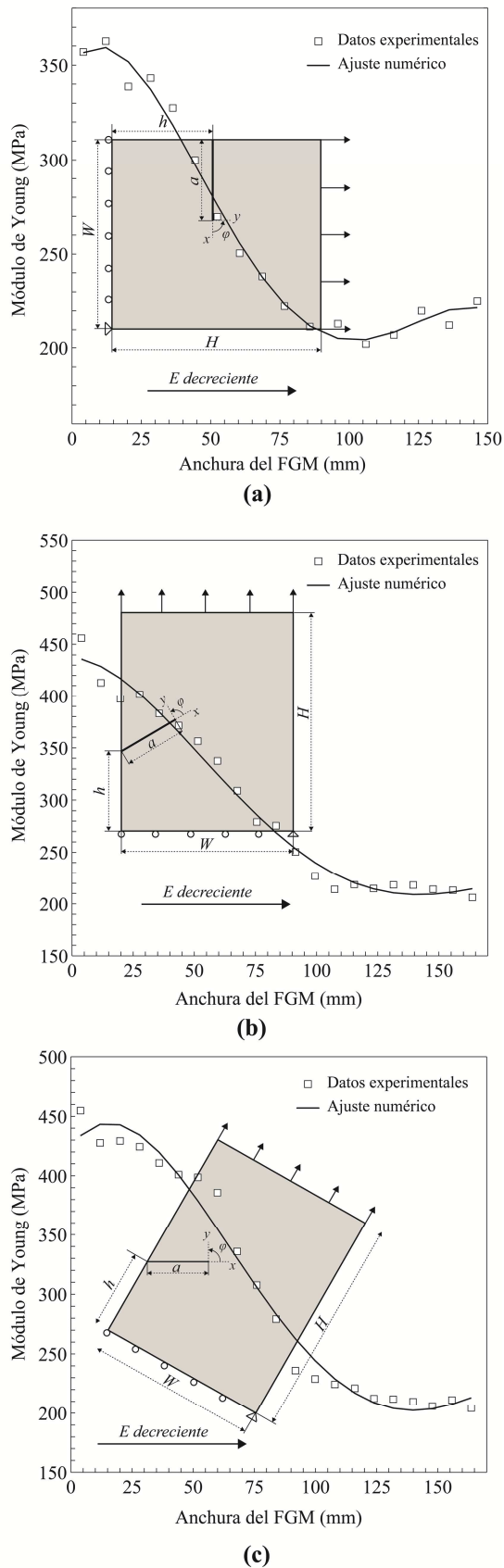


Figura 1. Geometría, dimensiones y variación registrada del módulo elástico en función del ancho para (a) FGMI, (b) FGMII y (c) FGMIII.

Para ello se hace depender al módulo elástico del valor de la temperatura y se asigna al espécimen con una distribución térmica inicial que encaja con la variación del módulo elástico requerida.

Como la formulación del MEF conduce a una interpolación en el interior del elemento finito del valor que adopta la temperatura en los nodos, esta técnica trae consigo una variación continua de las propiedades. Es preciso anular el coeficiente de expansión térmica para suprimir las deformaciones térmicas no deseadas [7].

3.2. Cálculo de los parámetros de fractura

La mecánica de la fractura de los FGMs ha sido objeto de un gran esfuerzo investigador hasta la fecha [8]. La conclusión principal de estas investigaciones es que la singularidad de la raíz cuadrada de la tensión y deformación en la punta de la grieta se conserva, aunque los valores de los factores de intensidad de tensiones (FITs) y del término no singular del T -stress se ven influenciados por la no homogeneidad del material.

Una vez que los campos de tensiones y desplazamientos han sido obtenidos, existen varios procedimientos para calcular los parámetros de fractura. En las técnicas de cálculo basados en los desplazamientos, los FITs se obtienen extrapolando a partir de la ecuación asintótica. Estos métodos apenas requieren cálculos adicionales, pero es necesario un alto grado de refinado de la malla y sufren cierta inestabilidad en la vecindad de la punta de la grieta. Además, en los FGMs la elección de los puntos de correlación es una tarea muy compleja [9]. Por consiguiente en este trabajo se emplea el método de la integral del dominio, un procedimiento más popular basado en la integral J que ha demostrado ser eficiente en materiales homogéneos.

Así, la integral J en un contorno de integración Γ se define como:

$$J = \int_{\Gamma} (W\delta_{1j} - \sigma_{ij}u_{i,1})n_j d\Gamma \quad (1)$$

Donde W es la densidad de energía de deformación y n_j el vector normal al contorno Γ . La contrariedad radica en que para determinadas orientaciones de la grieta en un material no homogéneo la divergencia de la integral no es nula. Suponiendo que el módulo de Young varía en la dirección x_1 y para un contorno cerrado $\Gamma^* = \Gamma_1 + \Gamma_A + \Gamma_2 + \Gamma_B$ como el que se muestra en la figura 2 la integral J se formula tal que:

$$I = \oint_{\Gamma} (\sigma_{ij}u_{i,1} - W\delta_{1j})qm_j d\Gamma \quad (2)$$

Donde $m_j = n_j$ en Γ_2 y $m_j = -n_j$ en Γ_1 , siendo q una función arbitraria que vale 1 en Γ_1 y 0 en Γ_2 . De acuerdo con el método de la integral del dominio, la integral de contorno (2) se transforma por medio del teorema de la

divergencia en una integral de área, que proporciona mayor precisión en el cálculo numérico:

$$J = \int_S (\sigma_{ij}u_{i,1} - W\delta_{1j})q_{,j}dS - \int_S W_{,1}qdS \quad (3)$$

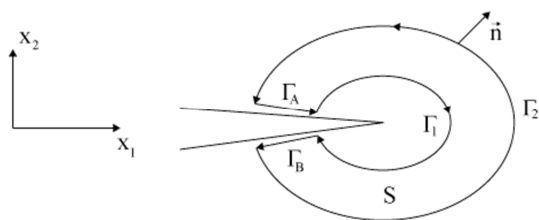


Figura 2. Dominio de la integral J

Donde $W = W[E(x_1), \epsilon(x_1, x_2)]$. La derivada de W bajo la segunda integral es con respecto a la coordenada x_1 en $E(x_1)$. Comparando con el caso homogéneo, la segunda integral es un término adicional que representa el efecto de la no homogeneidad. Pero si la integral del dominio está evaluada en una región suficientemente pequeña alrededor de la punta de la grieta, el valor de la segunda integral en (3) es muy pequeño, casi despreciable, y en consecuencia $G=J$ cuando $\Gamma \rightarrow 0$ [10].

Se utiliza entonces un mallado suficientemente refinado cerca de la punta de la grieta, utilizando una cantidad aproximada de 30000 elementos del tipo CPS8R, tal y como se aprecia en la figura 3. La discretización en la punta de la grieta consiste en un mallado centrado en el extremo de la misma y la singularidad de tensiones y deformaciones se reproduce colapsando los elementos cuadriláteros en elementos triangulares y colocando los nodos intermedios a un cuarto de la punta de la fisura.

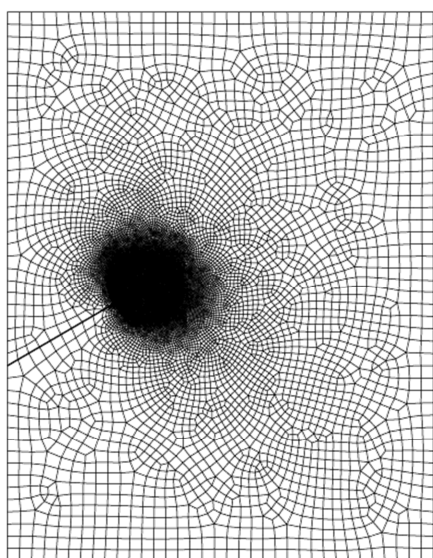


Figura 3. Mallado empleado en el cálculo de los parámetros de fractura.

3.3 Propagación de la grieta

La trayectoria de propagación de la grieta se predice por medio del método de los elementos finitos extendidos (X-FEM). El X-FEM es una técnica numérica para modelizar discontinuidades por medio de funciones locales enriquecidas en el área de interés. Este método permite seguir la trayectoria de la grieta independientemente del mallado. Esta prestación es especialmente interesante para los FGMs, ya que la gradación de las propiedades puede dar lugar a trayectorias complejas de propagación [7]. Las grietas se modelizan por medio del X-FEM mediante el método de los segmentos cohesivos implementado en ABAQUS. Este método está basado en el principio de los nodos fantasma y en un comportamiento cohesivo de tracción-separación.

En materiales cuasi-frágiles se asume que la grieta crece cuando se supera la resistencia a la tracción en la punta de la grieta; la propagación tiene lugar entonces perpendicularmente a la dirección de máxima tensión principal en el plano. Por consiguiente, la dirección de propagación de la grieta se predice mediante el criterio local de la máxima tensión principal (MPS). En base al concepto de homogeneización local en la punta de la grieta [11] los criterios de fractura habitualmente desarrollados para materiales homogéneos pueden ser extendidos para materiales no homogéneos como los FGMs. Todos los especímenes fueron discretizados con la misma densidad de mallado por medio de aproximadamente 1600 elementos del tipo CPS4R.

4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

4.1. Inicio de la grieta

4.1.1 Espécimen homogéneo

El material homogéneo base analizado es una lámina de ECO de 0.406 mm de espesor que ha sido irradiada uniformemente durante 50 horas bajo luz UV y cuyas propiedades elásticas se corresponden con un módulo de Young de $E=280$ MPa y un coeficiente de Poisson de 0.45 [4]. La geometría y las dimensiones del espécimen se muestran en la figura 4.

La tabla 2 compara los valores de los parámetros de fractura calculados numéricamente y los registrados por Abanto-Bueno y Lambros en el preciso instante de inicio de crecimiento de la entalla [4]. Se aprecia una similitud razonable entre los resultados.

Tabla 2. Resultados experimentales y numéricos para K_I , K_{II} y el T -stress en el espécimen homogéneo.

	K_I (MPa m ^{0.5})	K_{II} (MPa m ^{0.5})	T (MPa)
Exp.	0.903	0.245	-0.784
Num.	0.812	0.291	-0.647

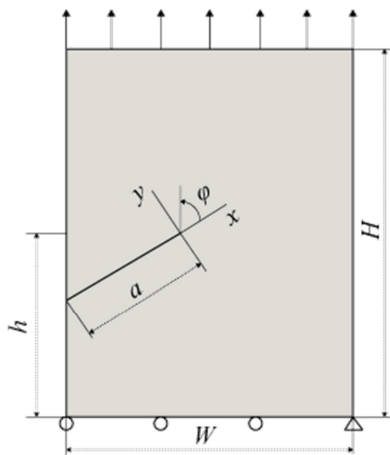


Figura 4. Especimen homogéneo, $H=90\text{ mm}$, $W=70\text{ mm}$, $h=45\text{ mm}$, $a=33\text{ mm}$ y $\phi = \pi/3\text{ rad}$.

4.1.2 Especímenes FGM

La geometría y la variación del módulo elástico para los tres especímenes de FGM se muestran en la figura 1. En todos ellos se asume un valor constante de 0.45 para el coeficiente de Poisson de acuerdo con la asunción del trabajo experimental [4]. Los valores obtenidos en cada uno de los casos para los FITs y el T -stress se comparan con los resultados experimentales en la tabla 3.

Tabla 3. Resultados experimentales y numéricos para K_I , K_{II} y el T -stress en los especímenes FGM.

Caso	K_I (MPa m ^{0.5})	K_{II} (MPa m ^{0.5})	T (MPa)
Exp. I	0.554	0.039	-4.272
Num. I	0.599	-0.018	-1.526
Exp. II	0.755	0.179	-0.069
Num. II	0.734	0.257	-0.539
Exp. III	0.969	0.224	-0.930
Num. III	0.908	0.304	-0.763

En general los resultados se asemejan razonablemente bien aunque existen algunas diferencias significativas. Las mayores discrepancias surgen en el T -stress, ya que al ser un término de segundo orden es más difícil de extraer con precisión, tanto numérica como experimentalmente. Además todos los resultados se ven afectados por el método elegido para su obtención y Abanto-Bueno y Lambros [4] calculan los parámetros de fractura ajustando en la expresión asintótica los desplazamientos obtenidos a partir de la técnica de correlación de imágenes numéricas (DIC). Asimismo, a diferencia de la simulación numérica, la técnica DIC no permite extraer datos en una pequeña región rectangular en la punta de la grieta.

En el primer espécimen se obtiene un valor negativo para el término K_{II} en contraste con el valor positivo extraído experimentalmente. El valor es relativamente pequeño y las diferencias son mínimas pero su signo afecta a la dirección inicial de propagación de la grieta. Como se aprecia en la figura 5 (a) la fisura crece en base a un ángulo positivo y por consiguiente el signo negativo de K_{II} obtenido numéricamente predice correctamente la trayectoria de la grieta.

4.2. Propagación de la grieta

La trayectoria de propagación de la grieta calculada por medio del X-FEM para los tres especímenes de FGM considerados se compara con los datos experimentales disponibles en la figura 5.

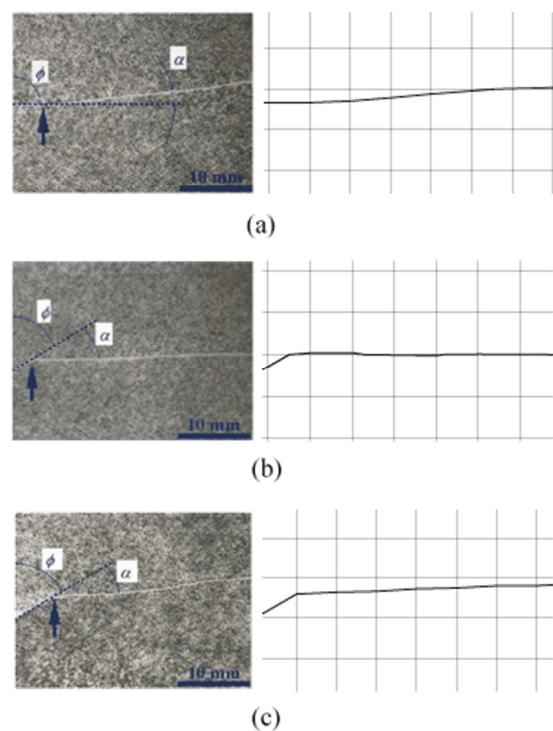


Figura 5. Comparativa de las trayectorias de la grieta registradas experimentalmente [4] y calculadas en la presente simulación numérica para (a) FGM I, (b) FGM II y (c) FGM III

Como se puede apreciar en la misma, los cálculos numéricos aproximan bastante bien el proceso experimental. Cuando el gradiente de propiedades del material forma un ángulo con respecto a la dirección de propagación de la grieta, el campo de tensiones en el frente de grieta es asimétrico, induciendo el modo mixto de carga y el consecuente desvío en la trayectoria de la fisura hacia la parte más flexible del material, donde se libera más energía potencial elástica.

Este efecto se aprecia notoriamente en el primer caso, donde el gradiente de propiedades es perpendicular a la

grieta, y en menor medida en el tercer espécimen, donde el gradiente elástico forma un ángulo de 30° con la grieta una vez que ésta ha comenzado a propagarse. Por el contrario, en la segunda muestra la grieta se propaga en paralelo a la dirección de variación de las propiedades elásticas, lo que trae consigo un campo tensional simétrico y una trayectoria de propagación idéntica a la de un espécimen homogéneo.

A pesar de las similitudes existentes entre los resultados numéricos y experimentales, una observación minuciosa de las figuras 5 (a) y (c) revela una desviación de la trayectoria de la grieta con respecto a la dirección horizontal ligeramente superior en el caso experimental. Esta ligera discrepancia podría deberse a la asunción, intrínseca al criterio local de propagación y al principio de homogeneización local, de una variación despreciable de la tenacidad a fractura en función de la posición. Y es que, aunque se desconoce la variación en el espacio de la tenacidad en estos especímenes, es de esperar que ésta incremente la desviación causada por el efecto del gradiente elástico, ya que las propiedades de fallo registradas por Abanto-Bueno y Lambros [4] varían en la misma dirección que las propiedades elásticas en todos los especímenes evaluados.

De manera que un criterio de propagación de grieta apropiado para FGMs que no sean idealmente frágiles debe de considerar la variación de la tenacidad en función de la posición, tal que:

$$\frac{\partial}{\partial \alpha} (G - G^R) = 0$$

Donde α es el ángulo de propagación, G la tasa de liberación de energía y G^R el valor crítico de la tasa de liberación de la energía para el cual la fisura comienza a propagarse. Hasta la fecha no ha sido desarrollado ningún modelo apropiado para predecir con precisión la propagación de grietas en FGMs.

5. CONCLUSIONES

En el presente trabajo se simula mediante herramientas numéricas el proceso cuasi-estático de fractura de un copolímero fotodegradable. Los resultados ponen de manifiesto que, implementando la variación de las propiedades elásticas de forma continua entre los puntos de integración y reduciendo al mínimo el contorno de la integral del dominio, el MEF permite calcular los parámetros de fractura en un instante preciso del proceso con una precisión razonable.

Asimismo, por medio del X-FEM y un criterio local de propagación de grieta, es posible predecir razonablemente bien la trayectoria descrita por la fisura en este modelo de FGM, en el que la variación de la tenacidad a fractura en la punta de la grieta no es significativa y el gradiente elástico es la influencia dominante en la propagación de la grieta.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al Ministerio de Ciencia e Innovación la ayuda económica otorgada a través del proyecto DPI2010.21590.C02.01.

REFERENCIAS

- [1] Uemura, S. *The activities of FGM on new application. Materials Science Forum*, 423-425, pp. 1-10, 2003.
- [2] Tilbrook, M.T., Moon, R.J. and Hoffman, M. *Crack propagation in graded composites. Composites Science and Technology*, 65, pp. 201-220, 2005.
- [3] Lambros, J., Santare, M. H., Li, H. and Sapna III, G.H., *A novel technique for the fabrication of laboratory scale model functionally graded materials. Experimental Mechanics*, 39 (3), pp. 184-190, 1999.
- [4] Abanto-Bueno, J. and Lambros, J. *An experimental study of mixed mode crack initiation and growth in functionally graded materials. Experimental Mechanics*, 46 (2), pp. 179-196, 2006.
- [5] Li, H., Lambros, J., Cheeseman, B.A. and Santare, M.H. *Experimental investigation of the quasi-static fracture of functionally graded materials. International Journal of Solids and Structures*, 37 (27), pp. 3715-3732, 2000.
- [6] Bao, G. and Wang, L. *Multiple cracking in functionally graded ceramic/metal coatings. International Journal of Solids and Structures*, 32 (19), pp. 2853-2871, 1995.
- [7] Rousseau, C.-E. and Tippur, H.V. *Compositionally graded materials with cracks normal to the elastic gradient. Acta Materialia*, 48, pp. 4021-4033, 2000.
- [8] Erdogan, F. *Fracture mechanics of functionally graded materials. Composites Engineering*, 5 (7), pp. 753-770, 1995.
- [9] Tilbrook, M.T., Moon, R.J. and Hoffman, M. *Finite element simulations of crack propagation in functionally graded materials under flexural loading. Engineering Fracture Mechanics*, 72 (16), pp. 2444-2467, 2005.
- [10] Gu, P., Dao M. and Asaro, R. J. *A simplified method for calculating the crack-tip field of functionally graded materials using the domain integral. Journal of Applied Mechanics*, 34 (1), pp. 1-17, 1997.
- [11] Gu, P. and Asaro, R. J. *Crack deflection in functionally graded materials. International Journal of Solids and Structures*, 34, pp. 3085-3098, 1997.

DESARROLLO Y VALIDACIÓN DE UN MODELO NUMÉRICO PARA LA PREDICCIÓN DE TENSIONES RESIDUALES EN UNIONES SOLDADAS

M. Sáez de Buruaga¹, A. Lopez¹, D. Ugarte¹, I. Ulacia¹, J.A. Esnaola¹, I. Martinez², A. Garro³

¹Dpto. de Mecánica y Producción Industrial. Mondragon Unibertsitatea
C/ Loramendi 4, 20500 Arrasate - Mondragón
*E-mail: msaez@mondragon.edu

²Fagor Arrasate S. Coop.

³Koniker S. Coop.

RESUMEN

El proceso de soldadura MIG es uno de los métodos de unión más empleados en el sector industrial. La principal problemática del proceso reside en la generación de tensiones residuales (TR), quedando limitadas así las propiedades mecánicas de los componentes. La experimentación de TRs es un proceso de alto coste y gran incertidumbre, lo cual ha generado la necesidad de desarrollar herramientas de predicción de dichas tensiones. El objetivo del presente trabajo es el desarrollo y la validación de un modelo numérico para la predicción de tensiones residuales a consecuencia del proceso de soldadura con aporte de material. Como alternativa a modelos actuales que requieren un estudio experimental de la geometría del weld pool, se ha desarrollado un modelo numérico basado en la energía empleada en el proceso de soldadura, función de la sección del cordón y la velocidad de avance de soldado. Asimismo, ha sido realizada la validación del modelo de elementos finitos (FEM) mediante mediciones experimentales térmicas y de TRs. Como resultado a dicha validación, se ha obtenido un error máximo del 7% en el campo térmico y un error medio del 18% en los resultados de TRs.

ABSTRACT

MIG welding process is widely used for industrial applications. The main problem of the process is the generated residual stresses (RS), which limits the mechanical components behaviour. The elevated cost and the range of uncertainty of experimentations for RS have made the necessity to develop numerical tools to predict those stresses. Therefore, the purpose of this work is the development and validation of a numerical model (FEM) for RS prediction as a result of the welding process. As an alternative to actual numerical models that require an exhaustive study of the geometry of the weld pool, a model based on the energy provided along the welding process has been developed, as a function of the section of the weld bead and the feed rate. In addition, experimental tests have been done to be compared with the FEM. Results have reported a 7% error in thermal measurements, and an 18% in the RS, between the experimental tests and the FEM model.

PALABRAS CLAVE: Soldadura, tensiones residuales, modelo numérico FEM.

1. INTRODUCCIÓN

El proceso de soldadura por arco eléctrico con protección de gas inerte (MIG) es uno de los métodos de unión más empleados en el sector industrial. La principal problemática del proceso reside en la generación de tensiones residuales (TR), limitando así las propiedades mecánicas de los componentes. El

elevado coste y la incertidumbre de medición de las TRs ha generado la necesidad del desarrollo de herramientas de predicción de dichas tensiones residuales.

Modelos actuales requieren un estudio experimental de la geometría del weld pool, y no observan la adición de material. Son métodos en los cuales se aplica una fuente de calor sobre los sólidos simulando el aporte térmico del proceso de soldadura, pero sin simular el proceso de

adición de material [1-8]. Al no contemplar el efecto del aporte de material, las condiciones de contorno son diferentes a las reales, y por dicha razón las tensiones residuales obtenidas difieren del proceso experimental de soldadura.

Como alternativa, se ha desarrollado un modelo numérico basado en la energía empleada en el proceso de soldadura. Se ha implementado una ley de parámetros de proceso con el objetivo de obtener la energía de aporte en función de la sección del cordón y la velocidad de avance de soldado, logrando los datos de entrada del modelo sin necesidad de experimentación previa.

2. MODELO NUMÉRICO

2.1. Modelo geométrico. Generación del modelo

El modelo a analizar es la unión a tope de dos chapas. La unión se realiza mediante soldadura multipasada por medio de tres cordones sucesivos.

El aporte de material se simula mediante la activación de elementos del cordón. Dependiendo de la velocidad de avance de soldeo y el cordón a realizar, estos elementos se van activando y van condicionando al sistema, tal y como muestran la figura 1 y la figura 2.

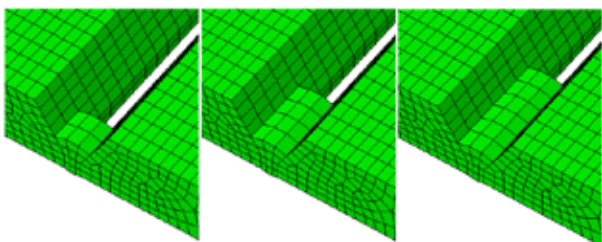


Figura 1. Principio de adición de material del cordón

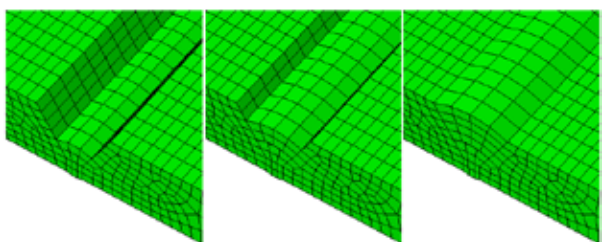


Figura 2. Modelización de soldadura multipasada

2.2. Formulación. Tipo de cálculo. Discretización

El tipo de cálculo se denomina termo-mecánico acoplado. La elección de este tipo de cálculo se realiza por ser el más semejante al proceso real y el que menor pérdida de fenómenos mecánicos aporta. El modelo ha sido desarrollado mediante ABAQUS 6.10-2.

Los elementos empleados son de tipo hexagonal y piramidal. Se ha realizado un mallado de densidad superior en las zonas cercanas a la soldadura con el fin

de obtener un buen grado de precisión en los resultados de tensiones residuales, y de menor densidad en las zonas alejadas con el fin de reducir los tiempos de cálculo.

2.3. Definición de las propiedades del material

Las propiedades de los componentes a definir son de carácter térmico y mecánico. Se definen en función de la temperatura y son obtenidas de bibliografía [9].

2.4. Definición de las cargas

Se ha realizado un estudio energético del proceso de soldadura, midiendo el voltaje e intensidad a lo largo del proceso. Dicho análisis posee como objetivo la obtención de una ley a través de la cual se pueda estimar la cantidad energética a aportar al sistema y la velocidad de avance del cordón en función de la sección de la pasada a realizar.

La figura 3 muestra las mediciones de voltaje e intensidad, y a su vez el producto de las mismas, es decir, la potencia instantánea y potencia media durante el proceso.

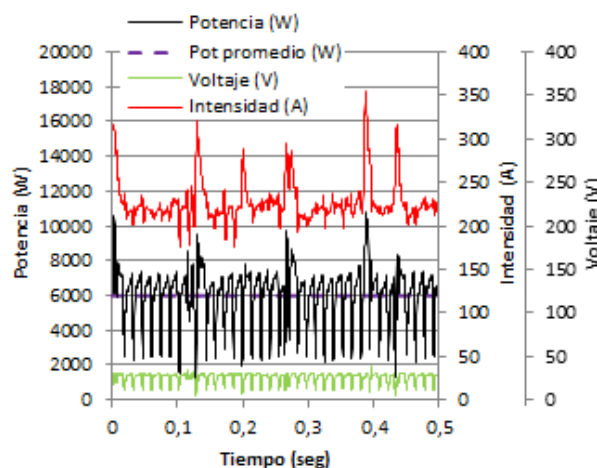


Figura 3. Resultados medición energética del proceso de soldadura

Análisis como los mostrados en la gráfica han sido realizados para diversas secciones de cordón de soldadura, obteniendo la ley de parámetros de proceso mostrada en la figura 4 y figura 5.

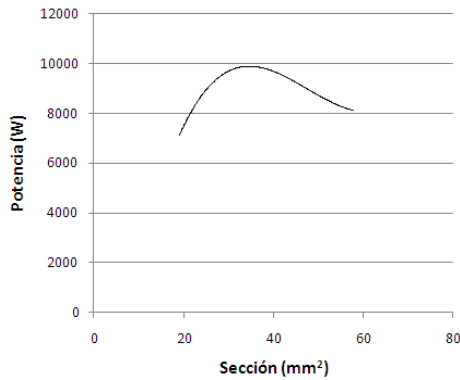


Figura 4. Ley de parámetros de proceso. Potencia en función de la sección del cordón

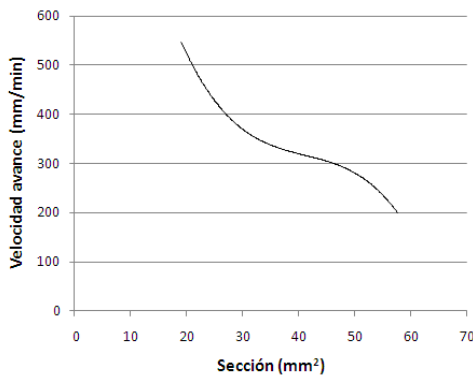


Figura 5. Ley de parámetros de proceso. Velocidad de avance en función de la sección del cordón

3. ENSAYOS EXPERIMENTALES

Con el fin de obtener mayor precisión y repetitividad de ensayo se ha realizado el proceso de soldadura de forma automática, controlando la velocidad de avance de cada cordón, desplazamiento del útil de soldar y configuración de la máquina de soldar.

3.1. Medición del campo térmico

El análisis térmico se ha realizado simultáneamente mediante dos dispositivos. Por un lado se han utilizado termopares tipo K, para la medición puntual de temperatura. Dichos termopares se han colocado estratégicamente repartidos en toda la chapa con el objetivo de obtener la variación de temperatura a lo largo del proceso. Por otro lado, se ha hecho uso de una cámara termográfica DC019U-F Titanium, con la cual se ha obtenido la medición de temperatura en la totalidad de la chapa durante el proceso de soldadura.

3.2. Medición experimental de tensiones residuales

Con el fin de validar el patrón de tensiones residuales obtenido por el cálculo numérico, se han realizado ensayos de medición de tensiones residuales por el método de hole drilling. Se han realizado mediciones a una distancia cercana al cordón de soldadura, siendo

este el punto de mayor gradiente tensional. La referencia de las galgas empleadas es EA-06-062RE-120, galgas de deformación para medición de tensiones residuales. Los resultados se obtienen según normativa ASTM Standard (2001) [10].

4. RESULTADOS Y VALIDACIÓN

4.1. Validación térmica

En primer lugar se procede a comparar o verificar los resultados térmicos obtenidos en la simulación con los obtenidos experimentalmente a través de las mediciones de los termopares y de la cámara termográfica.

Se ha documentado como los rendimientos del proceso de soldadura se sitúan entre un 60-85% [11], por ello, se ha realizado el cálculo numérico termo-mecánico con valores de rendimiento situados entre dichas tasas. La tabla 1 muestra el error obtenido de la diferencia máxima entre los valores de temperatura del cálculo numérico y experimental, calculados como muestra la expresión (1).

$$\varepsilon = \frac{T_{FEM} - T_{EXP}}{T_{EXP}} \cdot 100 \quad (1)$$

Tabla 1. Errores térmicos máximos FEM vs mediciones experimentales

Rendimiento	Error máximo %
100%	24,44
80%	17,20
60%	7,52

Se obtiene como un rendimiento del 60% para el proceso de soldadura en el análisis termo-mecánico es el que menor error presenta en comparación con los resultados experimentales. Determinando una incertidumbre de posicionado de los termopares de 1mm en dirección perpendicular a la soldadura, se obtiene la figura 6.

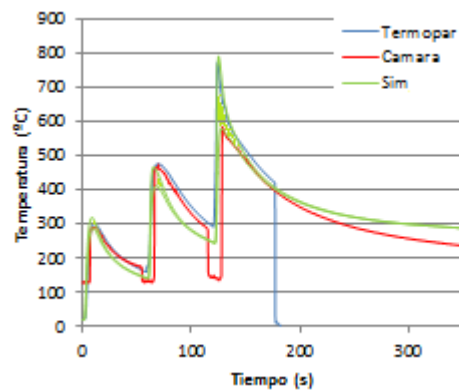


Figura 6. Resultado térmico FEM vs ensayo experimental

La dinámica y magnitud de los resultados térmicos representan de manera significativa los resultados experimentales obtenidos.

La figura 7 muestra el patrón obtenido mediante la cámara termográfica.

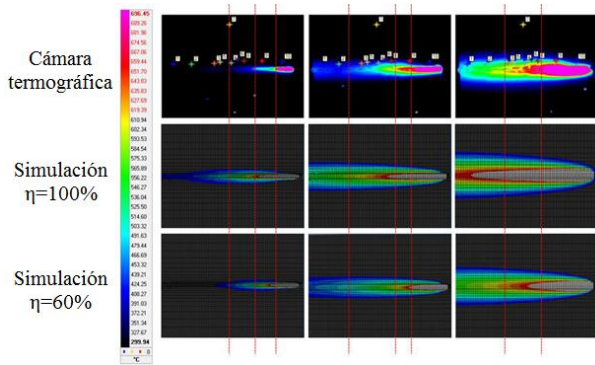


Figura 7. Comparativa patrón térmico FEM vs ensayo experimental

Se observa como el patrón térmico obtenido por medio de la simulación representa el obtenido en el ensayo experimental, en cuanto a forma y magnitud. Un análisis detallado muestra como los rangos térmicos entre la medición de la cámara termográfica y el cálculo numérico con rendimiento del 60% son semejantes. La forma y magnitud de la propagación térmica para las tres pasadas se sitúa dentro de un error cercano a cero.

Con esto se concluye que para el cálculo termo-mecánico un rendimiento del 60% es representativo en lo que ha resultados térmicos se refiere, obteniendo un error máximo del 7% entre las mediciones experimentales y los resultados FEM a lo largo del proceso de soldado.

4.2. Validación termo-mecánica de tensiones residuales

Se ha realizado el estudio experimental de tensiones residuales, y se ha comparado con los resultados obtenidos en el modelo numérico.

La figura 8 muestra el patrón tensional obtenido a través de la simulación.

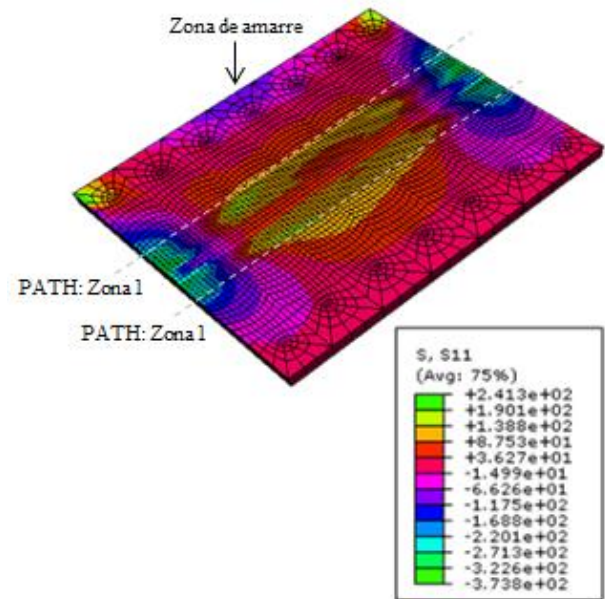


Figura 8. Patrón tensional FEM

Se observa una concentración tensional en la zona de amarre de la pieza, siendo esta lo suficientemente alejada de la zona de interés y de una influencia mínima. A pesar de ello se observa una ligera variación entre la zona de análisis del lado del cordón donde está la chapa amarrada y del lado que no tiene amarre.

En la figura 9 se muestra la comparativa entre los resultados puntuales de los ensayos de hole drilling y los obtenidos a través del cálculo numérico. Se ha aplicado una tolerancia a las mediciones experimentales de ± 30 MPa [12]. Se grafican las tensiones residuales de ambos lados de la chapa mostrados en los path de la figura 8.

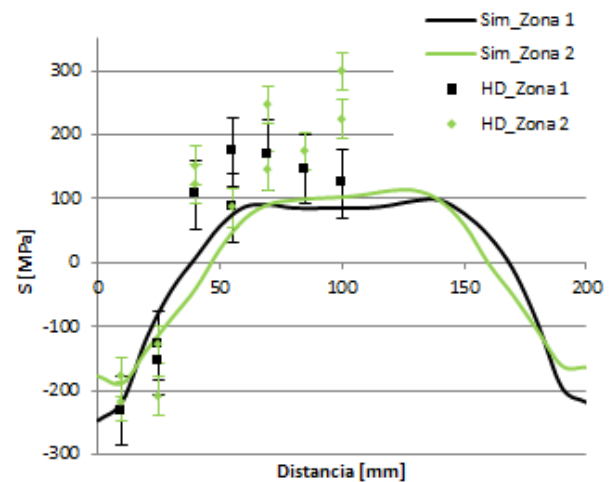


Figura 9. Comparativa estado tensional FEM vs ensayos experimentales de hole drilling

La comparativa muestra la misma tendencia entre el ensayo experimental y los resultados numéricos. Se diferencian tres zonas, a compresión en el inicio, zona de transición de compresión a tracción y valores de tracción en la zona central. La zona de transición mostrada en los ensayos experimentales sucede con anterioridad a la mostrada por el cálculo numérico, es decir, los valores a tracción se dan con anterioridad en la chapa soldada mediante el ensayo de soldadura controlado.

Analizando de manera más detallada se observa como los resultados numéricos en la zona a compresión se sitúan dentro de la franja obtenida a través de los ensayos experimentales. La zona a tracción muestra el mismo carácter lineal en ambas comparativas, obteniendo unos valores superiores del orden de 20 MPa en el caso de la medición experimental. En la zona de transición se obtiene el error máximo entre el cálculo numérico y el experimental. En dicha zona de análisis se obtiene un error de 50 MPa y el error medio a lo largo de la medición es del 18%.

5. CONCLUSIONES

Se ha desarrollado una herramienta capaz de predecir las tensiones residuales producidas por el proceso de soldadura con aporte de material

- Se ha obtenido un patrón térmico con un error máximo del 7%
- Se ha obtenido un patrón de tensiones residuales con un error medio del 18%

El trabajo realizado aporta un modelo fiable de predicción de tensiones residuales. Se presenta como una herramienta para el diseño y dimensionamiento de estructuras con uniones soldadas, reduciendo los costes de experimentación.

AGRADECIMIENTOS

El autor desea agradecer al Programa Nacional de Cooperación Público-Privada INNPACTO 2011.

REFERENCIAS

- [1] JA Goldak. *Thermal analysis of welds, chapter 2, Modeling in Welding, Hot powder forming and casting*. ASM International, Ohio, 1997.
- [2] J. Goldak, A. Chakravarti, and M. Bibby. A new finite element model for welding heat sources. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 15 (2): 299–305, 1984.
- [3] D. Deng. Fem prediction of welding residual stress and distortion in carbon steel considering phase transformation effects. *Materials & Design*, 30 (2): 359–366, 2009.
- [4] GW Krutz and LJ Segerlind. Finite element analysis of welded structures. *Welding Research Supplement*, 57: 211s–16s, 1978.
- [5] A. Lundbäck. Finite element modelling and simulation of welding of aerospace components. *Luleå tekniska universitet*, 27, 2003.
- [6] V. Pavelic, R. Tanbakuchi, OA Uyehara, and PS Myers. Experimental and computed temperature histories in gas tungsten-arc welding of thin plates. *Welding Research Supplement*, 48 (7): 295–305, 1969.
- [7] D. Radaj. *Heat effects of welding*. Springer Berlin et al., 1992.
- [8] M. Zain-ul abdein, D. Nelias, J.F. Jullien, F. Boitout, L. Dischert, and X. Noe. Finite element analysis of metallurgical phase transformations in aa 6056-t4 and their effects upon the residual stress and distortion states of a laser welded t-joint. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 2010.
- [9] J. Jeswiet, D. Young and M. Ham. *Journal Advanced Materials Research*, Vols. 6-8, May 2005.
- [10] ASTM Standard. Standard test Method for Determining Residual Stresses by the Hole-Drilling Strain-gage Method, 2001.
- [11] J.L. Hansen. *Numerical modelling of welding induced stresses*. PhD thesis, Technical University of Denmark, Department of Management Engineering, 2003.
- [12] J. Lu. *Handbook of measurement of residual stresses*. Fairmont Press, 1996.

**MODELADO DE GRIETAS DE INTERFASE EN UN COMPOSITE CON UN GRUPO DE FIBRAS
SOMETIDO A CARGAS TRANSVERSALES BIAXIALES**

**MODELLING OF INTERFACE CRACKS IN A COMPOSITE WITH A FIBRE BUNDLE UNDER BIAxIAL
TRANSVERSE LOADS**

L. Távora, V. Mantič, E. Graciani, 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@us.es, mantic@us.es, egraciani@us.es, fparis@us.es

RESUMEN

En el presente trabajo se presenta un estudio numérico donde se caracteriza el inicio y crecimiento de los despegues producidos en las interfases entre fibra y matriz en un material compuesto sometido a cargas transversales biaxiales. Se considera un problema simplificado que representa una lámina unidireccional real, con diez fibras embebidas en una matriz cuyas dimensiones externas son mucho más grandes que el radio de las fibras. Con este análisis se amplía, por tanto, los resultados obtenidos por los autores en trabajos previos en que se empleaba un problema con una sola fibra. El objetivo es, por un lado, predecir las cargas de fallo (cargas críticas) para un pequeño grupo de fibras y, por otro, verificar el crecimiento inestable de los despegues correspondientes a estas cargas críticas. La curva de fallo obtenida para este problema simplificado permite dilucidar algunos aspectos de la curva de fallo de un material compuesto real sometido a cargas transversales.

ABSTRACT

A numerical study of debond onset and growth at fibre–matrix interfaces in a fibre bundle under biaxial transversal loads is presented. A simplified but representative problem of an actual unidirectional lamina is considered, with ten fibres embedded in a matrix with external dimensions much larger than the fibre radii. The results presented extended the results obtained by the authors in previous works, where a single fibre problem was studied. The aim is, first, to predict the failure loads (critical loads) for a small bundle of fibres and, second, to verify the unstable character of debond growth under transverse loads. The failure curve obtained in this simplified problem helps in elucidating some aspects of the failure mechanisms of an actual composite material subjected to these loads.

PALABRAS CLAVE: Composites, Mixed mode fracture, Interface crack

1. INTRODUCTION

Experimental, numerical and semi-analytical studies of the inter-fibre failure (also called matrix failure) of a unidirectional composite lamina under biaxial transverse loads developed by the present authors and coworkers are presented in several works [1, 2, 3, 4, 5]. These works show the influence of a secondary transversal load (tension or compression) applied perpendicularly to the primary transverse tension (thus creating a biaxial state) on the generation of the damage dominated by the primary transverse tension. Numerical models of a single fibre embedded in a large matrix, based on Boundary Element Method (BEM) [6] and interfacial fracture mechanics, are presented in [7, 8].

The present authors, in some recent works [9, 10, 11], have made a step forward in the quantitative prediction of the influence of the secondary transversal load in the above mentioned problem, obtaining a failure curve in which both tensile and compressive loads are considered for a single fibre configuration. BEM and Linear Elastic-

Brittle Interface Model (LEBIM) are used to study and characterize the behavior of the fibre-matrix interface in these works.

The aim of the present work is to make a new step forward regarding the inter-fibre failure of a unidirectional composite lamina, by modelling (using BEM and LEBIM) a more representative problem of an actual unidirectional lamina, with a bundle of ten fibres embedded in a matrix whose external dimensions are much larger than the radius of fibres. An extensive review of the literature about the problem of an elastic circular inclusion embedded in an elastic matrix with or without a partial debond can be found in [10]. Details of the LEBIM implementation in a BEM code are also presented therein. Additional details about the weak formulation used to impose interface conditions are presented in [12, 13]. Some fundamental results regarding the computation of the Energy Release Rate (ERR) in the LEBIM can be found in [14, 15].

The present paper is organized as follows. First the LE-

BIM used and the interface failure criterion are briefly described. Then, a plane strain problem of a group of circular inclusions, representing a bundle of long fibres under a remote biaxial transversal loading, is introduced. BEM is applied to the numerical solution of fibre-matrix interface crack onset and growth in this problem. The numerical results include a study of the crack path formed by the debonds in the fibre-matrix system. Finally, failure curves of a bundle of fibres under biaxial transversal loads are obtained.

2. INTERFACE FAILURE CRITERION

As shown in [9, 10, 11], the LEBIM can be used in microscale models to simulate the damage initiation and propagation at the fibre-matrix interface. In this section, the LEBI constitutive law and the interface failure criterion developed in [9, 10, 11, 16] are briefly reviewed. The continuous spring distribution that models the elastic layer (interphase) along the fibre-matrix interface is governed by the following simple linear elastic- (perfectly) brittle law written at an interface point x :

$$\begin{aligned} \text{Linear Elastic} & \begin{cases} \sigma(x) = k_n \delta_n(x) \\ \tau(x) = k_t \delta_t(x) \end{cases} & t(x) < t_c(\psi_\sigma(x)) \\ \text{interface} & \\ \\ \text{Broken} & \begin{cases} \sigma(x) = \begin{cases} 0 & \delta_n(x) > 0 \\ k_n \delta_n(x) & \delta_n(x) \leq 0 \end{cases} \\ \tau(x) = 0 \end{cases} & \\ \text{interface} & \end{aligned} \quad (1)$$

where $\sigma(x)$ and $\tau(x)$ are, respectively, the normal and tangential components of the tractions along the interface in the elastic layer, $\delta_n(x)$ and $\delta_t(x)$ are, respectively, the normal and tangential relative displacements between opposite interface points. k_n and k_t denote the normal and tangential stiffnesses of the spring distribution. The traction modulus t is defined as $t(x) = \sqrt{\sigma^2(x) + \tau^2(x)}$. The critical traction modulus t_c adopted is deduced in the following.

The ERR of the linear elastic interface at a point x is defined as: $G(x) = G_I(x) + G_{II}(x)$ if $\sigma > 0$ and $G(x) = G_{II}(x)$ if $\sigma \leq 0$, with

$$G_I(x) = \frac{\sigma(x)\delta_n(x)}{2}, \quad G_{II}(x) = \frac{\tau(x)\delta_t(x)}{2}. \quad (2)$$

The fracture mode mixity angle ψ_σ at an interface point x is defined by $\tan \psi_\sigma(x) = \tau(x)/\sigma(x)$. It is assumed that the crack tip at x advances (or an interface point x breaks) when the corresponding ERR $G(x)$ reaches the critical ERR value $G_c(\psi_\sigma(x))$, that is $G(x) = G_c(\psi_\sigma(x))$. The functional dependence of G_c on the fracture mode mixity angle ψ_σ can be defined similarly as in [17] with a slight modification [11] as follows,

$$G_c = G_{Ic} [1 + \tan^2((1 - \lambda)\tilde{\psi})], \quad (3)$$

where

$$G_{Ic} = \frac{\bar{\sigma}_c \bar{\delta}_{nc}}{2} = \frac{\bar{\sigma}_c^2}{2k_n} = \frac{k_n \bar{\delta}_{nc}^2}{2} \quad (4)$$

corresponds to the fracture energy in pure opening mode I. λ is a fracture-mode-sensitivity parameter (usually obtained from the best fit of experimental results), $\bar{\sigma}_c$ and $\bar{\delta}_c$ are the critical normal component of traction and normal relative displacement in mode I, i.e. $\bar{\sigma}_c = \sigma_c(\psi_\sigma = 0)$. $\tilde{\psi} = \tilde{\psi}(\psi_\sigma)$ is a smooth continuous function defined as

$$\begin{cases} \arctan\left\{\sqrt{\frac{k_n}{k_t}} \tan \psi_\sigma\right\} & |\psi_\sigma| < \pi/2 \\ \pm\pi/2 & \psi_\sigma = \pm\pi/2 \\ \pi \operatorname{sgn} \psi_\sigma + \arctan\left\{\sqrt{\frac{k_n}{k_t}} \tan \psi_\sigma\right\} & \pi/2 < |\psi_\sigma| \leq \pi \end{cases} \quad (5)$$

sgn being the signum function.

Using this energy based criterion, the critical traction modulus t_c is defined as $t_c(\psi_\sigma(x)) = \sqrt{\sigma_c^2(\psi_\sigma) + \tau_c^2(\psi_\sigma)}$, with the general expressions of the critical normal and tangential components of the traction defined, as functions of ψ_σ ,

$$\sigma_c(\psi_\sigma) = \bar{\sigma}_c \sqrt{1 + \tan^2[(1 - \lambda)\tilde{\psi}]} \cos \tilde{\psi}, \quad (6)$$

$$\tau_c(\psi_\sigma) = \sqrt{\frac{k_t}{k_n}} \bar{\sigma}_c \sqrt{1 + \tan^2[(1 - \lambda)\tilde{\psi}]} \sin \tilde{\psi}. \quad (7)$$

Finally, it can be seen that the LEBIM needs the input of four independent variables: $\bar{\sigma}_c$, G_{Ic} , k_n/k_t ratio and λ . Typical range $0.2 \leq \lambda \leq 0.35$ characterizes interfaces with moderately strong fracture mode dependence [17]. Further details of the above criterion deduction are presented in [9, 10, 16].

3. DESCRIPTION OF THE PROBLEM

In the present study a bundle of ten infinitely long cylindrical inclusions, with a circular section of radius a , are considered embedded in an infinite matrix. The position of the fibres correspond to a portion of an actual glass fibre composite micrograph [1], see Figure 1.

Both the inclusions and the matrix are considered as linear elastic isotropic materials. Let (x, y, z) be the cartesian coordinates, the z -axis being the longitudinal axis of the inclusion. The uniform remote loads σ_x^∞ and σ_y^∞ are parallel to the x -axis (horizontal) and y -axis (vertical), respectively.

Remote loads $\sigma_y^\infty > 0$ and σ_x^∞ are applied along the sides of a large square matrix that surrounds the bundle of fibres (located approximately at the centre of the square) for different values of the biaxiality ratio μ ,

$$\mu = \frac{\sigma_x^\infty + \sigma_y^\infty}{2[\max(|\sigma_x^\infty|, |\sigma_y^\infty|)]} \quad (8)$$

where $\mu = -0.5$ describes a pure compressive state in one direction and $\mu = 0.5$ describes a pure traction state in one direction. $-0.5 \leq \mu \leq 1$ values are considered in the present work. In order to see the influence of the random

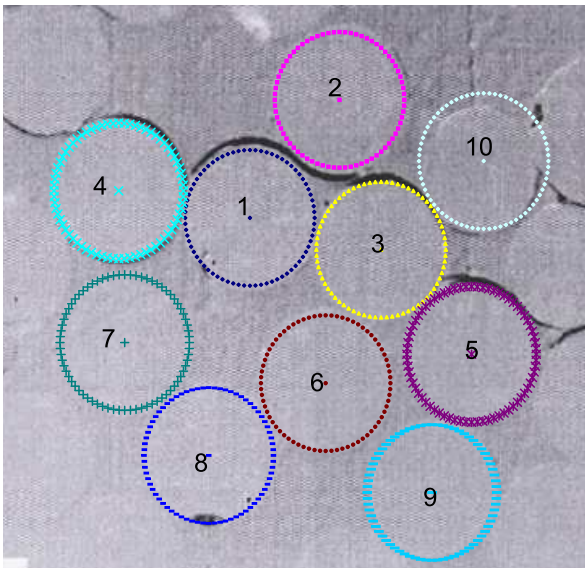


Figure 1: Selected fibres obtained from a glass fibre composite micrograph.

positions of fibres, the bundle of fibres has been rotated 15°, 30°, 45°, 60° and 75° with respect to the x -axis. As mentioned above, a plane strain state is assumed in the present bimaterial system.

4. MODEL OF THE PROBLEM

A typical bimaterial system among fibre reinforced composite materials is chosen for this study: epoxy matrix (m) and glass fibre (f). The elastic properties of matrix and fibre are $E_m = 2.79$ GPa, $\nu_m = 0.33$, $E_f = 70.8$ GPa and $\nu_f = 0.22$. The corresponding Dundurs' bimaterial parameters are $\alpha = 0.919$ and $\beta = 0.229$, and the harmonic mean of the effective elasticity moduli in plane strain $E^* = 6.01$ GPa, see [7, 8, 18].

The fracture and strength properties of the interface assumed in the present work are: the fibre-matrix interface fracture toughness in mode I, $G_{Ic} = 2$ Jm⁻², and the critical tension $\bar{\sigma}_c = 90$ MPa. These values are chosen because they are in the range of values found in the literature [18, 19, 20] and simulate a brittle interface behavior as stated in [10], making the hypothesis of the LE-BIM to appropriately represent a possible real composite material behavior. A fixed relation between k_n and k_t ($k_t = k_n/4$) is chosen. The fracture-mode-sensitivity parameter is $\lambda = 0.25$. The influence of these variables in the single fibre problem have been studied in detail in [10, 11].

The 2D BEM model represents ten circular inclusions with a radius $a = 7.5$ μ m inside a relatively large square matrix with a 1 mm side. 3632 continuous linear boundary elements are used: 32 elements for the external boundary of the matrix and two uniform meshes (for each fibre) of 180 elements to model the fibre-matrix interface

(therefore, the polar angle of each element is 2°).

After the initial definition of the undamaged interfaces, a linear analysis is carried out to calculate which interface node (spring) reaches first its critical traction modulus value. This linear analysis will be the first step and the calculated critical load corresponds to the load that causes the debond onset. Then, the solution algorithm makes a sequence of similar linear analyses where the interface points (springs) that have reached the critical value in the previous step changes its interface condition (broken spring). Each linear analysis becomes a new step and its critical load corresponds to the load that causes a new debond growth.

5. NUMERICAL RESULTS

In the following sections we will discuss the numerical results obtained in the different analyses carried out using the BEM model described above.

5.1. Debond onset and growth

Figure 2 shows the values of the far-field load needed for the first debond onset (first step) and the load needed in each subsequent step to produce either a debond growth or an onset of a new debond for the case with $\mu = 0.5$ (uniaxial loading in the y -direction) and no rotation of the bundle of fibres. A limit line corresponding to the (first) critical load σ_{cy}^∞ (the critical load in the y direction) is showed with a dotted line in the figure. Notice that, the step number could easily be related with the summation of the debond angles along all the different fibre-matrix interfaces. This is due to the fact that the solution algorithm applied “breaks” only one interface spring in each step. Therefore, as all the elements at fibre-matrix interfaces are of the same size, each step essentially represents an increase of the total debond length by an arc length corresponding to the polar angle of 2°.

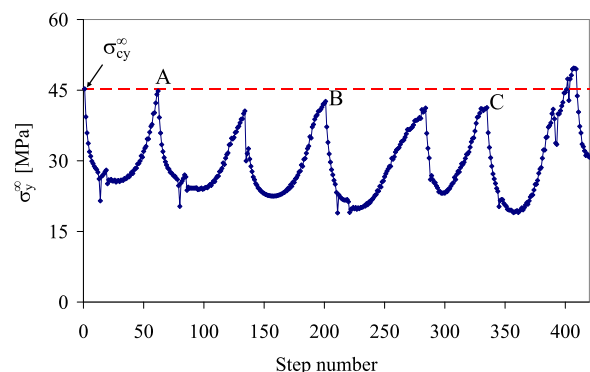


Figure 2: Far-field load needed in each step to produce either a debond onset or debond growth for a load biaxiality ratio $\mu = 0.5$.

Regarding the way the debond growth occurs it is useful to recall that one of the main conclusions obtained in the previous studies (considering a single fibre model) was that the debond growth initially occurs in an unstable manner (a snap-back or snap-through is produced). Thus, once a critical load is reached, lower loads are needed to cause the subsequent interface crack growth [10, 11]. This fact is observed again in the present multi-fibre model, see Figure 2, where a sequence of local unstable growths (a serie of picks and valleys) occurs, each of them corresponding to a debond onset and unstable growth at a different fibre. The sequence of the debonds in this case is given by fibre numbers: 5, 6, 4, 1 and 3 (numbering according to Figure 1).

In Figure 3, the deformed shape (at the scale of the fibres) of the solved problem multiplied by a factor of two is shown for 3 different steps. These steps are marked with letters A, B and C in Figure 2 and correspond to step numbers 62, 201 and 358 respectively. Although, the present BEM code does not have the capability to let interface cracks to kink into the matrix and coalesce, a well defined crack path can be clearly seen in Figure 3(c) that may produce (after a coalescence of the debonds) a macro-crack.

5.2. *Ultimate failure load*

It is also remarkable that, in this particular case, the critical load σ_{cy}^{∞} not only produces the first fibre debond but it also produces the six subsequent fibre debonds, since lower loads are needed when these debonds are produced.

However, for different values of the biaxiality ratio μ and for different rotations of the fibre bundle, sometimes the same behaviour is obtained (σ_{cy}^{∞} produces more than one debond) while in other cases a larger load is necessary to produce the following debonds. Nevertheless, this load is at most 12 % larger than σ_{cy}^{∞} .

Thus, it can be said that σ_{cy}^{∞} value give us an approximation of the failure load in the problem under study (load necessary to produce a macro-crack).

5.3. *Failure curves*

From all the cases solved numerically by BEM for different values of the biaxiality ratio μ and for different rotations of the fibre bundle, it is possible to obtain points in the failure curves for the problem of ten circular inclusions under biaxial transversal loads. These failure curves are shown in Figure 4, the present BEM results are represented by the (color) lines with marks, while the continuous (black) line is a previous result obtained numerically with the single fibre (SF) model, see [11]. Note that the failure curve for the single fibre model can be also analytically obtained by the use of the algorithm developed in [11] which combines an analytical solution in-

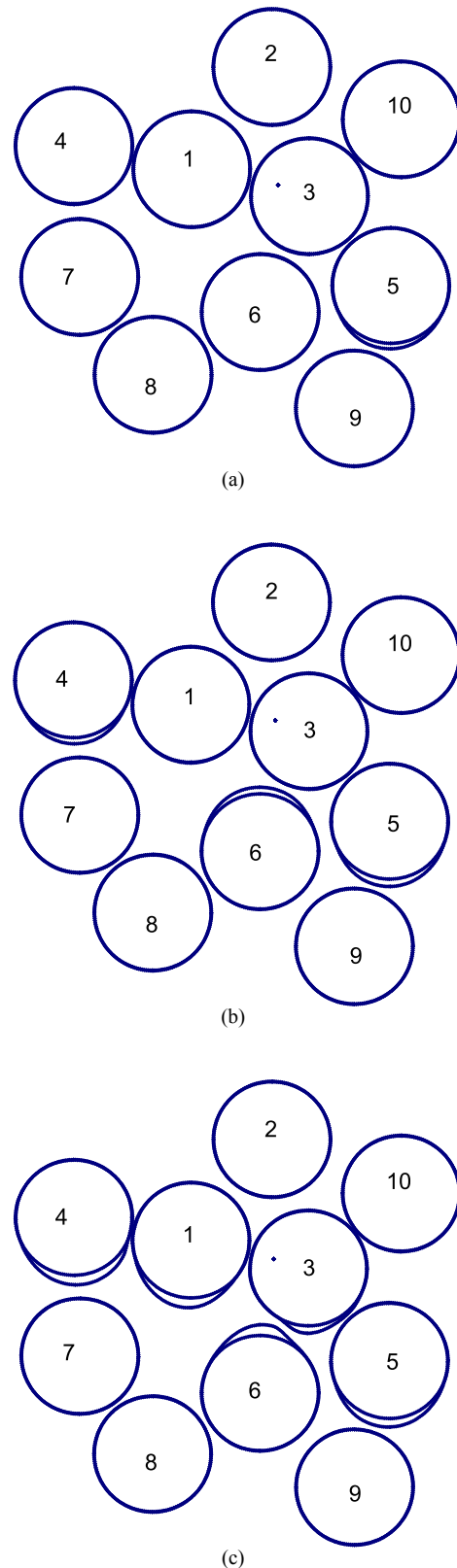


Figure 3: Deformed shape at the scale of the fibres multiplied by a factor of two, corresponding to step numbers 62, 201 and 358 marked with letters A, B and C in Figure 2, respectively.

troduced in [10] and the LEBI failure criterion. Nevertheless, this analytical solution can not be applied for the multifibre case.

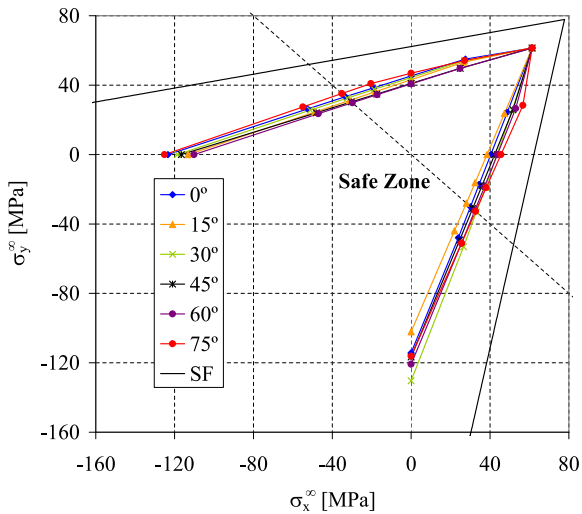


Figure 4: Failure curves for the single fibre (SF) and multifibre models with the fibre bundle rotated different angles with respect to the x -axis.

In Figure 4 each mark on a failure curve is related to a different value of μ . A rotation of the fibre bundle give us a new failure curve. Notice that there are small variations between the failure curves obtained for different rotation angles. After observing the different deformed shapes including fibre-matrix debonds produced in the solved cases, it appears that the values of the critical loads σ_{cx}^{∞} and σ_{cy}^{∞} , for which a new debond initiates typically at one fibre of a pair of close neighbour fibres, are related to the proximity between these neighbour fibres but also taking into account the angle between the load direction and the line segment joining the centers of these fibres. Hereinafter, such a pair of neighbour fibres will be referred to as critical pair. Thus, if we apply a load in a different direction (obtained by rotating the fibre bundle) the position of the critical pairs of fibres may change nonetheless leading to small changes in the failure curves.

As can be clearly seen in Figure 4, the failure loads for the fibre bundle are lower than the failure loads obtained in the single fibre model. Nevertheless, the results obtained in the present multifibre model confirm some conclusions derived from the results obtained for single fibre model. In particular, when the compression load in the x -direction is larger and keeping constant the tension load in the y -direction (μ tends to values smaller than 0.5), the load necessary for initiating the debond cracks (σ_{cy}^{∞}) is smaller. In other words, compressions in the x -direction make easier crack onset. On the other hand, as can be seen from these results, when the tension load in the x -direction is larger and keeping constant the tension load in the y -direction (μ tends to values bigger than 0.5), the load necessary for a crack onset (σ_{cx}^{∞}) is also larger.

6. CONCLUSIONS

A Linear Elastic-Brittle Interface Model (LEBIM) is used in the present work to study a fibre-matrix debond problem in composite materials. Specifically, this model has been used to characterize the concurrent onset and growth of the debonds in a fibre bundle embedded in an infinite matrix subjected to far field biaxial transverse loads. The problem of ten circular inclusions under biaxial transverse loading assuming material properties of a common composite material (glass fibre and epoxy matrix) and a LEBIM has been solved by the collocational BEM.

From the numerical results it can be seen that after reaching a critical load, the interface crack growth becomes unstable. A serie of picks and valleys appear each one corresponding to a fibre debond. The sequence of the obtained debonds clearly tends to form a macro-crack if the coalescence of these interface cracks may occur.

Sometimes after reaching the critical loads more than one debond is produced for the same load while in other cases a larger load is necessary to produce the following debonds. Nevertheless, this load was at most 12 % larger than the critical load. Thus, it can be said that the critical load value for the first debond onset give a quite good approximation of the failure load of the problem under study (the load necessary to produce a macro-crack).

The critical loads σ_{cx}^{∞} and σ_{cy}^{∞} seems to be related with the relative proximity among fibres (taking into account the load direction). The failure load values for the fibre bundle are lower than the failure loads produced in the single fibre model.

A study of the influence of the load biaxiality ratio μ has also been carried out. BEM results show that compressions in the x -direction enables crack onset for lower tension loads in the y -direction. The presence of tensions in the x -direction implies that larger loads in the y -direction are required to cause crack onset. From all the cases solved numerically by BEM a failure curve for a group of circular inclusions under biaxial transversal loads has been obtained.

The present numerical results confirm the conclusions of the previous studies of fibre-matrix debond under biaxial transverse loading in [1, 2, 3, 4, 5]. The novelty of the present model based on the LEBI formulation consists in its capability of quantitative predictions about the concurrent fibre-matrix debond onset and mixed-mode growth in a fibre bundle.

ACKNOWLEDGEMENTS

The work was supported by the Junta de Andalucía (Projects of Excellence TEP-1207, TEP 02045 and P08-TEP 04051), the Spanish Ministry of Education and Science through Project TRA2006-08077 and MAT2009 - 140022.

REFERENCES

- [1] 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.
- [2] E. Correa. *Micromechanical study of the “matrix failure” in fiber reinforced composites (in Spanish)*. PhD. Thesis, Universidad de Sevilla, 2008.
- [3] E. Correa, F. París, and V. Mantič. Tension dominated inter-fibre failure under bi-directional loads. Micromechanical approach. *COMATCOMP 2009, V International Conference on Science and Technology of Composite Materials and 8° Congreso Nacional de Materiales Compuestos, San Sebastián*, pages 915–918, 2009.
- [4] E. Correa, F. París, and V. Mantič. Interfacial fracture mechanics approach to the tension dominated inter-fibre failure under bi-directional loads. *ICCM-17, 17th International Conference on Composite Materials (CD), The British Composites Society, Edinburgh*, page 10, 2009.
- [5] V. Mantič and I.G. García. Crack onset and growth at the fibre–matrix interface under a remote biaxial transverse load. Application of a coupled stress and energy criterion. *International Journal of Solids and Structures*, 49:2273–2290, 2012.
- [6] F. París and J. Cañas. *Boundary Element Method, Fundamentals and Applications*. Oxford University Press: Oxford, 1997.
- [7] 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.)*, volume 8, pages 189–248. WIT Press: Southampton, 2006.
- [8] F. París, E. Correa, and V. Mantič. Kinking of transverse interface cracks between fiber and matrix. *Journal of Applied Mechanics*, 74:703–716, 2007.
- [9] 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.
- [10] 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*, 35:207–222, 2011.
- [11] V. Mantič, L. Távara, A. Blázquez, E. Graciani, and F. París. Crack onset and growth at fibre-matrix interface under biaxial transverse loads using a linear elastic-brittle interface model. *Composites Science and Technology*, submitted.
- [12] E. Graciani, V. Mantič, F. París, and A. Blázquez. Weak formulation of axi-symmetric frictionless contact problems with boundary elements: Application to interface cracks. *Computer and Structures*, 83:836–855, 2005.
- [13] L. Távara, V. Mantič, E. Graciani, and F. París. A BEM analysis of the fibre size effect on the debond growth along the fibre-matrix interface. *Advances in Boundary Element Techniques XI, EC Ltd, Eastleigh*, (474–481), 2010.
- [14] S. Lenci. Analysis of a crack at a weak interface. *International Journal of Fracture*, 108:275–290, 2001.
- [15] A. Carpinteri, P. Cornetti, and N. Pugno. Edge debonding in FRP strengthened beams: Stress versus energy failure criteria. *Engineering Structures*, 31:2436–2447, 2009.
- [16] L. Távara, V. Mantič, E. Graciani, J. Cañas, and F. París. Analysis of a crack in a thin adhesive layer between orthotropic materials. An application to composite interlaminar fracture toughness test. *Computer Modeling in Engineering and Sciences*, 58(3):247–270, 2010.
- [17] JW. Hutchinson and Z. Suo. *Mixed mode cracking in layered materials*, volume 29 of *Advances in Applied Mechanics*. Academic Press: New York, 1992.
- [18] 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.
- [19] H. Zhang, ML. Ericson, J. Varna, and LA. Berglund. Transverse single-fiber test for interfacial debonding in composites: 1. Experimental observations. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 28A:309–315, 1997.
- [20] J. Varna, LA. Berglund, and ML. Ericson. Transverse single fiber test for interfacial debonding in composites 2: Modelling. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 28:317–326, 1997.

IMPLEMENTACIÓN DE UN MODELO DISCRETO Y SU APLICACIÓN A PROBLEMAS DE FRACTURA DINÁMICA

M. Braun* y J. Fernández-Sáez

Departamento de Mecánica de Medios Continuos y Teoría de Estructuras.
 Universidad Carlos III de Madrid.
 Avda. de la Universidad, 30, 28911, Leganés, Madrid, España.
 * E-mail: mbraun@ing.uc3m.es

RESUMEN

En este trabajo se presentan resultados preliminares de la simulación numérica de algunos problemas clásicos de fractura dinámica, obtenidos con un modelo discreto desarrollado en el entorno MATLAB®. El modelo implementado está basado en la representación espacial del sólido mediante un reticulado de barras que reproducen las propiedades del continuo que se desea representar. Los problemas estudiados han sido resueltos por otros autores utilizando diferentes métodos, de manera que de la comparación de resultados se pueden extraer conclusiones acerca de la viabilidad de los modelos discretos, así como de sus ventajas e inconvenientes en relación a otros procedimientos más clásicos.

ABSTRACT

In this paper, preliminary results of the simulation of some classic dynamical fracture problems are presented in this work, obtained using a discrete model developed in MATLAB®. The implemented model is based on the spatial representation of a solid by means of a set of bars with a stiffness equivalent to the continuum which is to be represented. The problems studied have been solved by other authors using different methods, enabling the comparison of results for the extraction of conclusions of the viability of discrete models, as well as of their advantages and drawbacks in comparison to other more classical approaches.

PALABRAS CLAVE: Modelos discretos, fractura dinámica, propagación de fisuras.

1. INTRODUCCIÓN

En las últimas cuatro décadas, el método de los elementos finitos es el más ampliamente utilizado en la mecánica de sólidos y en problemas de ingeniería estructural. Recientemente, los modelos discretos han abierto una nueva alternativa en la simulación numérica de problemas dinámicos.

El método de los elementos finitos trabaja sobre un conjunto de elementos, mientras que los modelos discretos lo hacen sobre un conjunto de puntos que se localizan dentro del sólido continuo. Este método consiste en un método numérico que trata simultáneamente todos los elementos que cubren el dominio del problema. Con su planteamiento se producen dificultades adicionales en problemas dinámicos donde se originan cambios rápidos de la geometría y de la topología de la estructura, mientras que los modelos discretos operan sobre una partícula, cuyas características estarán ligadas al material del sólido que representan. En estos modelos se analiza la posición que ocupa cada partícula en el tiempo, especificándose a partir de la ecuación de equilibrio dinámico de las fuerzas que actúan sobre la misma.

El primero en plantear un modelo discreto fue Hrennikoff [1], en 1941, quien representó el sólido a partir de un reticulado de barras. Luego Absi [2] en 1971 desarrolló un trabajo similar, utilizando una configuración de barras para simular el comportamiento de una fundación elástica y el tabique de un edificio de gran altura. En 1979, Cundall y Strack [3] analizaron el comportamiento mecánico de un sólido granular compuesto por elementos discretos.

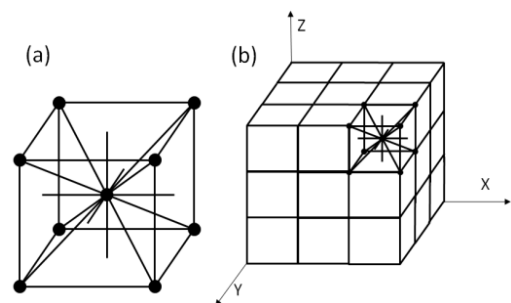


Figura 1. Discretización del Modelo: (a) Módulo Cúbico. (b) Prisma Generado a partir de los módulos.

En los últimos años se han propuesto numerosos métodos aplicados a problemas de mecánica de sólidos [4, 5]. En el presente trabajo se emplea un modelo discreto para la resolución de tres problemas de mecánica de fractura dinámica.

2. DESCRIPCIÓN DEL MODELO DISCRETO

El modelo discreto implementado en este trabajo es una adaptación del publicado por Kostas et al. [6,7], aplicado a materiales cuasi-frágiles. Dicho modelo está basado en la representación espacial de continuo mediante un reticulado de barras con una rigidez equivalente al continuo que se desea representar. Las barras están dispuestas de acuerdo a la configuración propuesta por Nayfeh et al. [8] en un configuración cúbica como la que se muestra en la figura 1. Éste es equivalente a un sólido elástico lineal ortótropo [9].

El primer planteamiento del problema consiste en asignarle a las barras una rigidez en función de las constantes elásticas del material. Para ello se parte de la relación constitutiva de un cuerpo elástico arbitrario:

$$\sigma_{ij} = C_{ijkl} \cdot \varepsilon_{kl} \quad (1)$$

Un sólido anisotrópico y elástico tiene 21 parámetros independientes dentro de su matriz de constantes elásticas, pero si el material es isotrópico entonces la matriz pasa a estar definida por sólo dos variables independientes.

Se define Q_{11} que es función del área de influencia de un conjunto de barras paralelas, y también de la distancia que existe entre ellas. De forma tal que si consideramos un reticulado cúbico como el que se muestra en la figura 1, se tendrán dos valores para Q_{11} , uno que corresponderá a las barras paralelas a las aristas del cubo y otro a las diagonales.

Para el módulo cúbico de lado L , Q_{11} se obtiene a partir de la proyección de las áreas transversales de cada barra, con lo que cada elemento tiene un área de contribución igual a $L^2/2$. De esta manera la relación de rigidez de cada barra y el área efectiva de contribución de la misma definen las siguientes relaciones:

$$Q_{11}^l = \frac{A_l \cdot E}{L^2/2} \quad (2)$$

$$Q_{11}^d = \frac{A_l \cdot E \cdot \sqrt{3}}{L^2} \quad (3)$$

El coeficiente $2/\sqrt{3}$ en la ecuación (2) tiene en cuenta la diferencia de longitud entre elementos longitudinales y diagonales.

La rigidez de las barras en función de las propiedades del material se obtiene a partir de las siguientes expresiones:

$$E_l^A = A_l \cdot E = \phi \cdot E \cdot L^2 \quad (4)$$

$$E_d^A = A_d \cdot E = \frac{2}{\sqrt{3}} \cdot \delta \cdot \phi \cdot E \cdot L^2 \quad (5)$$

Donde A_l es el área de la sección transversal del elemento, L es la longitud del módulo cúbico y E el módulo de Young del material. Para sólidos aproximadamente isotrópicos, los coeficientes ϕ y δ se definen de la siguiente manera:

$$\phi = \frac{9+8\delta}{18+24\delta} \quad (6)$$

$$\delta = \frac{9\nu}{4-8\nu} \quad (7)$$

Es importante destacar que las expresiones son válidas si el módulo básico es cúbico. Para reticulados de formas diferentes, se deben obtener nuevas relaciones.

Las masas se encuentran concentradas en los nodos donde se conectan las barras, y están definidas en función del volumen de influencia.

La ecuación del movimiento es obtenida a partir de la condición de equilibrio de todas las fuerzas que actúan sobre cada masa nodal, resultando así en un sistema de ecuaciones de la forma:

$$M\ddot{x} + C\dot{x} + F(t) - P(t) = 0 \quad (8)$$

Donde x, \dot{x} y \ddot{x} representa el vector desplazamiento, velocidad y aceleración, respectivamente. M es la matriz de masas nodales, C es la matriz de amortiguamiento, F representa las fuerzas internas mientras que P las fuerzas externas.

Dado que M y C son matrices diagonales, las ecuaciones en la expresión (8) son desacopladas, y son integradas en el dominio del tiempo usando un esquema explícito de diferencias finitas centradas.

Para la matriz de amortiguamiento C , se considera el amortiguamiento proporcional a la masa M .

$$C = M \cdot D_f \quad (9)$$

Siendo D_f una constante que depende de la siguiente ecuación:

$$D_f = 2 \cdot \pi \cdot f_n \cdot \xi_n \quad (10)$$

Donde ξ_n es el amortiguamiento crítico y f_n es la frecuencia natural de vibración de modo n . En forma general el modo n es adoptado como siendo igual al modo fundamental de vibración de la estructura.

2.1. Integración Numérica

La solución de la ecuación del movimiento (8), se realiza por medio de un método explícito, con integración numérica por diferencias finitas centrales. Una de las ventajas del método es que no requiere del montaje de la matriz de rigidez global del sistema. Otra característica del esquema explícito de integración es que permite integrar un sistema hipostático, ya que la rigidez sólo participa en la construcción del vector de cargas independiente en cada paso de tiempo. Esto último facilita el estudio de estructuras que no están

totalmente vinculadas, como puede ser la trayectoria de los fragmentos de un material una vez que rompe.

Para garantizar la estabilidad numérica del método se ha adoptado un incremento temporal crítico Δt_c en función de la longitud de las barras L y de la velocidad de propagación de la onda longitudinal C_p .

$$\Delta t_c \leq 0.6 \frac{L}{C_p} \quad (11)$$

2.2. Relación Constitutiva

La relación constitutiva utilizada en este trabajo es la propuesta por Rocha [10], correspondiente a una ley bi-lineal como la que se ilustra en la figura 2. Esta ley constitutiva permite capturar el efecto irreversible de la nucleación y la propagación de fisuras.

El área debajo de la curva Fuerza-Deformación corresponde a la densidad de energía de deformación necesaria para fracturar el área de influencia de una barra. Una vez que la densidad de energía de daño disipada iguala a energía de fractura, la barra es incapaz de seguir soportando carga y por lo tanto es eliminada.

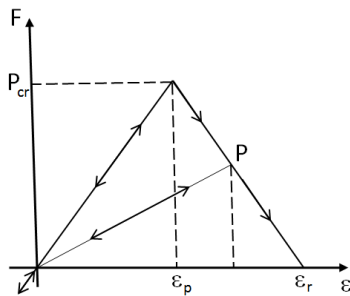


Figura 2. Ley Constitutiva bi-lineal.

Así mismo, en el caso de que las cargas sean de compresión el material se comporta como elástico lineal, por lo tanto la fractura por compresión es inducida por tracción indirecta.

Si consideramos un cubo de lado L , tendremos que la energía disipada por la fractura debido a una fisura paralela a una de sus caras, corresponde a:

$$\Gamma = G_f \cdot \Delta = G_f \cdot L^2 \quad (12)$$

Donde Δ es el área de fractura real. Así mismo, la energía disipada cuando el módulo del modelo discreto de dimensiones L se fractura en dos partes tiene en cuenta la contribución de cinco elementos longitudinales, por lo tanto la energía disipada por el módulo puede describirse por la siguiente relación:

$$\Gamma_{MD} = G_f \cdot \left[2 \cdot c_A + 4 \cdot c_A \left(\frac{2}{\sqrt{3}} \right)^2 \right] \cdot L^2 \quad (13)$$

Donde el coeficiente c_A es un parámetro de escala usado para hacer cumplir la equivalencia entre la energía del material y la adoptada en el modelo. Así igualando las expresiones (12) y (13), se obtiene que $c_A = 3/22$. De manera que finalmente se tiene el área de fractura

transversal equivalente para elementos longitudinales y transversales.

$$A_l^f = \frac{3}{22} \cdot L^2 \quad (14)$$

$$A_d^f = \frac{4}{22} \cdot L^2 \quad (15)$$

Por otro lado, es necesario definir la deformación crítica de fallo, ϵ_p que corresponde a la deformación para cual se produce la fuerza máxima. La relación entre la deformación crítica y la energía específica de fractura es dada en términos de los conceptos de la Mecánica de Fractura Lineal Elástica, [11] y viene dada por la siguiente relación:

$$\epsilon_p = R_f \sqrt{\frac{G_f}{E \cdot (1-\nu^2)}} \quad (16)$$

Donde R_f es el factor de forma y contiene información sobre el tamaño del defecto, sus características geométricas.

Por último, para que la relación constitutiva quede especificada es necesario definir la deformación límite, ϵ_r , para ello se iguala el producto del área de influencia del elemento por la energía específica de fractura con la densidad de energía disipada.

$$\int_0^{\epsilon_r} F(\epsilon) d\epsilon = \frac{G_c \cdot A_i^f}{L_i} = \frac{K_r \cdot \epsilon_p^2 \cdot E_i^A}{2} \quad (17)$$

Donde los subíndices i deben ser especificados con l o d , correspondiendo a barras longitudinales o barras diagonales, respectivamente.

De esta forma queda definido un parámetro K_r , que será función de las propiedades del material y del tamaño del módulo del modelo. A su vez, para poder garantizar la estabilidad del modelo, se debe verificar que $K_r \geq 1$ [6].

Es interesante definir una longitud crítica de barra, que quedará definida en función de las propiedades del material:

$$L_{cr} = 2 \cdot \left(\frac{G_f}{E \cdot \epsilon_p^2} \right) \cdot \left(\frac{A_l^f}{A_i} \right) \quad (18)$$

El coeficiente A_l^f/A_i en la ecuación (18), en el caso especial de un continuo isotrópico con un coeficiente de Poisson de 0.25, resulta ser aproximadamente 0.34, tanto para barras longitudinales como diagonales.

3. CASOS ANALIZADOS

3.1. Experimento de Kalthoff-Winkler.

En este ejemplo se modela el experimento de Kalthoff y Winkler [12], que consta de una placa rectangular sometida al impacto de un proyectil, como se muestra en la figura 3. Las propiedades del material que compone la placa son: $E = 190 \text{ GPa}$, $\nu = 0.30$, $\sigma_u = 844 \text{ MPa}$, $\rho = 8000 \text{ Kg/m}^3$ y $G_c = 22170 \text{ N/m}$.

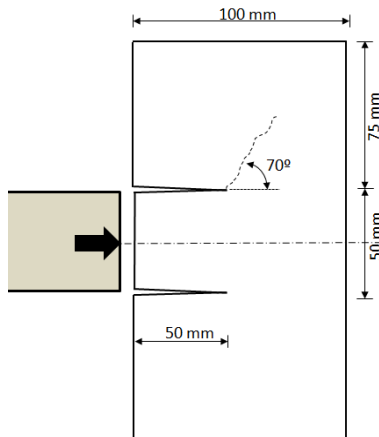


Figura 3. Experimento de Kalthoff-Winkler.

Para la simulación numérica se modela la mitad de la placa, impidiendo los desplazamientos verticales en los nodos ubicados en el eje de simetría. El impulso se aplica a través de la imposición de una velocidad constante de 16.5 m/s. La fisura se modela con espesor nulo, duplicando los nodos situados sobre la misma y eliminando los elementos que vinculan nodos situados en lados opuestos de la fisura. Se trabaja sobre la hipótesis de deformaciones planas, impidiendo el desplazamiento de los nodos en la dirección perpendicular al plano.

En función de las propiedades del material se han definido los parámetros del modelo discreto: $L_{cr} = 4.025e-3m$, $\nu = 0.25$, $\Delta t = 1e-7s$ y $\epsilon_p = 0.00444$.

3.2. Placa de PMMA sometida a tracción dinámica.

Este ejemplo consiste en una placa cuadrada de Polimetilmetacrilato (PMMA) con una fisura en uno de sus bordes. La placa es sometida a una velocidad vertical constante de 3 m/s. En la figura 4 se muestra un detalle del problema analizado. La fisura se modela de espesor nulo, duplicando los nodos ubicados sobre la misma. Se adopta la hipótesis de deformaciones planas, condición impuesta a partir de la restricción de desplazamientos en la dirección perpendicular al plano.

Las propiedades del material de la placa de PMMA son las siguientes: $E = 3240 MPa$, $\nu = 0.35$, $\sigma_u = 130 MPa$, $\rho = 1190 Kg/m^3$ y $Gc = 352 N/m$. Los parámetros del modelo discreto: $L_{cr} = 2.50e-3m$, $\nu = 0.25$, $\Delta t = 5e-9s$ y $\epsilon_p = 0.003981$.

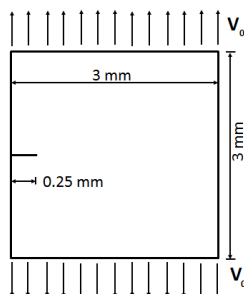


Figura 4. Configuración de la placa de PMMA.

3.3. Experimento de Kitey-Tippur.

En este ejemplo se aborda el experimento de Kitey y Tippur [13], que consiste en una viga de Epoxi con la inclusión de un cilindro de vidrio rígido embebido y con una fisura, sometida a un impacto. La carga de impacto se modela a partir de la imposición de una velocidad de 5.3 m/s constante en la zona de contacto. Se analiza la respuesta del modelo para distintas posiciones de la fisura. En la figura 5 se muestra un detalle del problema.

Las propiedades de la resina Epoxi son: $E = 3.2 GPa$, $\nu = 0.37$, $\sigma_u = 30 MPa$, $\rho = 1000 Kg/m^3$ y $Gc = 1860 N/m$, mientras que las propiedades del cilindro de vidrio son: $E = 70 GPa$, $\nu = 0.19$, $\sigma_u = 80 MPa$, $\rho = 2450 Kg/m^3$ y $Gc = 6580 N/m$.

En el modelo se considera que el cilindro de vidrio de 4 mm de diámetro, se comporta como lineal elástico, mientras para la resina Epoxi se impusieron las siguientes características: $L_{cr} = 4.50e-3m$, $\nu = 0.25$, $\Delta t = 1e-7s$ y $\epsilon_p = 0.00938$. Se trabaja sobre la hipótesis de deformaciones planas.

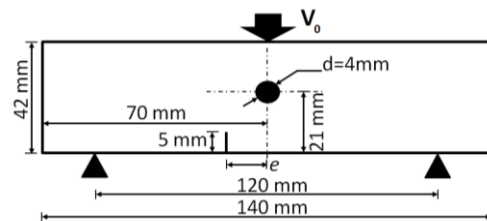


Figura 5. Experimento de Kitey-Tippur.

4. COMPARACIÓN DE RESULTADOS

4.1. Experimento de Kalthoff-Winkler.

En la figura 6a se muestra la configuración de rotura obtenida a partir del modelo discreto desarrollado en este trabajo, a los 90 μs de iniciado el impacto. En la figura 6b, 6c y 6d se muestran las soluciones obtenidas por Kostaski [13], Huespe et al. [14] y Belytschko et al. [15], respectivamente. En todos los casos se logra capturar la inclinación de aproximadamente 70° en la fisura principal, y la segunda grieta que se inicia en la cara posterior a la de impacto y se propaga hacia el extremo de la fisura inicial.

En la figura 7 se comparan las energías del sistema obtenidas en este trabajo con las curvas obtenidas por Kostaski et al. [6], y se aprecia la similitud entre los resultados obtenidos. Así como también el momento del inicio de la propagación de la fisura a los 25 μs , que es cuando comienza a crecer la energía disipada. La diferencia entre las energías específicas y la configuración de la rotura, puede deberse al tamaño del módulo empleado en cada caso, así como también del factor de amortiguamiento.

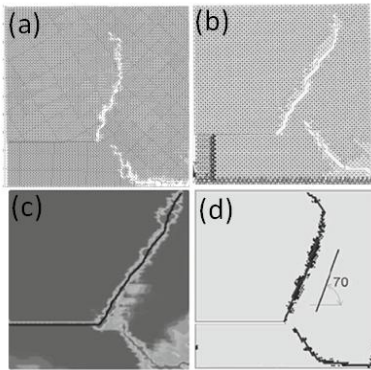


Figura 6. Configuración de rotura del experimento de Kalthoff-Winkler (a) Modelo de este trabajo. (b) Modelo Discreto [10]. (c) Modelo XFEM [11]. (d) Modelo FEM [12].

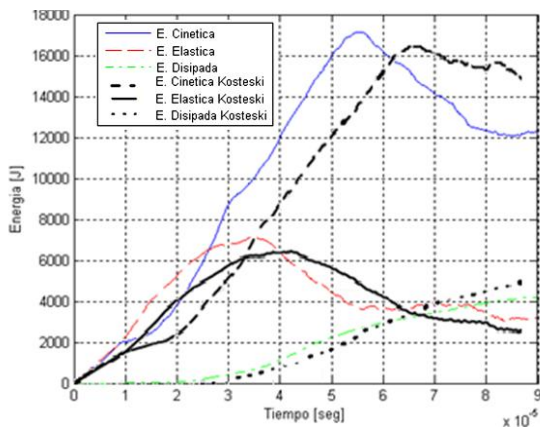


Figura 7. Balance de energías del experimento de Kalthoff-Winkler.

3.2. Placa de PMMA sometida a tracción dinámica.

En la figura 8 se muestra la configuración de rotura de la placa de PMMA, obtenida con el código desarrollado en este trabajo, el modelo de Kostecki [14] y el modelo FEM de Huespe et al. [16]. Como se puede notar en la configuración final de rotura obtenida a partir de los modelos discretos, se generan varios puntos donde parece que la fisura tiende a ramificarse, pero esas ramificación no logran propagarse, y prevalece una única fisura.

En la figura 9 se comparan las energías obtenidas a partir de los modelos discretos. La diferencia entre las energías específicas y la configuración de rotura, se deben principalmente a la diferencia entre el tamaño del cubo básico y el coeficiente de amortiguación empleado.

4.3. Experimento de Kitey y Tippur.

En la figura 9 se muestran las configuraciones de rotura obtenidas considerando tres posición de la fisura distintas, $e = 0$, $e = d/2$ y $e = 3d/4$. En la figura 10 y 11 se presentan los resultados experimentales de Kitey y Tippur [11] y los resultados obtenidos a partir del modelo peridinámico de Agwai et al. [17], respectivamente.

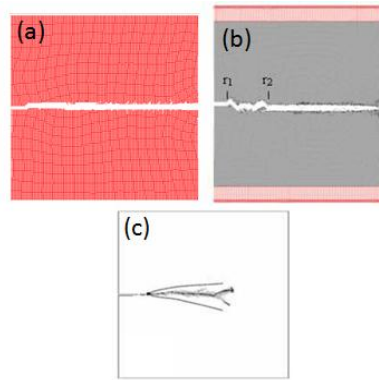


Figura 8. Configuración de rotura de la placa de PMMA sometida a tracción (a) Modelo de este trabajo. (b) Modelo Discreto [14]. (c) Modelo FEM [14].

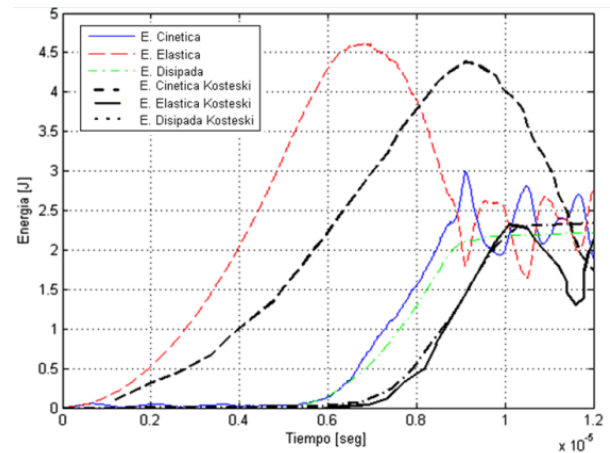


Figura 9. Balance de energías de la placa de PMMA sometida a tracción.

De la comparación de resultados, se puede ver que el modelo discreto desarrollado en este trabajo concuerda con las observaciones experimentales y los resultados numéricos obtenidos a partir de otros métodos.

5. CONCLUSIONES

En este trabajo se presenta un modelo discreto como una alternativa en la resolución de problemas de fractura dinámica que involucran materiales cuasi-frágiles.

Se muestran resultados de tres problemas de fractura dinámica empleando un modelo discreto desarrollado en el entorno de MATLAB®. De los resultados obtenidos en el trabajo se pueden desprender las siguientes conclusiones:

- De la comparación con los resultados obtenidos por Kostecki y otros investigadores, se puede concluir que el código desarrollado resulta una herramienta fiable para el modelado de problemas de fractura dinámica.
- El modelo discreto permite definir el momento de inicio de la propagación de la fisura, así como también la configuración de rotura.

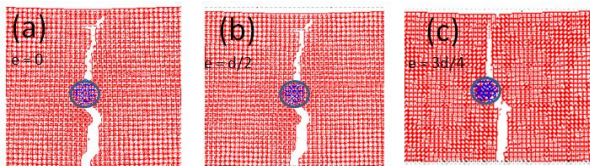


Figura 9. Configuración de rotura del experimento de Kitey y Tippur, a partir del Modelo Discreto.

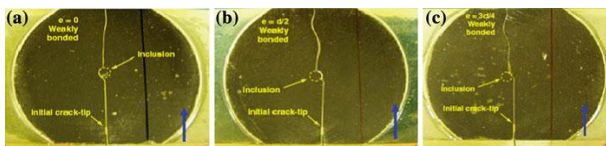


Figura 10. Resultados experimentales de Kitey y Tippur [13].

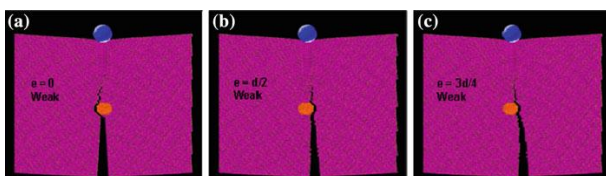


Figura 9. Configuración de rotura del experimento de Kitey y Tippur, a partir del Modelo Peridinámico de Agwai et al. [17].

- La ventaja del método es que permite describir la dirección de propagación de fisuras a partir de una ley uniaxial de interacción entre partículas. Lo cual facilita la implementación de leyes constitutivas más complejas, como puede ser la dependencia con la velocidad de deformación, temperatura, etc.

REFERENCIAS

[1] Hrennikoff, A., *Solution of problems of elasticity by the framework method*, *Journal of Applied Mechanics*, vol. 12, pp. 169-175, 1941.

[2] Absi, E., *Theorie des equivalences-determination de quelques elements types*, *Proceedings of L'Institut Technique Du Balument el des Travau Publics*, N° 281, pp. 83-86, 1971.

[3] Cundall, P.A., and Strack, O.D.L. *A discrete numerical model for granular assemblies*. – *Geotechniques*, vol. 5, pp. 47-65, 1979.

[4] Macek, R.W., y Silling, S.A., *Peridynamics via finite element analysis*. *Finite Elements in Analysis and Design*, vol. 43, pp. 1169-1178, 2007.

[5] Wang, G., Al-Ostaz, A., Cheng, A.H., y Mantena, P.R., *Hybrid lattice particle modeling: Theoretical considerations for a 2D elastic spring network for dynamic fracture simulations*. *Computational Material Science*, vol. 44, pp. 1126-1134, 2009,

[6] Kostascki, L., Iturrioz, I., and Batista, R.G., *The truss-like discrete element method in fracture and damage mechanics*. *Engineering Computations: International Journal for Computer-Aided Engineering and Software*, vol. 28 No. 6, 2011.

International Journal for Computer-Aided Engineering and Software, vol. 28 No. 6, 2011.

[7] Kostascki, L., D'Ambra, R.B. and Iturrioz, I., *Crack propagation in elastic solids using the truss-like discrete element method*. *International Journal Fracture*, vol. 173, pp. 23-46, 2012.

[8] Nayfeh, A.H. and Hefzy, M.,S., *Continuum modeling of three-dimensional truss-like space structures*. *AIAA Journal*, 16: 779-787, 1978.

[9] Hayashi, Y., *Sobre um modelo de discretização de estruturas tridimensionais aplicado em dinâmica não linear*. *Porto alegre. Dissertação de Mestrado*, CPGEC, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, Brasil, 1982.

[10] Rocha, M.M., *Ruptura e efeitos de escala em materiais não homogêneos*. *Dissertação de Mestrado*, CPGEC, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, Brasil, 1989.

[11] Riera, J.D., and Rocha, M.M., *A note on the velocity of crack propagation in tensile fracture*. *Revista Brasileira de Ciências Mecânicas*, pp. 217-240, 1991.

[12] Kalthoff, J.F., y Winkler, S., *Failure mode transition at high rates of shear loading*. *International Conference Impact Load Dynamic Behavior Materials*, vol. 1, pp. 185-195, 1987.

[13] Kitey, R., y Tippur, H.V., *Dynamic crack growth past a stiff inclusion: Optical investigation of inclusion eccentricity and inclusion-matrix adhesion strength*. *Experimental Mechanics*, vol. 48, pp. 37-53, 2008.

[14] Kostascki, L.E., *Aplicación del Método de los Elementos Discretos en Mecánica de Fractura Estática y Dinámica*. *Tesis de Maestría en Ciencias de la Ingeniería*, Universidad Nacional del Nordeste, Argentina, 2008.

[15] Belytschko, T., Chen, H., Xu, J., y Zi, G., *Dynamic crack propagation based on loss of hyperbolicity and a nex dsicontinuous enrichment*, *International Journal for Numerical Methods in Engineering*. Vol. 58, pp. 1873-905, 2003.

[16] Huespe, A.E., Oliver, J., Sanchez, P.J., Branco, S., y Sonzogni, V., *Strong discontinuity approach in dynamic fracture simulations*, *Mecánica Computacional*, vol. 24, pp 1997-2018, 2006.

[17] Agwai, A., Guven, I., y Madenci, E., *Predicting crack propagation with peridynamics: a comparative study*. *International Journal Fracture*, vol. 171, pp. 65-78, 2011.

ANÁLISIS DEL COMPORTAMIENTO SÍSMICO DE UNA PRESA DE GRAVEDAD DE HORMIGÓN MEDIANTE UN MODELO DISCRETO

M. Braun^{1,*}, C.G. Rocco², E.I. Villa² y J. Fernández-Sáez¹

¹ Departamento de Mecánica de Medios Continuos y Teoría de Estructuras,
Universidad Carlos III de Madrid.
Avda. de la Universidad, 30, 28911, Leganés, Madrid, España.
* E-mail: mbraun@ing.uc3m.es

² Departamento de Construcciones, Facultad de Ingeniería,
Universidad Nacional de La Plata.
Calle 48 y 115 s/n, (B1900TAG) La Plata, Buenos Aires, República Argentina.

RESUMEN

En el presente trabajo se ha analizado la respuesta de presas de gravedad de hormigón sometidas a la acción de sismos, utilizando un Modelo Discreto implementado en el entorno MATLAB®. El modelo desarrollado consiste esencialmente en la discretización espacial del continuo por medio de un reticulado formado por la repetición de un módulo regular. Las rigideces de las barras que componen el reticulado dependen de las constantes elásticas del sólido que se desea representar. Se ha efectuado la calibración del modelo estudiando el caso de la presa de Koyna, y los resultados han sido comparados con los obtenidos a partir del método de los elementos finitos y con los provenientes de modelos físicos de otros autores.

ABSTRACT

In this paper, the behaviour of concrete gravity dams under seismic action is analyzed, using a Discreet Model implemented in MATLAB®. The developed model essentially consists of a spatial discretization of the continuum into a crosslink made of the repetition of a regular module. The stiffnesses of the bars which constitute the crosslink depend on the elastic constants of the solid which is to be represented. The calibration of the model has been done studying the case of Koyna dam, and the results have been compared with those obtained from the finite element method and from physical models of other authors.

PALABRAS CLAVE: Modelos discretos, Presas de hormigón, Acción sísmica.

1. INTRODUCCIÓN

El proyecto hidroeléctrico de Koyna se sitúa en Maharashtra, India, a aproximadamente 200 km de Mumbai. La principal característica del proyecto es que se trata de una estructura de gravedad, con una altura de 103 m y un espesor en la base de 70 m. El 11 de Diciembre de 1967 se produjo una fuerte acción sísmica (6.5 en la escala de Richter) con el epicentro ubicado en las cercanías de la presa, causando daños importantes en la estructura. Durante el sismo se produjo su agrietamiento, iniciándose en el paramento de aguas abajo, en la cota de los 66.5 m, dónde se produce un cambio de pendiente en los taludes de la presa.

Numerosos investigadores han trabajado analizando el caso de la presa de Koyna. Puede nombrarse a Chopra y Chakrabarti [3] quienes, en 1972, realizaron un análisis lineal del problema de la presa de Koyna que reveló que los esfuerzos de tracción, producidos durante la acción

de fuertes terremotos, superaban la resistencia del hormigón. Posteriormente se desarrollaron numerosos trabajos realizando análisis no lineales intentando predecir el inicio y propagación de fisuras.

Utilizando criterios de tensiones principales máximas, Skrikerud y Bachmann [4], en 1986, simulaban la propagación de fisuras en la presa de Koyna bajo la acción de grandes terremotos, incorporando una fisura cohesiva discreta empleando un programa de elementos finitos.

En 1987 Droz [5] investigó la fractura de presas de gravedad de hormigón sometidas a acciones sísmicas utilizando un método de propagación de fisuras en el contexto de la mecánica de fractura elástica lineal. La presencia de la fisura se representó con elementos finitos con funciones de forma discontinuas, obteniendo un análisis conceptualmente equivalente al de la fisura

discreta, que predijo la propagación de fisuras localizadas en el interior de la presa.

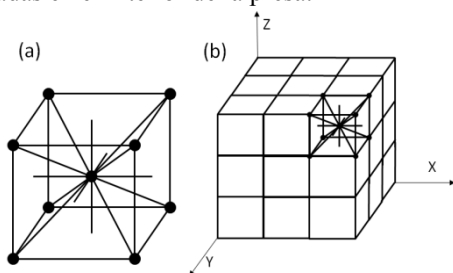


Figura 1. Discretización del Modelo: (a) Módulo Cúbico. (b) Prisma Generado a partir de los módulos.

El-Aidi y Hall [6], en 1989, estudiaron la posible fisuración ante una acción sísmica de la presa de Pine Flat empleando el método de la fisura localizada (smeared crack). El perfil de la fisura obtenido resultó no ajustarse a la realidad. La opción para solucionar el problema fue la de incorporar la fisura localizada, de manera de poder guiar la dirección de propagación de la fisura en la zona esperada.

Ayari y Saouma [7], en 1990, aplicaron un criterio de fractura elástico lineal con un modelo de fisura discreta para el análisis de la presa de Koyna. Se predijo la aparición de fisuras en los paramentos aguas arriba y aguas abajo en la zona donde se produce el cambio de pendiente del talud.

En 1993, Bhattacharjee y Leger [8] emplearon un modelo de fractura localizada no lineal para predecir la aparición de fisuras y la respuesta energética de presas sometidas a acción sísmica. Idealizaron el problema con elementos finitos en tensiones planas considerando una curva de ablandamiento en la zona de fractura.

Posteriormente, en 1995, Ghrib y Tinawi [9] contribuyeron en esta área de investigación al incorporar un mecanismo de daño dentro de sus análisis.

Todos estos investigadores lograron capturar la aparición de fisuras en las dos caras de la presa de Koyna producidas durante el sismo de 1967. Sin embargo la aparición y propagación de las fisuras se ha visto condicionada por la configuración de la malla.

En este trabajo se presenta una alternativa para abordar el problema, que consiste en la utilización de un modelo discreto que permite describir el patrón de fisuración del problema sin que éste se encuentre condicionado por un mallado, como ocurre en los modelos de elementos finitos.

Así mismo el modelo contempla la deformación plástica y la degradación de la rigidez de la estructura, debida a los ciclos de carga y descarga a los cuales se encuentra sometida la estructura durante la acción de un sismo. Se ha considerado que las fundaciones son rígidas y que la acción dinámica producida por el agua del embalse mediante el método simplificado de Westergaard [10].

2. CARACTERÍSTICAS DEL MODELO DISCRETO

El Modelo Discreto empleado en este trabajo consiste esencialmente en la discretización espacial del continuo por medio de un reticulado formado por la repetición de un módulo regular, como el que se señala en la figura 1. Las rigideces de las barras que componen el reticulado son equivalentes a la del continuo que se quiere representar. Como se consideran barras de reticulado espacial, por cada nudo se tienen tres grados de libertad. La masa del modelo es concentrada en los nudos del reticulado mencionado.

En el caso de un material elástico lineal e isotrópico, la rigidez axial por unidad de longitud de los elementos longitudinales en el modelo discreto equivalente es:

$$E_l^A = A_l \cdot E = \phi \cdot E \cdot L^2 \tag{1}$$

Donde A_l es el área de la sección transversal del elemento, L es la longitud del módulo cúbico y E el módulo de Young del material. De manera similar se define la rigidez por unidad de longitud de los elementos diagonales:

$$E_d^A = A_D \cdot E = \frac{2}{\sqrt{3}} \cdot \delta \cdot \phi \cdot E \cdot L^2 \tag{2}$$

El coeficiente $2/\sqrt{3}$ en la ecuación (2) tiene en cuenta la diferencia de longitud entre elementos longitudinales y diagonales. Los coeficientes ϕ y δ para sólidos aproximadamente isotrópicos responden a las siguientes ecuaciones:

$$\phi = \frac{9+8\delta}{18+24\delta} \tag{3}$$

$$\delta = \frac{9\nu}{4-8\nu} \tag{4}$$

Las masas se encuentran concentradas en los nodos donde se conectan las barras y las mismas están definidas en función del volumen de influencia que tenga cada nodo.

La ecuación del movimiento es obtenida a partir de la condición de equilibrio dinámico de todas las fuerzas que actúan sobre cada masa nodal, resultando así en un sistema de ecuaciones de la forma:

$$M\ddot{x} + C\dot{x} + F(t) - P(t) = 0 \tag{5}$$

Donde x , \dot{x} y \ddot{x} representan los vectores desplazamiento, velocidad y aceleración, respectivamente. M es la matriz de masas nodales, C es la matriz de amortiguamiento, F representa las fuerzas internas mientras que P las fuerzas externas.

Dado que M y C son matrices diagonales, las ecuaciones en la expresión (5) son desacopladas, y son integradas en el dominio del tiempo usando un esquema explícito de diferencias finitas centradas. La utilización de un método explícito hace que sea necesario restringir el incremento temporal, para poder garantizar la estabilidad numérica del método.

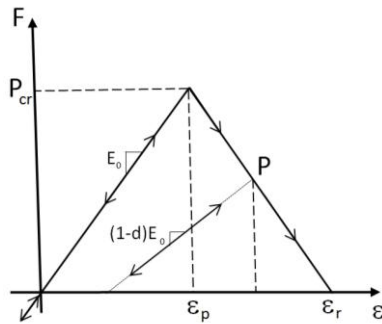


Figura 2. Ley Constitutiva bi-lineal.

Para este modelo se ha adoptado un incremento temporal crítico Δt_c en función de la longitud de las barras L y de la velocidad de propagación de la onda longitudinal C_p .

$$\Delta t_c \leq 0.6 \frac{L}{C_p} \tag{6}$$

2.1. Relación Constitutiva

La relación constitutiva utilizada en este trabajo es la propuesta por Rocha [11], que corresponde a una ley bi-lineal como la que se ilustra en la figura 2. Esta ley constitutiva permite capturar el efecto irreversible de la nucleación y la propagación.

El área debajo de la curva *Fuerza-Deformación* corresponde a la densidad de energía de deformación necesaria para fracturar el área de influencia de una barra. Una vez que la densidad de energía de daño disipada iguala a energía de fractura, la barra es incapaz de seguir soportando carga y por lo tanto es eliminada.

Así mismo, en el caso de que las cargas sean de compresión el material se comporta como elástico lineal, por lo tanto la fractura por compresión es inducida por tracción indirecta.

Si consideramos un cubo de lado L , tendremos que la energía disipada por la fractura debido a una fisura paralela a una de sus caras, corresponde a:

$$\Gamma = G_f \cdot \Delta = G_f \cdot L^2 \tag{7}$$

Donde Δ es el área de fractura real. Así mismo, la energía disipada cuando el módulo del modelo discreto de dimensiones L se fractura en dos partes en cuanto la contribución de cinco elementos longitudinales, por lo tanto la energía disipada por el módulo puede describirse por la siguiente relación:

$$\Gamma_{MD} = G_f \cdot \left[2 \cdot c_A + 4 \cdot c_A \left(\frac{2}{\sqrt{3}} \right)^2 \right] \cdot L^2 \tag{8}$$

Donde el coeficiente c_A es un parámetro de escala usado para hacer cumplir la equivalencia entre la energía del material y la adoptada en el modelo. Así igualando las expresiones (7) y (8), se obtiene que $c_A=3/22$. De manera que finalmente se tiene el área de fractura transversal equivalente para elementos longitudinales y transversales.

$$A_l^f = \frac{3}{22} \cdot L^2 \tag{9}$$

$$A_d^f = \frac{4}{22} \cdot L^2 \tag{10}$$

Por otro lado, es necesario definir la deformación crítica de falla, ϵ_p que corresponde a la deformación para cual se produce la fuerza máxima. La relación entre la deformación crítica y la energía específica de fractura es dada en términos de los conceptos de la Mecánica de Fractura Lineal Elástica, [1] y viene dada por la siguiente relación:

$$\epsilon_p = R_f \sqrt{\frac{G_f}{E \cdot (1-\nu^2)}} \tag{11}$$

Donde R_f es el factor de forma y contiene información sobre el tamaño del defecto, y sus características geométricas.

Por último, para que la relación constitutiva quede especificada es necesario definir la deformación límite, ϵ_r , para ello se iguala el producto del área de influencia del elemento por la energía específica de fractura con la densidad de energía disipada.

$$\int_0^{\epsilon_r} F(\epsilon) d\epsilon = \frac{G_c \cdot A_i^f}{L_i} = \frac{K_r \cdot \epsilon_p^2 \cdot E_i^A}{2} \tag{12}$$

Donde los subíndices i deben ser especificados con l o d , según sean barras longitudinales o diagonales. De esta forma queda definido un parámetro K_r que será función de las propiedades del material y del tamaño del módulo del modelo. A su vez, para poder garantizar la estabilidad del modelo, se debe verificar que $K_r \geq 1$ [12].

Es interesante definir una longitud crítica de barra, L_{cr} , en función de las propiedades del material:

$$L_{cr} = 2 \cdot \left(\frac{G_f}{E \cdot \epsilon_p^2} \right) \cdot \left(\frac{A_i^f}{A_i} \right) \tag{13}$$

Nótese que el coeficiente A_i^f/A_i en la ecuación (13), en el caso especial de un continuo isotrópico con un coeficiente de Poisson de 0.25, resulta ser aproximadamente 0.34, tanto para barras longitudinales como diagonales.

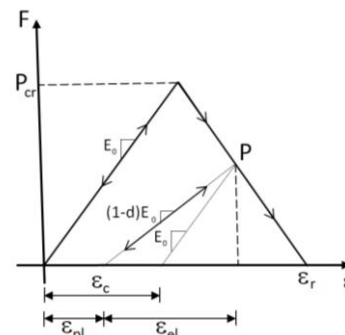


Figura 3. Definición de las deformaciones plásticas y elásticas.

2.2. Degradación de la Rigidez y Variable de Daño

Como puede verse en la figura 2, cuando una barra se encuentra sometida a ciclos de carga y descarga se produce en la misma una degradación de la rigidez elástica apareciendo una variable de daño (o degradación). La degradación de la rigidez elástica queda caracterizada por una variable escalar de daño, d .

$$E = (1 - d) \cdot E_0 \tag{14}$$

La variable de daño vale cero cuando el material se encuentra sin daño, y uno cuando la barra sea incapaz de soportar cargas.

Si se define a E_0 como el modulo de Young inicial de la barra, la relación tensión-deformación está regida por la siguiente ecuación:

$$\sigma = (1 - d) \cdot E_0 \cdot (\varepsilon - \varepsilon_{pl}) \tag{15}$$

Donde ε_{pl} corresponde a la deformación plástica de la barra. Así podemos definir la tensión equivalente como:

$$\bar{\sigma} = \frac{\sigma}{(1-d)} = E_0 \cdot (\varepsilon - \varepsilon_{pl}) \tag{16}$$

Así mismo, la variable de daño define la deformación plástica de acuerdo a la expresión (17).

$$\varepsilon_{pl} = \varepsilon_c - \frac{d}{(1-d)} \cdot \frac{\sigma}{E_0} \tag{17}$$

En la figura 3 se ilustra cada una de las variables que interviene en la ecuación (17).

3. MODELO NUMÉRICO

El problema estudiado es el de la presa de Koyna sometida al sismo del año 1967. La geometría de la presa queda descrita en detalle en la figura 4, mientras que en la tabla 1 se hallan especificadas las propiedades del hormigón de la presa.

El modelo numérico consiste en un análisis bidimensional, bajo la hipótesis de deformaciones planas que fue garantizada a partir de la restricción de los desplazamientos nodales en la dirección perpendicular al plano, eliminando un grado de libertad en todos los nodos.

Para simplificar el problema se desprecia la componente vertical de la aceleración debida a la acción sísmica.

Asimismo se considera que la fundación de la presa es rígida, restringiendo todos los grados de libertad de los nodos situados en la base.

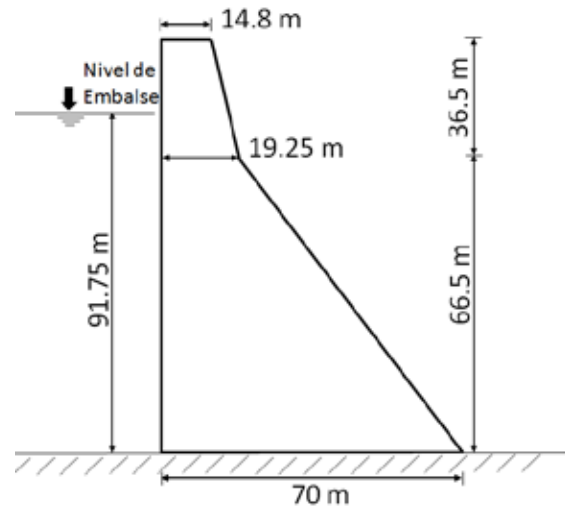


Figura 4. Dimensiones de la presa de Koyna

El efecto hidrodinámico del embalse se ha tenido en cuenta mediante el modelo simplificado de Westergaard, que responde de acuerdo a la siguiente expresión:

$$p_w(y) = C_w \cdot \alpha \cdot \sqrt{Hy} \tag{18}$$

Donde p_w es la presión hidrodinámica a profundidad y , H es el nivel máximo de agua en el embalse, α es la aceleración máxima del sismo considerado como fracción de g , y C_w es la presión adimensional de Westergaard que responde a la siguiente ecuación:

$$C_w = \frac{0.817}{\sqrt{1 - 0.72 \cdot \left(\frac{H}{304.8 \cdot T}\right)}} \tag{19}$$

Siendo T el período de oscilación de la presa.

Para el caso de la presa de Koyna la expresión de Westergaard adopta la siguiente forma:

$$p(y) = \frac{7}{8} \cdot p_w \cdot \sqrt{h_w(h_w - y)} \tag{20}$$

La componente vertical de la presión hidrodinámica se considera despreciable, y por lo tanto no es tenida en cuenta en la simulación.

En general es aceptable considerar un amortiguamiento del orden del 2-5%. Se considera un amortiguamiento que corresponde a un 3% de una fracción del amortiguamiento crítico de la presa, correspondiente al primer modo de vibración. Dicha fracción es definida como el parámetro β que responde a la ecuación (21).

$$\beta = \frac{2 \cdot \xi}{\omega} \tag{21}$$

Donde la frecuencia propia de la presa, $\omega = 19.27 \text{ rad/seg}$, es extraída de los resultados presentados por Chopra y Chakrabarti [3], resultando $\beta = 3.23 \times 10^{-3} \text{ s}$.

Las propiedades del modelo discreto se detallan en la tabla 2.

Tabla 1. Propiedades del material.

Densidad del Hormigón	2643 Kg/m ³
Energía de Fractura	250 N/m
Coef. de Amortiguamiento	0.03
Coef. de Poisson	0.15
Módulo de Young	31027 MPa
Resistencia a Tracción	2.9 MPa

Tabla 2. Propiedades del Modelo Discreto.

$\epsilon_p = \sigma_y/E$	9.34e-05
L	0.5 m
Δt	5E-05 s
K_r	1.25
$\epsilon_r = K_r \epsilon_p$	1.1675e-04

4. RESULTADOS

En la figura 5 se muestran la configuración de rotura de la presa de Koyna obtenida a partir del modelo discreto implementado en este trabajo. En la misma se puede notar que la fisura superior se inicia en el paramento aguas abajo y se va propagando hacia agua arriba. A su se produce una segunda fisura en la base de la presa, que se inicia aguas arriba de la presa, correspondiendo a la zona traccionada de la misma.

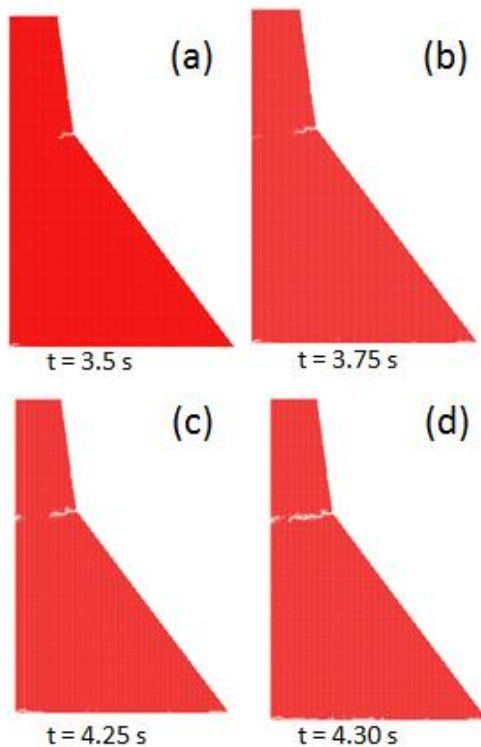


Figura 5. Configuración de rotura de la presa de Koyna obtenida a partir de un Modelo Discreto.

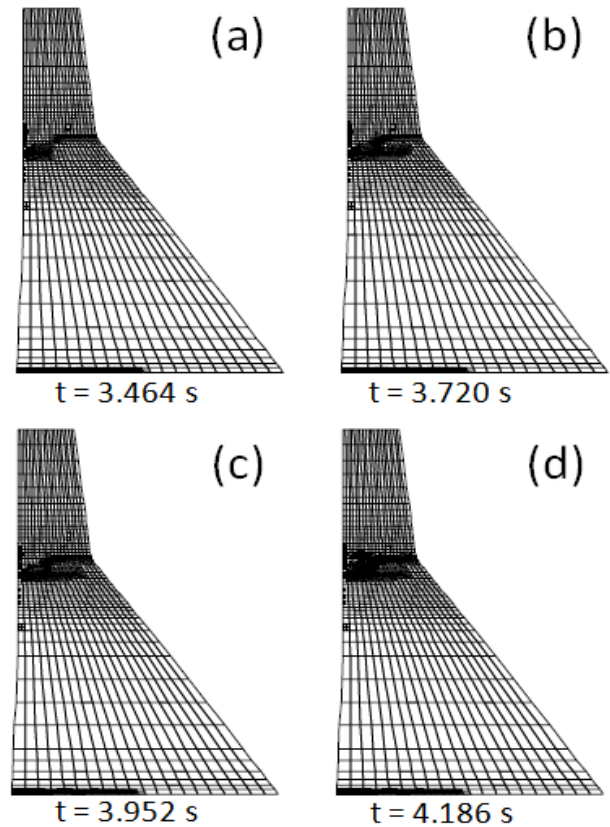


Figura 6. Configuración de rotura de la presa de Koyna a partir de un modelo de elementos finitos [13].

Los resultados del modelo discreto son comparados con los obtenidos por Calayir y Karaton [13] utilizando un modelo de elementos finitos. Éstos han implementado un criterio de daño análogo al empleado en este trabajo. En la figura 6 se muestran un gráfico que representa el daño en cada elemento finito, obtenidos por estos autores, para distintos instantes de tiempo. Así la gama de colores claro representan que la variable de daño es cercana a 0, mientras que colores oscuros que el daño es tiende a 1, y por lo tanto el elemento ha roto.

En la figura 7 se muestran en conjuntos los resultados del modelo discreto desarrollado en este trabajo, y los resultados experimentales obtenidos por Pekau et al. [14]. Estos últimos realizaron un modelo físico a escala de la presa de Koyna sobre una plataforma vibratoria y simularon la acción sísmica.

5. CONCLUSIONES

En este trabajo se verifica la capacidad de un modelo discreto para capturar la respuesta estructural de la presa de Koyna sometida a una carga sísmica.

Llegar a capturar la rotura en varios fragmentos utilizando el método de los elementos finitos requiere de un tratamiento especial, mientras que con el modelo desarrollado en este trabajo se puede obtener fácilmente.

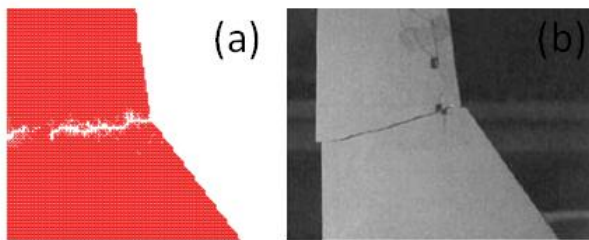


Figura 7. Configuración de rotura de la presa: (a) Modelo Discreto (b) resultados experimentales [14].

Es importante destacar que la integración explícita del problema requiere un número muy alto de incrementos, dado que para garantizar la estabilidad numérica es necesario que cada paso temporal sea lo suficientemente pequeño ($1 \times 10^{-7} s$), lo que lleva a que el error acumulado debido al truncamiento sea importante, teniendo en cuenta que la sobrecarga sísmica tiene una duración de 10 segundos.

Por lo tanto, en este problema en particular puede decirse que el método de elementos finitos es computacionalmente más efectivo que los modelos discretos porque las acciones sísmicas son de tiempo relativamente largo lo que lleva a un número de incrementos temporales muy elevados, si se emplea integración explícita.

REFERENCIAS

- [1] Kostaski, L., Iturrioz, I., and Batista, R.G., *The truss-like discrete element method in fracture and damage mechanics. Engineering Computations: International Journal for Computer-Aided Engineering and Software*, vol. 28 No. 6, 2011.
- [2] Kostaski, L., D'Ambra, R.B. and Iturrioz, I., *Crack propagation in elastic solids using the truss-like discrete element method. International Journal Fracture*, vol. 173, pp. 23-46, 2012.
- [3] Chopra, A.K., and Chakrabarti, P., *The earthquake experience at Koyna dam and stresses in concrete gravity dams, Earthquake Engineering & Structural Dynamics*, vol. 1, No. 2, pp. 151-164, 1972.
- [4] Skrikerud, P.E., and Bachmann, H., *Discrete crack modeling for dynamically loaded, unreinforced concrete structures, Earthquake Engineering & Structural Dynamics*, vol. 14, No. 2, pp. 297-315, 1986
- [5] Droz, P., *Modele numerique du comportement non-lineaire D'ouvrages Massifs en Beton non arme, Thesis No. 682, department de Génie Civil, Ecole Polytechnique Fédérale de Lausanne, Switzerland, 1987.*
- [6] El-Aidi, B., and Hall, J.F., *Non-linear earthquake response of concrete gravity dams part 1: Modelling, Earthquake Engineering & Structural Dynamics*, vol. 18, No. 6, pp. 837-851, 1989.
- [7] Ayari, M.L., and Saouma, V.E., *A fracture mechanics based seismic analysis of concrete gravity dams using discrete cracks, Engineering Fracture Mechanics*, vol. 35, No. 1-3, pp. 587-598, 1990.
- [8] Bhattacharjee, S.S., and Leger, P., *Seismic cracking and energy dissipation in concrete gravity dams, Earthquake Engineering & Structural Dynamics*, vol. 22, No. 11, pp. 991-1007, 1993.
- [9] Ghrib, F., and Tinawi, R., *An application of damage mechanics for seismic analysis of concrete gravity dams, Earthquake Engineering & Structural Dynamics*, vol. 24, No. 2, pp. 157-173, 1995.
- [10] Westergaard, H.M., *Water pressures on dams during earthquakes, Transactions' of the American Society of Civil Engineers*, vol. 98, pp. 418-433, 1993.
- [11] Rocha, M.M., *Ruptura e efeitos de escala em materiais não homogêneos. Dissertação de Mestrado, CPGEC, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, Brasil, 1989.*
- [12] Riera, J.D., and Rocha, M.M., *A note on the velocity of crack propagation in tensile fracture. Revista Brasileira de Ciências Mecánicas*, pp. 217-240, 1991.
- [13] Calayir, Y., y Karaton, M., *A continuum damage concrete model for earthquake analysis of concrete gravity dams-reservoir systems. Soil Dynamics and Earthquake Engineering*, vol. 25, pp. 67-87, 2005.
- [14] Pekau, O.A., Feng, L.M., y Zheng, C.H., *Seismic fracture of Koyna dam – Case-Study. Earthquake Engineering & Structural Dynamics*, vol. 24, pp. 15-33, 1995.

CARACTERIZACIÓN DE LA INFLUENCIA DE LOS PARÁMETROS DE SOLDADURA A TOPE MULTIPASADA EN EL PATRÓN DE TENSIONES RESIDUALES

A. Lopez^{1,*}, B. Elguezabal¹, D. Ugarte¹, I. Ulacia¹, J.A. Esnaola¹, I. Martinez² y A. Garro³

¹Dpto. de Mecánica y Producción Industrial, Mondragon Unibertsitatea, Loramendi 4, 20500, Arrasate-Mondragon, Guipúzcoa, España.

* E-mail: alopezj@mondragon.edu

²Fagor Arrasate S. Coop., San Andres Auzoa 20, 20500, Arrasate-Mondragon, Guipúzcoa, España.

³Koniker S.Coop., Polígono Industrial Baintxe 5A, 20550, Aretxabaleta, Guipúzcoa, España.

RESUMEN

La soldadura por arco eléctrico con protección de gas inerte (MIG) es uno de los métodos de unión más empleados en la industria. Una de las principales problemáticas del proceso es la generación de tensiones residuales (TR) que repercuten de forma directa en la vida a fatiga del componente soldado. En el presente trabajo se ha desarrollado un modelo numérico en 2D basado en la energía empleada en el proceso de soldadura a tope multipasada para el acero estructural S275JR. Dicho modelo ha sido validado con los resultados obtenidos en un modelo numérico 3D y ensayos experimentales de temperatura y TR. Este estudio analiza la influencia de los diferentes parámetros, tales como el número de pasadas, la secuencia de soldeo, las restricciones mecánicas..., en la distribución de las TR en uniones soldadas a tope multipasada, con el fin de optimizar el proceso de soldadura frente a las TR tractivas.

ABSTRACT

The gas metal arc welding (GMAW) is one of the most common joining method used in the industry. One of the main problem of this process is the residual stresses (RS) generation which has direct impact on the fatigue life of the welded component. In this paper, a 2D numerical model has been developed based on the energy used in the process of multipass butt welding for structural steel S275JR. This model has been validated respect to an already validated 3D numerical model and experimental tests of temperature and RS. This study analysed the influence of various parameters such as the number of passes, the welding sequence, the mechanical constraints... in the distribution of the RS in multipass butt welded joints, in order to optimise the welding process from the point of view of tractive RS.

PALABRAS CLAVE: Tensiones residuales, Soldadura a tope multipasada, Simulación por elementos finitos.

1. INTRODUCCIÓN

Debido a su alta productividad, la soldadura por arco eléctrico con protección de gas inerte (MIG) es uno de los métodos de unión más empleados en la industria [1]. En este proceso, el calor necesario para fundir el material es generado por un arco que se establece entre un electrodo consumible y el metal que se va a soldar.

Debido a la intensa concentración de calor que se genera, las regiones cercanas al cordón de la soldadura sufren severos ciclos térmicos. Estos ciclos térmicos causan calentamientos y enfriamientos no-uniformes en el material, generando deformaciones plásticas y tensiones residuales (TR) en la soldadura [2]. Como bien es sabido, la presencia de TR tractivas en la soldadura, además de los efectos de borde entre el material base y el cordón y los micro defectos en la línea de fusión, son perjudiciales para la vida a fatiga del componente [1,3].

La simulación numérica de las TR generadas debido al proceso de soldadura, fueron descritas por primera vez en los 80. En los últimos 30 años se han incrementado drásticamente los métodos para el cálculo numérico del proceso de soldadura [4].

Con respecto a la soldadura MIG, uno de los modelos numéricos más empleados es el de Goldak, que se basa en definir un flujo calorífico de entrada prescrita [5]. La principal limitación de este modelo es que requiere medir al área del metal fundido, también conocido como "Weld-pool", con el coste experimental que ello conlleva.

Otros autores usan un modelo matemático 3D para el arco de plasma y la transferencia del metal [6], la principal limitación de este modelo es que requiere definir de manera adecuada numerosos parámetros, como son la viscosidad del plasma del arco, el coeficiente de tensión superficial, la curvatura de la superficie libre...

En este artículo, primeramente se verificará la simulación del proceso de soldadura en 2D. Después de realizar dicha verificación, se realizarán simulaciones numéricas del proceso de soldadura en 2D y 3D para poder obtener la influencia de los diferentes parámetros de la soldadura en la generación de las TR.

2. PROCEDIMIENTO NUMÉRICO

En el presente trabajo, se ha utilizado el modelo numérico basado en la energía total empleada en el proceso de soldadura [7].

Después de haber validado el modelo numérico en 3D [7], se ha desarrollado un modelo numérico en 2D, con el fin de minimizar tanto el coste computacional como el coste de generación del modelo del proceso de soldadura multipasada.

En este estudio la simulación numérica del proceso de soldadura se ha realizado mediante el programa comercial de elementos finitos Abaqus 6.10-2. Cabe destacar que para la simulación en 2D como en 3D se definirán las mismas características exceptuando el número de pasadas y el espesor. Para el caso de 2D, por defecto serán 32 pasadas y un espesor de 30 mm. Sin embargo, para el caso de 3D serán 3 pasadas con un espesor de 10mm.

Con respecto al mallado, como elemento base se ha utilizado el hexaédrico, combinado con tetraedros para facilitar el mallado de la geometría (“hex-dominated”), siendo ambos elementos de segundo orden. Además en las zonas de la soldadura y cercanas a estas, se ha realizado un mallado más fino (15% del tamaño del elemento base), como se puede observar en la Figura 1.

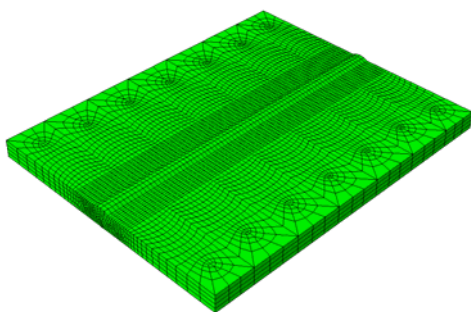


Figura 1. Mallado empleado para realizar la simulación termo-mecánica en 3D.

Todas las propiedades del material empleadas en el modelo numérico, como son la conductividad térmica, la densidad, la capacidad calorífica... se han definido en función de la temperatura y se ha tenido en cuenta la transformación de líquido a sólido.

A partir de la ley que se ha desarrollado para definir los parámetros de entrada en función de la sección a soldar [7], se obtienen los datos de entrada necesarios para

realizar la simulación numérica del proceso de soldadura.

En cuanto a la adición del material de aporte se ha utilizado el método de morir-renacer (“born-die”), que consiste en eliminar o añadir el material indicado en función del tiempo. De esta manera, los elementos inactivos son eliminados del sistema de ecuaciones y añadidos cuando se activan.

Haciendo referencia a las condiciones de contorno térmicas, solo se ha tenido en cuenta la convección mediante el coeficiente de transferencia de calor (h_{conv}). Este coeficiente se ha determinado suponiendo que se da convección natural en placas planas. El fenómeno de radiación se ha considerado despreciable en gran parte de la superficie de la placa y en el área donde la radiación no es despreciable (zona de fusión del cordón), se ha considerado que es lo suficientemente pequeña para que su repercusión sea despreciable.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Comparación entre los modelos de 2D y 3D

Con el fin de poder validar la simulación en 2D se ha analizado una sección diferencial intermedia. Tanto el modelo de 2D como el modelo de 3D se han empotrado en ambos extremos.

En primer lugar se ha verificado el campo térmico. Para ello en la Figura 2 se puede observar la comparación de los valores térmicos para el mismo punto de análisis con respecto a los cálculos de 2D y 3D.

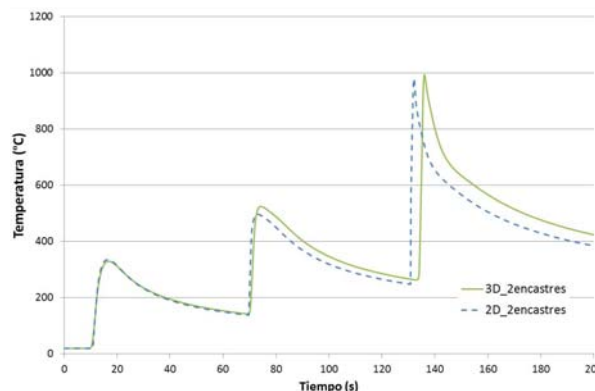


Figura 2. Comparación térmica 2D vs 3D modelo bi-empotrado.

La magnitud y el patrón muestran valores con un error máximo del 7% en ambas simulaciones. Se aprecia un pequeño decaje entre las curvas debido a un desajuste en los tiempos de cálculo. Los valores mostrados verifican la validez del modelo 2D en cuanto a los resultados térmicos se refiere.

A continuación se muestran los resultados tensionales obtenidos para ambos cálculos numéricos (Figura 3).



Figura 3. Comparación tensional 2D vs 3D.

El patrón tensional muestra diferencias entre ambos modelos. Los resultados del modelo en 3D muestran un patrón tensional más continuo a lo largo del modelo, no así el modelo en 2D, que muestra discontinuidades y variaciones tensionales a medida que nos alejamos del cordón. Por otro lado, la magnitud tensional se sitúa en el mismo rango en ambos modelos. La Figura 4 muestra la variación de la tensión transversal a lo largo del proceso de soldadura para el mismo punto en ambos modelos.

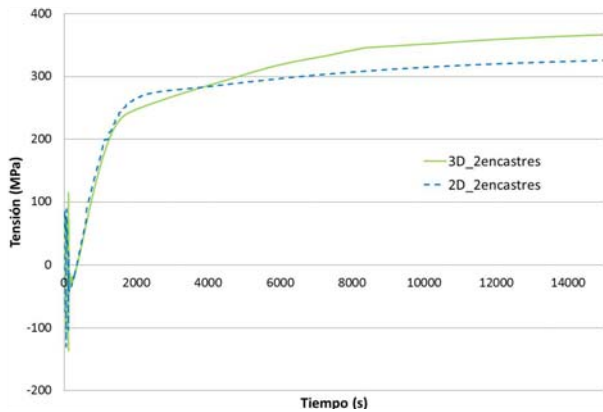


Figura 4. Comparación del estado tensional a lo largo del proceso para el modelo biempotrado 2D vs 3D.

Comparando los resultados finales obtenidos, el modelo numérico en 3D obtiene un valor de tensión residual en torno a 30 MPa superior al modelo 2D, el error obtenido es del 11,14%.

A pesar de la reducción del tiempo, el modelo 2D tiene la limitación de no recoger de forma precisa las tensiones en dirección longitudinal a la soldadura, y en función de las condiciones de contorno del modelo se pueden obtener o no tensiones representativas (un empotramiento o bi-empotrado). Estos factores pueden ser los causantes de la variación en los valores de tensión obtenidos.

3.2. Efecto del número de pasadas

Con el fin de identificar la influencia de este parámetro, se han realizado simulaciones en 2D, según la metodología definida anteriormente [7]. Se han analizado 4 modelos, variando el número de pasadas entre 10 y 64 pasadas.

En la Figura 5, se pueden observar los resultados obtenidos para las TR transversales. Como se observa, a medida que se incrementa el número de pasadas, se

reduce el valor global de las TR. Además, en la zona del pie de soldadura, se obtiene una zona tensionada menor.

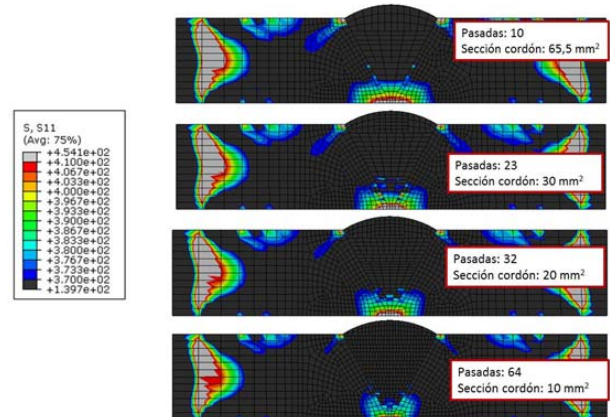


Figura 5. Influencia del número de pasadas en las tensiones residuales.

Como es sabido, la zona crítica para que se dé la rotura por fatiga en las uniones soldadas, es el pie de soldadura, por lo que en la Figura 6 se ha realizado una comparación del valor de las TR en el pie de soldadura. Se puede concluir que cuanto menor es la sección del cordón, se obtienen TR inferiores, la mejora que se obtiene es de un 10%. La razón de esto es que cuanto menor sección del cordón, se requiere una menor energía para realizar la soldadura, por lo que el calentamiento del material será menor y de este modo la expansión del material cercana al cordón de soldadura también será menor, obteniendo menores TR.

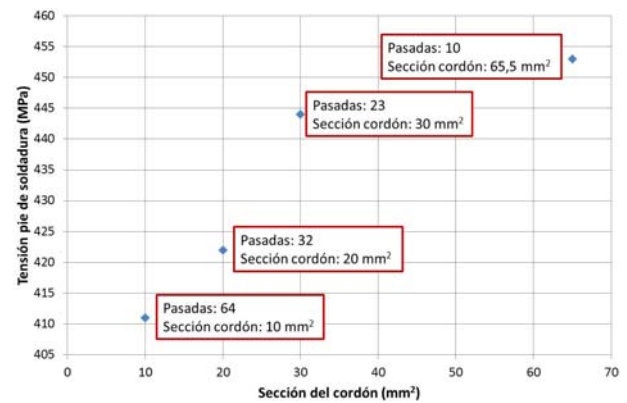


Figura 6. Valor de las TR en el pie de soldadura en función de la sección del cordón.

Los resultados obtenidos con respecto a este apartado coinciden con los obtenidos de la bibliografía [8].

3.3. Influencia de la secuencia de soldeo

Una forma eficaz para reducir las TR, es aplicar una secuencia de soldeo adecuada en el proceso de soldadura. De esta manera, se pueden reducir las contracciones residuales de la pieza o se pueden introducir efectos de pre-calentamiento y post-calentamiento [9]. Legatt [10] concluyo, que la

secuencia de soldeo puede contrarrestar la distorsión angular y las TR resultantes de las anteriores pasadas.

En este trabajo, se han analizado dos secuencias de soldeo diferentes para el caso de soldadura en V, la progresiva y la simétrica, como se puede observar en la Figura 7.

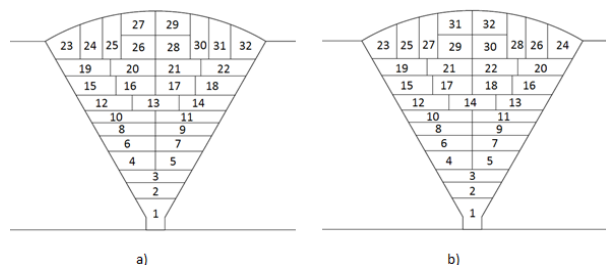


Figura 7. Secuencias de soldeo analizadas a) Progresivo y b) Simétrico.

En la Figura 8, se pueden observar los resultados obtenidos para las TR transversales. Analizando la Figura 8, se puede concluir que la secuencia de soldeo tiene una influencia despreciable con respecto a las TR generadas, para el modelo numérico en 2D.

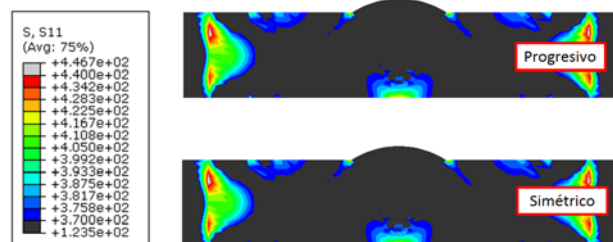


Figura 8. Influencia de la secuencia de soldeo en las TR.

3.4. Influencia de las restricciones mecánicas

Las TR que se generan con restricciones mecánicas son mayores que las que se generan para la condición sin restricciones, ya que con las restricciones no se permite el desplazamiento de la placa soldada para aliviar las TR [11]. En el presente trabajo se analiza la influencia de las restricciones mecánicas para dos casos diferentes, para el caso de chapa biempotrada y empotrada por un único lado, como se observa en la Figura 9.

En función de los resultados obtenidos, para el caso de la soldadura con los dos extremos de la chapa empotrados, se obtienen mayores TR, por la razón mencionada anteriormente. En la Figura 10 se puede observar la distribución de las TR transversales a lo largo de la dirección transversal. Cabe destacar, que dichos valores se han obtenido manteniendo las chapas empotradas.

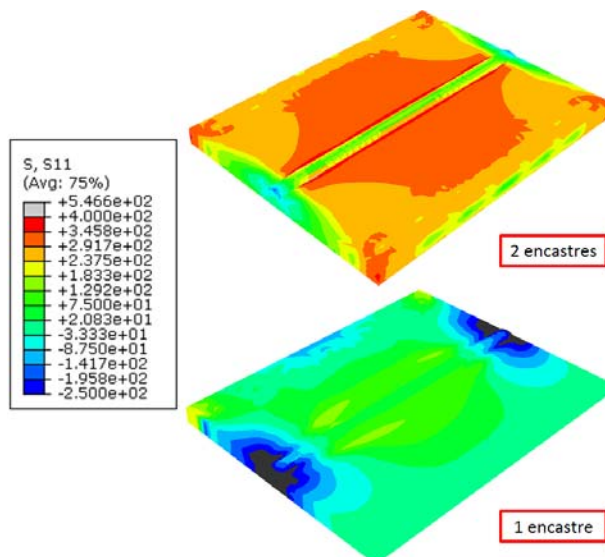


Figura 9. Influencia de las restricciones mecánicas en las TR.

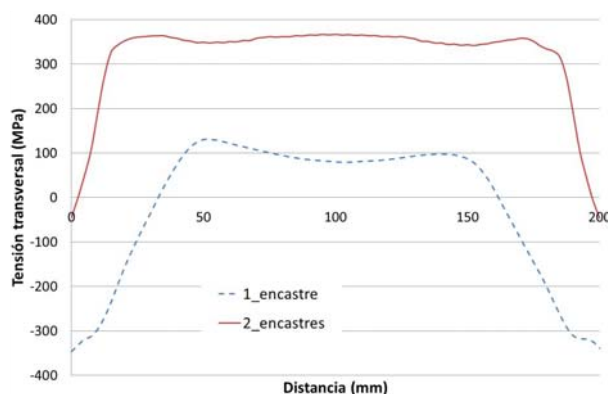


Figura 10. Distribución de las TR transversales a lo largo de la dirección longitudinal de la chapa en el pie de soldadura.

3.5. Influencia de la longitud de la muestra

Para las uniones soldadas a tope de placas finas, la longitud de la muestra tiene una influencia considerable en cuanto a las TR, Según Teng et al. [12], en la zona central las TR tractivas disminuyen aumentando la longitud de la muestra.

En el presente trabajo se han analizado tres longitudes totales diferentes, las correspondientes a 63 mm, 163 mm y 263 mm. Como se observa en la Figura 11, cuanto mayor longitud, menores TR se obtienen. Analizando los resultados de la simulación en 2D, la mejora que se obtiene con respecto a la TR en el pie de soldadura es de un 17%. Cabe destacar, que para el caso de 163 y 263 mm la diferencia de las TR transversales en el pie de soldadura es insignificante, sin embargo en los empotramientos la diferencia entre las TR es mayor.

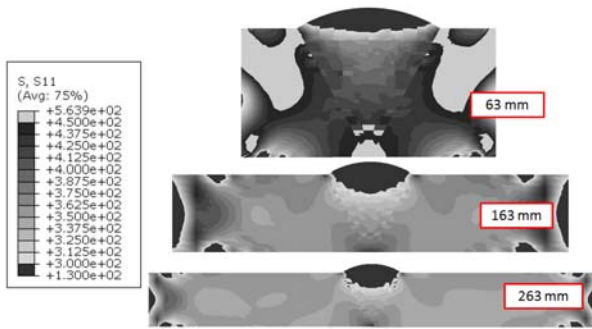


Figura 11. Influencia de la longitud de la muestra en las TR.

3.6. Influencia del precalentamiento

El precalentamiento se considera una técnica importante para reducir las TR y las distorsiones en el proceso de soldadura, debido a que se reduce el gradiente térmico con el precalentamiento. Según Teng et al [13], el precalentamiento mantiene la temperatura en la zona afectada térmicamente después de la soldadura, siendo tanto el límite elástico como el módulo de Young menores que a temperatura ambiente reduciendo las TR.

En la Figura 12, se pueden observar los resultados obtenidos para las TR transversales. A medida que se aumenta la temperatura de precalentamiento, se incrementa el valor global de las TR.

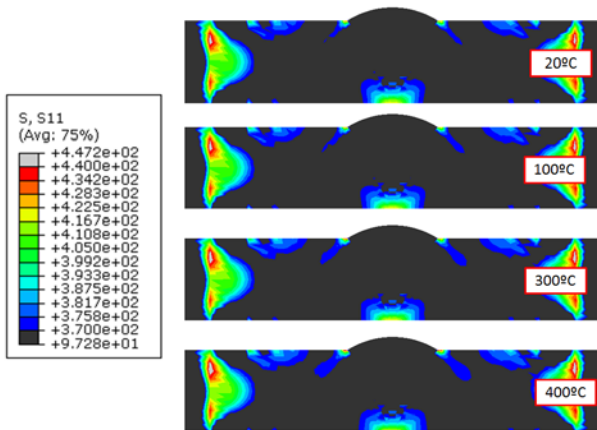


Figura 12. Influencia de la temperatura de precalentamiento en las TR.

Como se observa en la Figura 13, se ha realizado una comparación de las TR que se obtienen en el pie de soldadura en función de la temperatura de precalentamiento, obteniendo una mejora de alrededor de un 5% para el caso donde al material no se le aplica ningún precalentamiento. Estos datos corroboran lo obtenido de la bibliografía, en una simulación en 2D la temperatura de precalentamiento no influye de forma significativa. Sin embargo, aumentando la temperatura de precalentamiento se obtienen mayores TR, desmintiendo lo obtenido de la bibliografía [4, 13]. Esto puede ser debido a que se han empleado diferentes restricciones mecánicas, que se han realizado las

simulaciones en 3D, que se ha tenido en cuenta el cambio de fase...

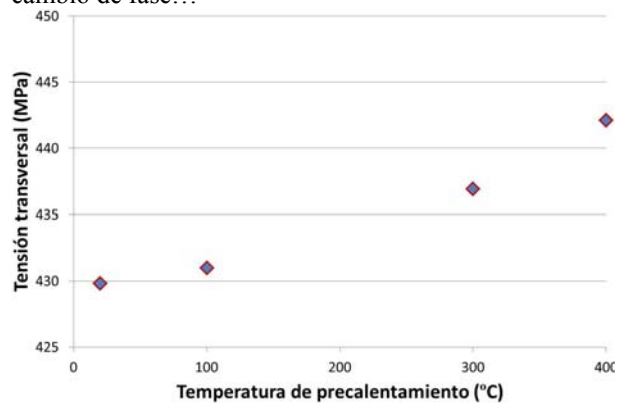


Figura 13. Valor de las TR en el pie de soldadura en función de la temperatura de precalentamiento.

3.7. Influencia del tiempo de enfriamiento

En este sub-apartado se ha analizado la influencia del tiempo de enfriamiento en la distribución de las TR. Se han examinado tres enfriamientos diferentes, el enfriamiento empleado hasta el momento (Enf_normal), el enfriamiento donde se reduce en un 89% el tiempo (Enf_x10) y el enfriamiento donde el tiempo se reduce en un 98% (Enf_x100).

Como se observa en la Figura 14, el tiempo de enfriamiento tiene una influencia insignificante en cuanto a la distribución de las TR. La razón de esto puede ser que al definir las propiedades del material no se han tenido en cuenta los cambios de fase.

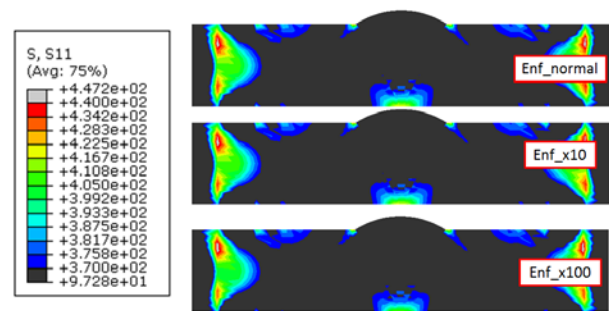


Figura 14. Influencia del tiempo de enfriamiento en las TR.

4. CONCLUSIONES

4.1. Comparación entre los modelos de 2D y 3D

Con respecto al modelo numérico en 2D desarrollado en este trabajo se puede concluir que es una forma adecuada para ahorrar tanto el coste computacional como el coste del tiempo de preparación del modelo. Sin embargo no se tienen en cuenta las tensiones longitudinales de forma precisa. Aunque los resultados obtenidos no sean adecuados, la magnitud tensional se sitúa en el mismo rango para ambos modelos, por lo que se puede utilizar para realizar las primeras predicciones, aunque el uso del modelo en 2D está limitado.

4.2. Efecto del número de pasadas

Se ha obtenido que cuanto mayor sea el número de pasadas, esto es, menor sección de soldadura, se obtienen menores TR, con una mejora del 10%. Para obtener unos resultados más precisos se deberían de realizar las simulaciones en 3D.

4.3. Influencia de la secuencia de soldeo

En función de los resultados obtenidos en este trabajo, se puede concluir que la simulación en 2D no es representativa para observar la influencia de este parámetro. Por este motivo, se deberían de realizar las simulaciones en 3D.

4.4. Influencia de las restricciones mecánicas

Analizando la simulación realizada para el caso de 3D, se puede concluir que dicho parámetro influye de forma significativa, obteniendo una mejora de un 64,4% para el caso donde la chapa se empotra de un único lado.

4.5. Influencia de la longitud de la muestra

Se ha observado que este parámetro tiene una gran influencia en la distribución de las TR. Se puede concluir que cuanto mayor es la longitud de la muestra menor es el valor de las TR, mejorando en un 17%.

4.6. Influencia del precalentamiento

Con respecto a la influencia del precalentamiento se puede concluir que para el caso de la simulación en 2D, dicho parámetro tiene una influencia del 5%. En función de los resultados obtenidos, es recomendable realizar las simulaciones en 3D.

4.7. Influencia del tiempo de enfriamiento

Teniendo en cuenta los resultados obtenidos a partir de la simulación en 2D, se puede concluir que el tiempo de enfriamiento tiene una influencia despreciable. Para confirmar esta conclusión se deberían de realizar simulaciones en 3D.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al Ministerio de Ciencia e Innovación la financiación a través del Programa Nacional de cooperación Público-Privada INNPACTO 2011.

REFERENCIAS

[1] D.S. Naidu, S. Ozcelik y K. L. Moore, Modeling, sensing and control of gas metal arc welding, Ed. Elsevier Science, 2003.

[2] Withers, P. J. and Bhadeshia, H. K. D. H., Residual stress Part 2 - Nature and origins. *Materials Science and Technology* 17, pp. 366-375, 2001.

[3] Maddox, S. J., Fatigue strength of welded structures, Ed. Woodhead Publishing, 1991.

[4] Heinze, C., Schwenk, C. and Rethmeier, M., Numerical calculation of residual stress development of multi-pass gas metal arc welding. *Journal of Constructional Steel Research*, pp. 12-19, 2012.

[5] Goldak, J., Chakravarti, A. and Bibby, M., A new finite element model for welding heat sources, *Metallurgical and Materials Transactions B*, pp. 299-305, 1984.

[6] Xu, G., Hu, J. and Tsai, H. L., Three-dimensional modeling of arc plasma and metal transfer in gas metal arc welding. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, pp. 1709-1724, 2009.

[7] Lopez, A., Sáez, M., Ugarte, D., Ulacia, I., Esnaola, J. A., Martinez, I. and Garro, A., Caracterización numérico-experimental de tensiones residuales en soldadura multipasada del acero S275JR, XIX Congreso nacional de ingeniería mecánica, Castellón, España, 2012.

[8] Sattari-Far, I. and Farahani, M. R., Effect of the weld groove shape and pass number on residual stresses in butt-welded pipes, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, pp. 723-731, 2009.

[9] Teng, T. L., Chang, H. and Tseng, W. C., Effect of welding sequences on residual stresses, *Computers & structures*, pp. 273-286, 2003.

[10] Leggatt, R. H., Residual stresses in welded structures, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, pp. 144-151, 2008.

[11] Murugan, N. and Parmar, R.S., Effects of mig process parameters on the geometry of the bead in the automatic surfacing of stainless steel, *Journal of Materials Processing Technology*, pp. 381-398, 1994.

[12] Teng, T. L. and Lin, C. C., Effect of welding conditions on residual stresses due to butt welds. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, pp. 857-864, 1998.

[13] Teng, T. L., Fung, C. P. and Chang, P. H., Effect of weld geometry and residual stresses on fatigue in butt-welded joints. *International journal of pressure vessels and piping*, pp. 467-482, 2002.

UN NUEVO MODELO DE PLASTICIDAD CON ABLANDAMIENTO Y FRACTURA DÚCTIL DEPENDIENTE DEL ÁNGULO DE LODE

B. Erice*, M.J. Pérez-Martín, D.A. Cendón, F. Gálvez

Departamento de Ciencia de Materiales, E.T.S.I. de Caminos, Canales y Puertos,
Universidad Politécnica de Madrid (UPM). Profesor Aranguren s/n, 28040, Madrid, España.

*E-mail: borjaerice@mater.upm.es

RESUMEN

En el presente trabajo se presenta un nuevo modelo de plasticidad con ablandamiento y fractura dúctil dependiente del ángulo de Lode para aplicaciones balísticas o fenómenos de alta velocidad de deformación. El material escogido para esta investigación es superaleación de base níquel Inconel 718 endurecida por precipitación. Con el objeto de caracterizar dicho material, se ha realizado una serie de ensayos de tracción, empleando máquinas de ensayo servohidráulicas y barra Hopkinson, tanto sobre probetas axisimétricas como sobre probetas planas capaces de reproducir diversos estados tensionales. La identificación de las constantes del modelo se ha realizado mediante un procedimiento iterativo que incluye simulaciones numéricas de los ensayos realizados. Para comprobar la validez del modelo, se han realizado ensayos balísticos sobre placas de Inconel 718 a 25 °C y 400 °C. Las simulaciones numéricas de dichos ensayos empleando el modelo propuesto han demostrado una excelente correlación entre los resultados experimentales y numéricos.

ABSTRACT

A new plasticity model with weakening and Lode-angle-dependent ductile failure criterion for ballistic applications and high-strain phenomena is postulated in this paper. The precipitation hardened Inconel 718 nickel-base superalloy has been selected for the development of the model. With the aim of characterising the mechanical behaviour of such an alloy at different stress states, tensile tests at quasi-static and dynamic regimes of axisymmetric and plane specimens have been carried out. An iterative procedure employing numerical simulations of the mechanical tests has been utilised to identify the model constants. Ballistic impact tests on Inconel 718 plates at 25 °C and 400 °C have been performed in order to check the validity of the model. Excellent agreement between numerical simulations and experimental data has been obtained.

PALABRAS CLAVE: Elementos finitos, ecuaciones constitutivas, superaleación, velocidad de deformación.

1. INTRODUCCIÓN

La simulación de estructuras metálicas sometidas a cargas dinámicas o impacto mediante el uso de códigos de elementos finitos no lineales requiere modelos de material que sean capaces de predecir el comportamiento real de las mismas, así como de reproducir los complejos patrones de rotura que presentan. Aquí, se presenta un nuevo modelo de plasticidad con ablandamiento y fractura dúctil dependiente del ángulo de Lode. El modelo se ha desarrollado expresamente para aplicaciones en las cuales la estructura a analizar está sometida a cargas de dinámicas o de impacto, es decir, aplicaciones balísticas o fenómenos de alta velocidad de deformación. En la literatura reciente, pueden encontrarse modelos similares que también introducen el tercer invariante del tensor desviador de tensiones $J_3 = \det(\boldsymbol{\sigma}') = 1/3 \text{tr}(\boldsymbol{\sigma}')^3$ [1, 2]. Ninguno de ellos ha sido probado o diseñado

para aplicaciones en las cuales las cargas dinámicas sean las dominantes.

Una de las estructuras susceptible de sufrir cargas de impacto a altas temperaturas son las carcasas de los motores a reacción. El fallo de cualquiera de los diferentes componentes rotatorios del interior del motor presenta un riesgo catastrófico para la aeronave si la carcasa no es capaz de absorber el impacto de los mismos. Por ello, para realizar la investigación que aquí se presenta, se ha escogido la superaleación de base níquel Inconel 718 endurecida por precipitación, empleado por la industria aeronáutica en componentes reales de carcasas o alabes de turbopropulsores.

Para realizar la caracterización mecánica del material, se han realizado una serie de ensayos de tracción, en regímenes de carga estática y dinámica, sobre probetas cilíndricas con y sin entalla y sobre probetas planas capaces de reproducir diversos estados tensionales. Dado que el modelo es acoplado, es decir que el daño

producido en el material afecta a las propiedades elásticas, el proceso de identificación de las constantes es iterativo *per se*. Este proceso incluye simulaciones numéricas de todos los ensayos realizados.

El objetivo de esta investigación es validar el modelo propuesto para aplicaciones en las cuales la estructura esté sometida a cargas dinámicas o de impacto. Para ello, se han realizado ensayos balísticos de impacto sobre placas a 25 °C y 400 °C usando un horno balístico diseñado *ex profeso*, simulando así, las condiciones reales de funcionamiento de la carcasa sometida a un impacto. Las simulaciones numéricas de dichos ensayos, así como de los ensayos de calibración, han demostrado que el modelo es capaz de predecir con exactitud la rotura bajo condiciones de carga estática, dinámica y de impacto.

2. EL MODELO

2.1. Modelo constitutivo

Asumimos la descomposición aditiva del tensor de deformaciones $\boldsymbol{\varepsilon}$ como:

$$\boldsymbol{\varepsilon} = \boldsymbol{\varepsilon}^e + \boldsymbol{\varepsilon}^p \quad (1)$$

donde $\boldsymbol{\varepsilon}^e$ y $\boldsymbol{\varepsilon}^p$ son la parte elástica y la parte plástica del tensor de deformaciones respectivamente.

La ley elástica acoplada es:

$$\boldsymbol{\sigma} = w(D)\mathbf{C} : \boldsymbol{\varepsilon} = w(D)\mathbf{C} : (\boldsymbol{\varepsilon} - \boldsymbol{\varepsilon}^p). \quad (2)$$

siendo $\boldsymbol{\sigma}$ es el tensor de tensiones y $w(D)$ es la función de ablandamiento definida de la siguiente manera:

$$w(D) = 1 - D^\beta \quad (3)$$

donde D es el parámetro de daño y β es una constante del material. \mathbf{C} es el tensor de cuarto orden que contiene las constantes elásticas tiene la siguiente expresión:

$$\mathbf{C} = \frac{\nu E}{(1+\nu)(1-2\nu)} \mathbf{I} \otimes \mathbf{I} + \frac{E}{(1+\nu)} \mathbf{I} \quad (4)$$

en la cual E es módulo elástico y ν es el coeficiente de Poisson.

Se ha empleado una función de plastificación tipo von Mises, formulando así el modelo con plasticidad clásica $J_2 = 1/2 \boldsymbol{\sigma}' : \boldsymbol{\sigma}'$. La función es la siguiente:

$$\phi(\boldsymbol{\sigma}, Y) = \bar{\sigma}(\boldsymbol{\sigma}) - Y(\bar{\varepsilon}_p, \dot{\bar{\varepsilon}}_p, T, D) \quad (5)$$

donde $\bar{\sigma} = \sqrt{3J_2}$ es la tensión equivalente e Y es el endurecimiento definido como:

$$Y(\bar{\varepsilon}_p, \dot{\bar{\varepsilon}}_p, T, D) = w(D)Y_M(\bar{\varepsilon}_p, \dot{\bar{\varepsilon}}_p, T) \quad (6)$$

siendo Y_M representa el endurecimiento de la matriz.

El endurecimiento de la matriz se ha modelado empleando una relación tipo Johnson-Cook [3]:

$$Y_M(\bar{\varepsilon}_p, \dot{\bar{\varepsilon}}_p, T) = [A + B\bar{\varepsilon}_p^n][1 + C \ln \dot{\bar{\varepsilon}}_p^*][1 - T^{*m}] \quad (7)$$

A , B , n , C y m son constantes del material, $\dot{\bar{\varepsilon}}_p^* = \dot{\bar{\varepsilon}}_p / \dot{\varepsilon}_0$ es la velocidad de deformación plástica adimensional, $\dot{\varepsilon}_0$ es la velocidad de deformación de referencia, $T^* = (T - T_r) / (T_r - T_m)$ es la temperatura homóloga, T es la temperatura actual, T_r es la temperatura de referencia y T_m es la temperatura de fusión del material.

La regla de flujo se ha escogido asociativa. Definiendo así las direcciones de las velocidades de deformación plástica como:

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p = \dot{\lambda} \mathbf{N}(\boldsymbol{\sigma}, Y) \quad (8)$$

donde \mathbf{N} es el vector de flujo dado por:

$$\mathbf{N}(\boldsymbol{\sigma}, \bar{\varepsilon}_p) = \frac{\partial \phi(\boldsymbol{\sigma}, Y)}{\partial \boldsymbol{\sigma}} \quad (9)$$

2.2. Criterio de rotura

El conjunto de variables internas $\boldsymbol{\alpha}$ escogidas para el modelo son:

$$\boldsymbol{\alpha} = \{\bar{\varepsilon}_p, D\} \quad (10)$$

$\bar{\varepsilon}_p$ es la deformación plástica equivalente y D es el parámetro de daño. El módulo de endurecimiento generalizado [4] es:

$$\mathbf{H} = \{H_1, H_2\} \quad (11)$$

La ley de evolución para la deformación plástica equivalente es:

$$\dot{\bar{\varepsilon}}_p = \dot{\lambda} \quad ; \quad H_1 = 1 \quad (12)$$

La ley de evolución para el daño es la siguiente:

$$\dot{D} = \dot{\lambda} H_2 = \frac{1}{\bar{\varepsilon}_p^f} \dot{\bar{\varepsilon}}_p \quad ; \quad H_2 = \frac{1}{\bar{\varepsilon}_p^f} \quad (13)$$

donde $\bar{\varepsilon}_p^f$ es la deformación plástica equivalente de rotura, cuya expresión es:

$$\bar{\varepsilon}_p^f(\boldsymbol{\sigma}^*, \dot{\bar{\varepsilon}}_p, T, \theta) = \bar{\varepsilon}_p^{fJC}(\boldsymbol{\sigma}^*, \dot{\bar{\varepsilon}}_p, T) \mu_\theta(\theta) \quad (14)$$

siendo μ_θ es la función dependiente del ángulo de Lode de segunda especie [2] y $\bar{\varepsilon}_p^{fJC}$ es la deformación plástica equivalente de rotura del criterio de rotura del modelo de Johnson-Cook [5] definida como:

$$\bar{\varepsilon}_p^{fJC}(\boldsymbol{\sigma}^*, \dot{\bar{\varepsilon}}_p, T) = [D_1 + D_2 \exp(D_3 \sigma^*)][1 + D_4 \ln \dot{\bar{\varepsilon}}_p^*][1 + D_5 T^*] \quad (15)$$

D_1 , D_2 , D_3 , D_4 y D_5 son constantes del material y $\sigma^* = \sigma_H / \bar{\sigma}$ es la triaxialidad. La función dependiente del ángulo de Lode de segunda especie viene dada por la siguiente relación:

$$\mu_\theta = \gamma + (1-\gamma) \left(\frac{6|\theta|}{\pi} \right) \quad (16)$$

para la cual γ , es el ratio relativo entre los estados tensionales de tensión o compresión axisimétrica y cortante puro, y $\theta = -1/3 \sin^{-1} (27J_3/2\bar{\sigma}^3)$ es el ángulo de Lode.

La ley de evolución de la temperatura es la siguiente:

$$\dot{T} = \frac{\chi}{\rho C_p} \sigma : \dot{\epsilon}^p \quad (17)$$

en la cual χ es el confidente de Taylor-Quinney, ρ es la densidad y C_p es el calor específico.

La expresión para el multiplicador plástico $\dot{\lambda}$ se ha obtenido de la condición de consistencia ($\dot{\phi} = 0$). Para la función de plastificación definida en (5), el multiplicador plástico se obtiene de:

$$\dot{\phi} = \frac{\partial \phi}{\partial \sigma} : \mathbf{C} : (\dot{\epsilon} - \dot{\lambda} \mathbf{N}) + \dot{\lambda} \frac{\partial \phi}{\partial \bar{\epsilon}_p} H_1 + \dot{\lambda} \frac{\partial \phi}{\partial D} H_2 = 0 \quad (18)$$

$$\frac{\partial \phi}{\partial \sigma} : \mathbf{C} : (\dot{\epsilon} - \dot{\lambda} \mathbf{N}) - \dot{\lambda} \left(w \frac{\partial Y_M}{\partial \bar{\epsilon}_p} H_1 - Y_M \frac{\partial w}{\partial D} H_2 \right) = 0$$

donde $H = \partial Y_M / \partial \bar{\epsilon}_p$ es el módulo de endurecimiento de la matriz. Operando en (18), se obtiene:

$$\dot{\lambda} = \frac{\frac{\partial \phi}{\partial \sigma} : \mathbf{C} : \dot{\epsilon}}{\frac{\partial \phi}{\partial \sigma} : \mathbf{C} : \mathbf{N} + w H H_1 - \beta D^{\beta-1} Y_M H_2} \quad (19)$$

2.3. Calibración del modelo

Para la calibración del modelo se realizaron ensayos de tracción [6] con las siguientes características:

- Ensayos cuasi estáticos ($\dot{\epsilon} = 1.0 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$) de probetas axisimétricas con y sin entalla a 25 °C.
- Ensayos cuasi estáticos ($\dot{\epsilon} = 1.0 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$) de probetas de deformación plana y cortante puro a 25 °C.
- Ensayos dinámicos ($\dot{\epsilon} = 1.0 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$) de probetas axisimétricas sin entalla entre 25 °C y 800 °C.

Las constantes del modelo (ver Tabla 1) se obtuvieron mediante un procedimiento iterativo que incluía simulaciones numéricas de todos los ensayos realizados [6]. Las simulaciones numéricas se realizaron mediante el uso del código comercial no lineal de elementos finitos LS-DYNA [7]. En la Figura 1 puede observarse la superficie de rotura en el espacio tridimensional $\sigma^* - \theta - \bar{\epsilon}_p^f$ calibrada para el Inconel 718 endurecido por precipitación.

3. ENSAYOS BALÍSTICOS

Los ensayos balísticos son una técnica experimental relativamente simple (Figura 2a) que es capaz de darnos mucha información relativa al comportamiento del material, además de ser esenciales a la hora de validar modelos de material para uso computacional.

El objetivo de estos ensayos es impactar un proyectil, en este caso rígido, un esfera de 5.5 mm de diámetro, con una determinada velocidad inicial v_0 en el blanco o probeta de 1.6 mm de espesor. Si el blanco es penetrado, se mide la velocidad residual v_r del fragmento o los fragmentos desprendidos para poder determinar la cantidad de energía que el proyectil ha transferido al mismo o a los mismos. Dicho esto, es obvia la necesidad de medir las dos velocidades, inicial y residual, con algún tipo de dispositivo. Durante los ensayos la velocidad inicial se varia de más a menos hasta encontrar la máxima velocidad inicial para la cual no se desprendan fragmentos del blanco ($v_r = 0$). Esta es la velocidad denominada como límite balístico v_{bl} .

Los ensayos se llevaron a cabo a dos temperaturas distintas, 25 °C y 400 °C. Para la realización de estos últimos, a 400 °C, se requirió el uso de un horno balístico (Figura 2b) que permitía ensayar en su interior.

Tabla 1. Constantes del modelo de material propuesto para el Inconel 718 endurecido por precipitación.

Propiedades físicas y constantes elásticas						
E (GPa)	ν	ρ (kg/m ³)	C_p (J/kg°C)	χ		
185	0.33	8190	435	0.9		
Endurecimiento						
A (MPa)	B (MPa)	n	C	$\dot{\epsilon}_0$ (s ⁻¹)	m	T_r (°C)
1200	1284	0.54	0.006	1.0×10^{-3}	1.2	25
Criterio de rotura y ablandamiento						
D_1	D_2	D_3	D_4	D_5	γ_F	β
0.11	0.75	-1.45	0.04	0.89	1.50	6.00

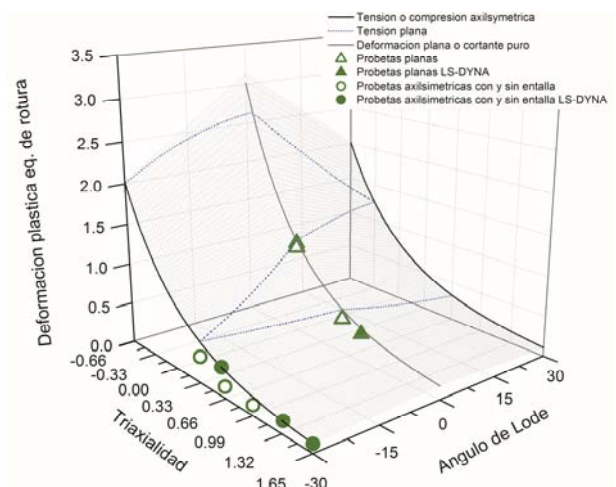


Figura 1. Superficie de rotura de calibrada para el Inconel 718 endurecido por precipitación.

Mientras que la velocidad inicial del proyectil se midió usando dos ventanas laser de estado sólido, la velocidad residual se midió empleando unas ventanas activadas por contacto eléctrico (Figura 2b), diseñadas y fabricadas expresamente para esta investigación. La validez del nuevo sistema de lectura de velocidad residual se comprobó con el procedimiento más eficaz para ello, la filmación del ensayo con una cámara de alta velocidad (Figura 3). Los resultados fueron totalmente satisfactorios tal y como se puede observar en la Figura 4a. Los experimentos indicados en la figura con un círculo blanco (placas de 50x50 mm²) fueron filmados con una cámara de alta velocidad Phantom v12 a 80000 imágenes por segundo, mientras que en los ensayos indicados con un círculo negro (placas de 101x101 mm²) la velocidad residual fue medida con las ventanas.

El límite balístico se obtuvo mediante el ajuste del modelo de Recht-Ipson [8], cuyas constantes recoge la Tabla 2. La expresión analítica para la velocidad residual viene dada por:

$$v_r = a(v_0^p - v_{bl}^p)^{1/p} \quad (20)$$

donde a y p son constantes de ajuste.

Los resultados obtenidos mostraron un comportamiento similar del material sometido a las dos temperaturas, tal y como se preveía. Sin embargo, el perfil de velocidades residuales de los fragmentos de la Figura 4a es ligeramente distinta a la de la Figura 4b.

4. SIMULACIONES NUMÉRICAS

Las simulaciones numéricas de los ensayos balísticos a varias temperaturas se realizaron usando el código comercial de elementos finitos no lineal LS-DYNA [7]. El modelo de material descrito en la sección 2, se implementó en el código mediante una subrutina de material de usuario programada en lenguaje fortran.

Con el objetivo de reducir el tiempo de cálculo se añadió un criterio adicional de erosión de elementos. Basado en la geometría, erosiona elementos extremadamente distorsionados, que disminuyen el tamaño de paso y por consiguiente aumentan el tiempo de cálculo de manera muy significativa.

Se emplearon elementos 2D axisimétricos de 4 nodos y un punto de integración con control de *hourglass* para la discretización de las geometrías de proyectil y blanco. El proyectil se modeló como sólido rígido con una condición inicial en velocidad (Figura 5).

Tabla 2. Constantes del modelo Recht-Ipson [8] para 25 °C y 400 °C

25 °C			400 °C					
Experimentos		LS-DYNA			Experimentos LS-DYNA			
v_{bl} (m/s)	a	p	v_{bl} (m/s)	a	p	v_{bl} (m/s)	a	p
360	0.81	4.0	419	0.79	4.0	355	0.83	2.6



Figura 2. Detalles de los montaje experimentales del cañón de gas para la realización de los ensayos balísticos a (a) temperatura ambiente (25 °C) y (b) alta temperatura (400 °C).

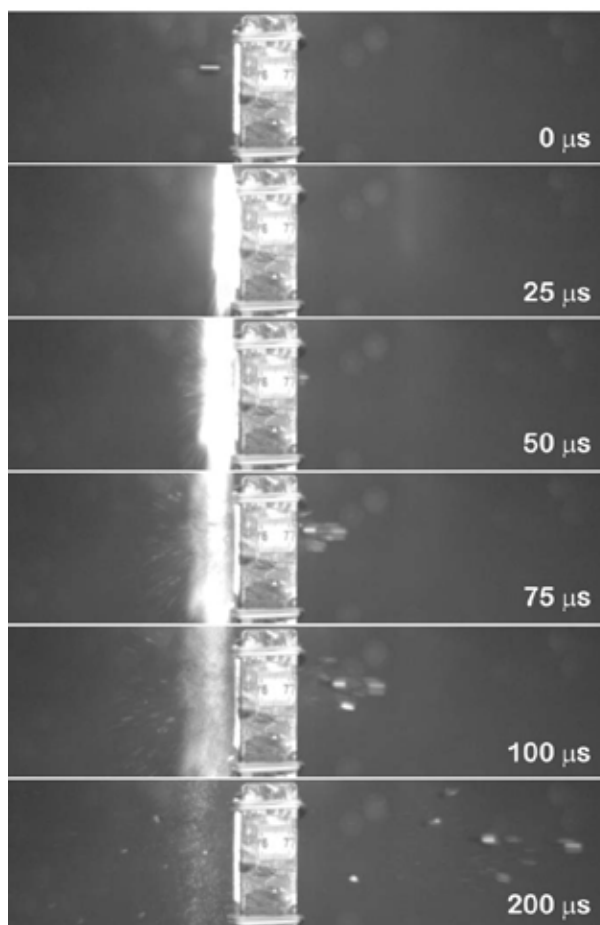


Figura 3. Secuencia de video de un ensayo balístico efectuado con una velocidad inicial del proyectil 695 m/s y 25 °C.

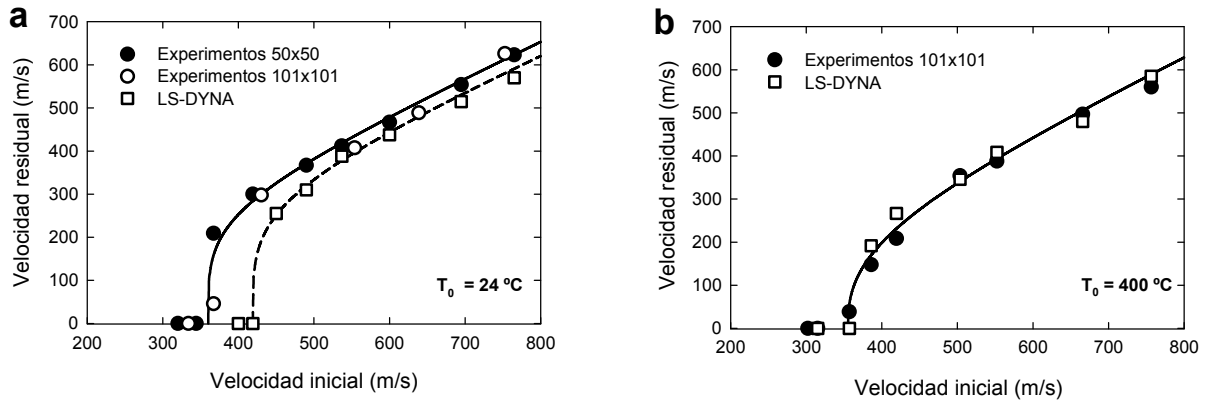


Figura 4. (a) Curvas de velocidad residual frente a velocidad inicial de los ensayos balísticos realizados a 24 °C (a) y 400 °C (b).

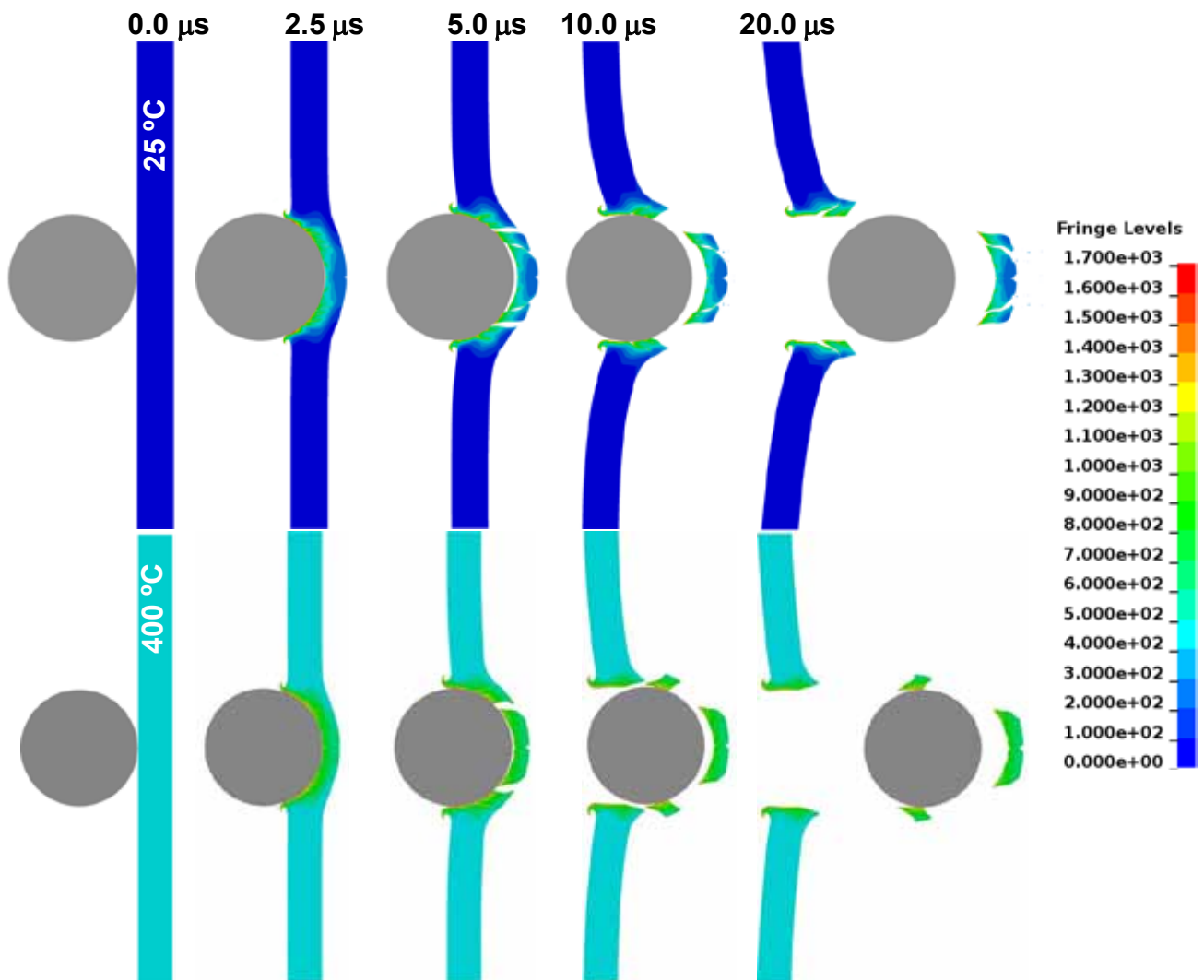


Figura 5. Contornos de temperatura de ensayo balístico para temperaturas iniciales de 25 °C (arriba) y 400 °C (abajo). Velocidad inicial del proyectil 665 m/s (arriba) y 756.6 m/s (abajo).

La elección del tamaño de la malla es crucial a la hora de poder predecir con precisión los resultados de los ensayos. Para evitar la dependencia de la malla, se realizó un estudio de convergencia de la misma, en el cual se observó que con tamaños de elemento $\sim 8.3 \times 8.3 \mu\text{m}^2$, es decir, para 192 elementos en el espesor, el resultado no variaba. Este hecho está de acuerdo con lo

observado por Kane et al. [9] y basado en las el estudio de la pérdida de elipticidad de Benallal et al. [10]. La velocidad residual se estimó de acuerdo con la expresión (20) y las constantes de la Tabla 2. En la Figura 6 puede observarse como tanto límite balístico como velocidad residual convergen para un tamaño de malla determinado.

El contacto entre proyectil y blanco se simuló usando el comando 2D_AUTOMATIC_SINGLE_SURFACE [7] disponible en LS-DYNA. Los contornos de temperaturas correspondientes a dos simulaciones numéricas de temperatura inicial 25 °C y 400 °C pueden verse en la Figura 5, en las secuencias de imágenes de arriba y abajo respectivamente.

En la Figura 7 se muestra una de las placas ensayadas a 25°C después de ser impactada. En la Figura 7a se ve el agujero pasante, mientras que en la Figura 7b, se muestran tanto los fragmentos recolectados como el proyectil. Apenas se observa deformación en el proyectil, con lo que la modelización del mismo como sólido rígido, es más que acertada. Los fragmentos recogidos muestran la misma morfología que se observó en las simulaciones numéricas, tal y como se ve en la Figura 5 (arriba).

La predicción de las velocidades residuales es más que satisfactoria en todos los casos. Sin embargo, las simulaciones numéricas que corresponden a los ensayos a 25 °C no han sido capaces de predecir con precisión el límite balístico, que se desvía en 18% aproximadamente de su valor experimental. Afortunadamente, el valor predicho por el modelo está del lado de la seguridad.

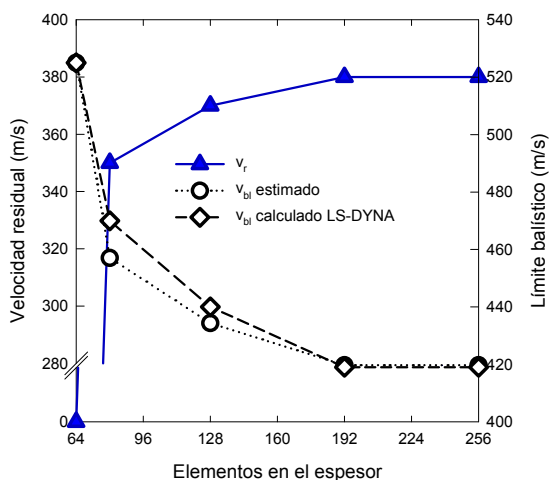


Figura 6. Convergencia de la malla del blanco para el caso de impactos a 25 °C y velocidad inicial de 525 m/s.

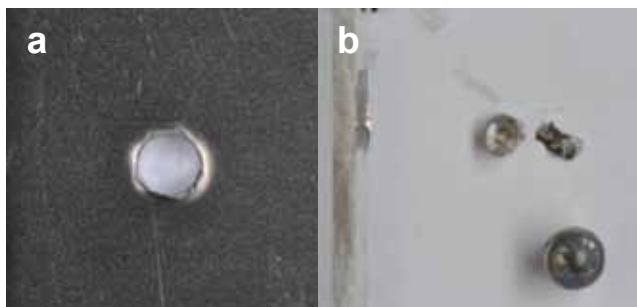


Figura 7. Planta (a) y perfil (b) de una placa perforada en un ensayo balístico realizado a 25 °C y con velocidad inicial de proyectil de 665 m/s.

5. CONCLUSIONES

Se ha desarrollado un nuevo modelo acoplado de plasticidad con un criterio de rotura dependiente del ángulo de Lode. Se ha calibrado el modelo propuesto para la superaleación de base níquel Inconel 718 endurecida por precipitación mediante un método iterativo que incluye el uso de simulaciones numéricas.

Para validar el modelo se han realizado ensayos balísticos sobre placas a 25 °C y 400 °C con la ayuda de un horno balístico. Los resultados han mostrado un comportamiento muy similar del material a ambas temperaturas.

Las simulaciones numéricas de dichos ensayos han demostrado la elevada capacidad de predicción del modelo propuesto ante cargas de impacto.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer la ayuda de la Secretaría de Estado de Investigación, Desarrollo e Innovación del Ministerio de Economía y Competitividad a través del proyecto BIA2011-24445, así como la contribución de Industria de Turbopropulsores (ITP).

REFERENCIAS

- [1] K. Nahshon, Hutchinson, J.W., European Journal of Mechanics - A/Solids, (2008) 1-17.
- [2] L. Xue, International Journal of Solids and Structures, 44 (2007) 5163-5181.
- [3] G.R. Johnson, W.H. Cook, in: 7th International Symposium on Ballistics, The Hague, 1983, pp. 541-547.
- [4] E.A. Souza, D. Peric, D.R.J. Owen, Computational Methods for Plasticity. Theory and Applications., John Wiley & Sons Ltd., Chichester, West Sussex, United Kingdom, 2008.
- [5] G.R. Johnson, Cook, W.H., Engineering Fracture Mechanics, 21 (1985) 31-48.
- [6] B. Erice, Flow and Fracture Behaviour of High Performance Alloys, Universidad Politécnica de Madrid, Madrid, Spain, Ph.D. Thesis, 2012.
- [7] LS-DYNA KEYWORD USER'S MANUAL Version 971, Livermore Software Technology Corporation, Livermore, California, 2007.
- [8] R.F. Recht, T.W. Ipson, Journal of Applied Mechanics, 30 (1963) 384-390.
- [9] A. Kane, Børvik, T., Hopperstad, O., Langseth, M., Journal of Applied Mechanics, 76 (2009) 051302.
- [10] A. Benallal, T. Berstad, T. Borvik, O.S. Hopperstad, International Journal for Numerical Methods in Engineering, 84 (2010) 864-882.

ANALYSIS OF THE POISSON'S RATIO AND THICKNESS EFFECTS IN 3D CRACKED PLATES USING THE PROPER GENERALIZED DECOMPOSITION

E. Giner¹, B. Bognet², A. Leygue², F.J. Fuenmayor¹, F. Chinesta²

¹Dpto. de Ingeniería Mecánica y de Materiales-CITV
E.T.S. de Ingenieros Industriales, Universitat Politècnica de València
Camino de Vera s/n, 46022 Valencia, Spain.
E-mail: eginerm@mcm.upv.es

²EADS Corporate Foundation International Chair
GeM – Ecole Centrale de Nantes
1 rue de la Noe, BP 92101, F-44321 Nantes cedex 3, France

RESUMEN

En este trabajo, se presenta un nuevo enfoque para la resolución numérica del problema de una placa de espesor B con una grieta plana utilizando la denominada Proper Generalized Decomposition (PGD). A diferencia de la formulación standard del método de los elementos finitos, el método resuelve el problema elástico de forma eficiente mediante la obtención de una única solución en la que el coeficiente de Poisson ν y el espesor de la placa B son parámetros no fijos. Esto permite analizar la influencia de ν y B en la solución 3D con un menor coste computacional. La solución se obtiene a través de una expansión en serie de problemas bidimensionales de elementos finitos, cuyo coste es menor que el del problema 3D equivalente para discretizaciones usuales y además posibilita la resolución para un rango de valores de ν y B con un único análisis. El método se ha verificado en dos problemas de grieta plana en modo I: grieta a través del espesor y grieta de esquina en forma de cuarto de elipse.

ABSTRACT

In this work, we present a new approach to solve linear elastic crack problems in plates using the so-called Proper Generalized Decomposition (PGD). In contrast to the standard FE method, the method enables to solve the crack problem in an efficient way by obtaining a single solution in which the Poisson's ratio ν and the plate thickness B are non-fixed parameters. This permits to analyze the influence of ν and B on the 3D solution at roughly the cost of a series expansion of 2D analyses. Computationally, the PGD solution is less expensive than a full 3D standard FE analysis for typical discretizations used in practice to capture singularities in 3D crack problems. In order to verify the effectiveness of the proposed approach, the method is applied to cracked plates in mode I with a straight-through crack and a quarter-elliptical corner crack, validating J -integral results with different reference solutions.

KEYWORDS: 3D cracks, thickness effect, finite element method.

1. INTRODUCTION

The elastic analysis of three dimensional cracks in plates has been extensively considered in the fracture mechanics literature. Early analytical approaches for 3D crack problems were provided by the pioneering works [1, 2, 3, 4] and other more recent, such as [5, 6]. These studies show that a triaxial stress state arises in the vicinity of the crack front within the body, even for an in-plane loaded cracked plate, which is ultimately due to different Poisson contractions. Therefore, the Poisson's ratio ν plays an essential role in the analysis of 3D crack problems.

The existence of the so-called vertex or corner singularity at the intersection of the crack front with the traction-free lateral surfaces is another inherent feature of the 3D crack problem. This phenomenon is accompanied by the loss of stress triaxiality as the traction-free lateral surfaces are approached (loss of constraint). The extent of these regions depends largely on the a/B ratio (being a the crack length and B the plate thickness). As a consequence, B is also a relevant parameter.

We present a new numerical approach to solve cracked plates efficiently by obtaining a single solution in which the Poisson's ratio ν and the plate thickness B are non-fixed parameters. To this end, the numerically approximated solution for the displacement field is of the form $\mathbf{u}(x, y, z, \nu, B)$. Hence, it is possible to obtain a numerical solution for a cracked plate problem with a single analysis that can be particularized for any ν and B by simple post-processing, thus providing an efficient tool for the numerical analysis of these problems. The method makes use of the Proper Generalized Decomposition (PGD), proposed by Chinesta and co-workers [7, 8, 9] that has recently been applied to many fields of engineering. In this method, the sought displacement field $\mathbf{u}(x, y, z, \nu, B)$ is written as a series expansion of function products. Independent functions of ν and B are included in the tentative solution to be converged and an iterative process is then carried out by which the necessary terms of the series expansion are added in order to attain the required accuracy. As a result a 3D problem including two additional coordinates is solved at roughly the cost of a series expansion of 2D analyses.

2. FUNDAMENTALS OF THE PGD

Proper Generalized Decompositions (PGDs) were proposed recently to alleviate the solution of complex models encountered in science and engineering. The PGD is based on the use of separated representations. Chinesta et al. [8] proposed an in-plane-out-of-plane separated representation for computing full 3D solutions while keeping a computational cost close to that of 2D solutions. The proposed separated representation of a generic field is then

$$u(x, y, z) \approx \sum_{i=1}^n X_i(\mathbf{x}) \cdot Z_i(z) \quad (1)$$

where $\mathbf{x} = (x, y) \in \Omega \subset \mathcal{R}^2$ and $z \in [0, B]$, being B the plate thickness. We note that such a decomposition requires the solution of a number of 2D problems, number that scales with n , for computing functions $X_i(\mathbf{x})$, and the same number of 1D problems involving functions $Z_i(z)$. Thus, even when considering very fine descriptions of functions $Z_i(z)$, the impact in the total computing time remains moderate, in comparison with a full 3D standard solution.

Since the 3D nature of the elastic fields in a plate problem with a straight-through crack is essentially dependent on the Poisson's ratio ν and the plate thickness B , the proposed PGD approximation to the solution is solved introducing ν and B as extra-coordinates. The components of the displacement field u_j are searched under the following separated approximation, in a fashion similar to that presented in [9]:

$$u_j(x, y, z, \nu, B) \approx \sum_{i=1}^n u_{j,xy}^i(x, y) \cdot u_{j,z}^i(z) \cdot u_{j,\nu}^i(\nu) \cdot u_{j,B}^i(B) \quad (2)$$

where the second subscript refers to each of the separated functions. To solve the cracked plate problem with the PGD, we start from the weak form of a linear elastic problem in continuum solid mechanics:

$$\int_{\Omega} \varepsilon(\delta \mathbf{u})^T \mathbf{D} \varepsilon(\mathbf{u}) \, d\Omega = \int_{\Omega} \delta \mathbf{u}^T \mathbf{b} \, d\Omega + \int_{\partial\Omega_N} \delta \mathbf{u}^T \mathbf{t} \, d\partial\Omega \quad (3)$$

where Ω is the domain of the problem to be solved, subjected to surface tractions \mathbf{t} on $\partial\Omega_N$ and Dirichlet boundary conditions, \mathbf{D} is the elastic stiffness constitutive matrix, \mathbf{b} represents the external body forces per unit volume and $\delta \mathbf{u}$ is any virtual variation of the displacement field \mathbf{u} that is compatible with the prescribed boundary conditions.

In the formulation of the PGD, we assume that the displacement field is approximated by (2). This approximated solution is generated by adding new terms (or modes). Let us assume that we already know the first n modes of the approximated solution and we are interested in adding

a new term $n + 1$:

$$\begin{aligned} \mathbf{u}(x, y, z, \nu, B) &\approx \sum_{i=1}^n \mathbf{u}_{xy}^i(x, y) \circ \mathbf{u}_z^i(z) \circ \mathbf{u}_{\nu}^i(\nu) \circ \mathbf{u}_B^i(B) \\ &\quad + \mathbf{Q}_{xy}(x, y) \circ \mathbf{R}_z(z) \circ \mathbf{S}_{\nu}(\nu) \circ \mathbf{T}_B(B) \\ &= \mathbf{u}_n + \mathbf{Q}_{xy}(x, y) \circ \mathbf{R}_z(z) \circ \mathbf{S}_{\nu}(\nu) \circ \mathbf{T}_B(B) \end{aligned} \quad (4)$$

where \mathbf{Q}_{xy} , \mathbf{R}_z , \mathbf{S}_{ν} , \mathbf{T}_B are unknown terms of the separated functions \mathbf{u}_{xy} , \mathbf{u}_z , \mathbf{u}_{ν} , \mathbf{u}_B for that mode, respectively. The symbol “ \circ ” is used to denote the so-called entry-wise, Hadamard or Schur multiplication for vectors (component-by-component multiplication). Since the first n modes are already determined at this stage, the admissible variation of the displacement field is:

$$\delta \mathbf{u}(x, y, z, \nu, B) = \delta (\mathbf{Q}(x, y) \circ \mathbf{R}(z) \circ \mathbf{S}(\nu) \circ \mathbf{T}(B)) \quad (5)$$

Substituting into the weak form (3) and omitting the symbol “ \circ ” in subsequent equations for the sake of compactness:

$$\begin{aligned} &\int_{\Omega} \varepsilon(\delta(\mathbf{Q}\mathbf{R}\mathbf{S}\mathbf{T}))^T \mathbf{D} \varepsilon(\mathbf{Q}\mathbf{R}\mathbf{S}\mathbf{T}) \, d\Omega = \\ &- \int_{\Omega} \varepsilon(\delta(\mathbf{Q}\mathbf{R}\mathbf{S}\mathbf{T}))^T \mathbf{D} \varepsilon(\mathbf{u}_n) + \int_{\Omega} (\delta(\mathbf{Q}\mathbf{R}\mathbf{S}\mathbf{T}))^T \mathbf{b} \, d\Omega \\ &+ \int_{\partial\Omega_N} (\delta(\mathbf{Q}\mathbf{R}\mathbf{S}\mathbf{T}))^T \mathbf{t} \, d\partial\Omega \end{aligned} \quad (6)$$

where the first term on the right hand side of the equation corresponds to the contribution of the first n modes already available, being \mathbf{u}_n the summation of these n modes given in (4). After some substitutions and routine algebra, the terms can be grouped for each of the separated variables in different integrals, arriving to an expression of the form:

$$\begin{aligned} &\int_{xy} \delta Q_{xy,x}^{u_1} Q_{xy,x}^{u_1} \, dx \, dy \cdot \int_z \delta R_z^{u_1} R_z^{u_1} \, dz \cdot \int_{\nu} \delta S_{\nu}^{u_1} D_{11}(\nu) S_{\nu}^{u_1} \, d\nu \\ &\cdot \int_B \delta T_B^{u_1} T_B^{u_1} \, dB + \dots = - \int_{\Omega} \varepsilon(\delta(\mathbf{Q}\mathbf{R}\mathbf{S}\mathbf{T}))^T \mathbf{D} \varepsilon(\mathbf{u}_n) \\ &+ \int_{\Omega} (\delta(\mathbf{Q}\mathbf{R}\mathbf{S}\mathbf{T}))^T \mathbf{b} \, d\Omega + \int_{\partial\Omega_N} (\delta(\mathbf{Q}\mathbf{R}\mathbf{S}\mathbf{T}))^T \mathbf{t} \, d\partial\Omega \end{aligned} \quad (7)$$

Note that the elements of the stiffness matrix, D_{ij} , depend on the Poisson's ratio and, therefore, D_{11} has been grouped in the corresponding integral in (7).

The solution for the sought functions \mathbf{Q}_{xy} , \mathbf{R}_z , \mathbf{S}_{ν} and \mathbf{T}_B is searched by iteration using the fixed point method, due to both its easy of implementation and good convergence properties. Assume that an initial guess is given for the functions \mathbf{R}_z , \mathbf{S}_{ν} and \mathbf{T}_B and their contribution for each summand on the left hand side of (7) is termed α_1 , α_2 , etc. Then, an estimation for \mathbf{Q}_{xy} can be obtained by solving a standard weak form on \mathbf{Q}_{xy} :

$$\begin{aligned} &\alpha_1 \int_{xy} \delta Q_{xy,x}^{u_1} Q_{xy,x}^{u_1} \, dx \, dy + \dots = \\ &- \int_{\Omega} \varepsilon(\delta(\mathbf{Q})\mathbf{R}\mathbf{S}\mathbf{T})^T \mathbf{D} \varepsilon(\mathbf{u}_n) + \int_{\Omega} (\delta(\mathbf{Q})\mathbf{R}\mathbf{S}\mathbf{T})^T \mathbf{b} \, d\Omega \\ &+ \int_{\partial\Omega_N} (\delta(\mathbf{Q})\mathbf{R}\mathbf{S}\mathbf{T})^T \mathbf{t} \, d\partial\Omega \end{aligned} \quad (8)$$

In this work, this weak form is solved numerically in the 2D domain (x, y) by using a 2D finite element approximation, after introducing the corresponding discretization. Once the estimation for \mathbf{Q}_{xy} is available, the functions \mathbf{R}_z , \mathbf{S}_ν and \mathbf{T}_B are, in turn, estimated analogously. Note that these functions are solved in their corresponding 1D spaces using 1D finite element discretizations and, therefore, their numerical approximation is computationally inexpensive. The process is repeated iteratively until convergence of the $n + 1$ mode of the displacement approximation (4), i.e. until $\|\mathbf{u}_{n+1} - \mathbf{u}_n\| < \epsilon$, where ϵ is a prescribed tolerance.

The great advantage of obtaining a displacement approximation of the form $\mathbf{u}(x, y, z, \nu, B)$ is that a 3D problem plus two additional coordinates is solved in a single analysis. Postprocessing for given values of the spatial coordinates and of the parameters ν and B within the range of their domains of definition is immediate. Therefore, the displacement field at the nodal grid $2D \times 1D$ is available as in a standard FE solution and the strain and stress fields can also be derived.

3. NUMERICAL VERIFICATION

Our objective in the work is to demonstrate the effectiveness of the PGD to solve a 3D crack in an elastic plate. In general, two types of singularity coexist in a cracked 3D plate with free boundaries: the classical Williams solution ($r^{-0.5}$ singularity) and the corner or vertex singularity. Therefore, we have provided comparisons to both the Williams solution and the corner singularity computed by Benthem as a function of the Poisson's ratio (the latter, for the straight-through crack problem only).

The comparison of the Williams solution has been performed in terms of the pointwise J -integral, which is directly related to the stress intensity factors, and therefore it characterizes the Williams contribution to the solution. The use of the pointwise J -integral for a 3D crack problem is widely acknowledged in the literature e.g. [10, 11]. We have performed the integration by defining volume cells that would match the 3D finite elements that could be constructed by the underlying $2D \times 1D$ nodal grid. In this section, two problems are analyzed to verify the performance of the PGD to solve cracked plates.

3.1. Plate with a straight-through crack

Fig. 1 is a sketch of the geometrical model of a plate with a straight-through crack. It represents a plate of thickness B with a single edge crack of length $a/W = 0,5$. The plate is loaded with uniform tension σ . The particular dimensions of the model are $W = 2$, $H = 6$ [units of length]. As the thickness B is an independent parameter included in the PGD formulation, it is solved for the range $B/2 \in [0,5, 10]$. Symmetry conditions are applied on the ligament (plane xz) and on the midplane (parallel to the plane xy). The material model is linear elastic, with

$E = 207000$ [units of pressure], being ν solved in the range $\nu \in [0, 0,49]$ as an independent parameter. Note that the origin of the global system of reference is located at the intersection of the crack front and the free surface, where the corner singularity exists.

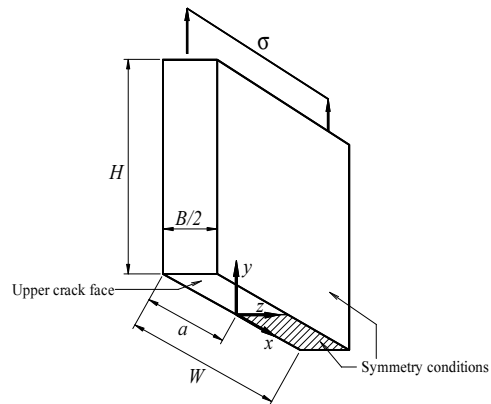


Figure 1: Model of a plate with a single edge crack.

The discretization for the space domain in the xy plane (2D domain) and in the z direction (1D domain) is shown in Fig. 2. The 2D discretization is composed of 7031 linear triangular elements. The mesh was h -adapted by refining a previous 2D analysis to optimize the 2D discretization (it is plotted in the deformed shape to show the crack location). The 1D mesh is composed of 42 2-node linear elements. Note that the equivalent 3D discretization using prisms of triangular base amounts to 295302 elements. The discretization of the ν and B spaces is performed using 1D FE discretizations with two-node elements in increments of 0.01 in the range $\nu \in [0, 0,49]$ and in increments of 0.1 in the range $B/2 \in [0,5, 10]$ for the B -space. This would correspond to 4800 3D standard FE analyses if they were to be solved with a standard FE approach.

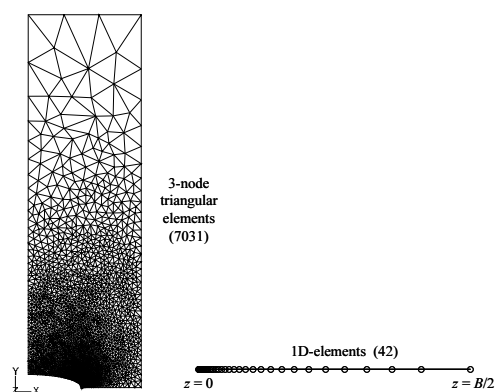


Figure 2: 2D and 1D discretizations of the space domain $(x, y) \times z$.

In this problem, we have computed $J(z)$ using an annular q -function at each location, defined by a ring with $r_{\min} = 0,5 \cdot 10^{-3}$ and $r_{\max} = 4 \cdot 10^{-3}$ units. The q -function decays linearly in the z direction. Fig. 3 shows the convergence of the PGD solution with the number of modes

n . As the number of modes in the approximation (2) increases, the PGD solution converges towards the equivalent FE solution obtained with the same discretization. In other words, the FE solution is the best possible solution for a given discretization. In our example, sufficient accuracy is attained with $n = 30$ modes. If the number of modes is large enough, it can be observed that $J(z)$ exhibits the expected behaviour reported in the literature e.g. [11] with a maximum at the midplane and decaying to zero at the corner point.

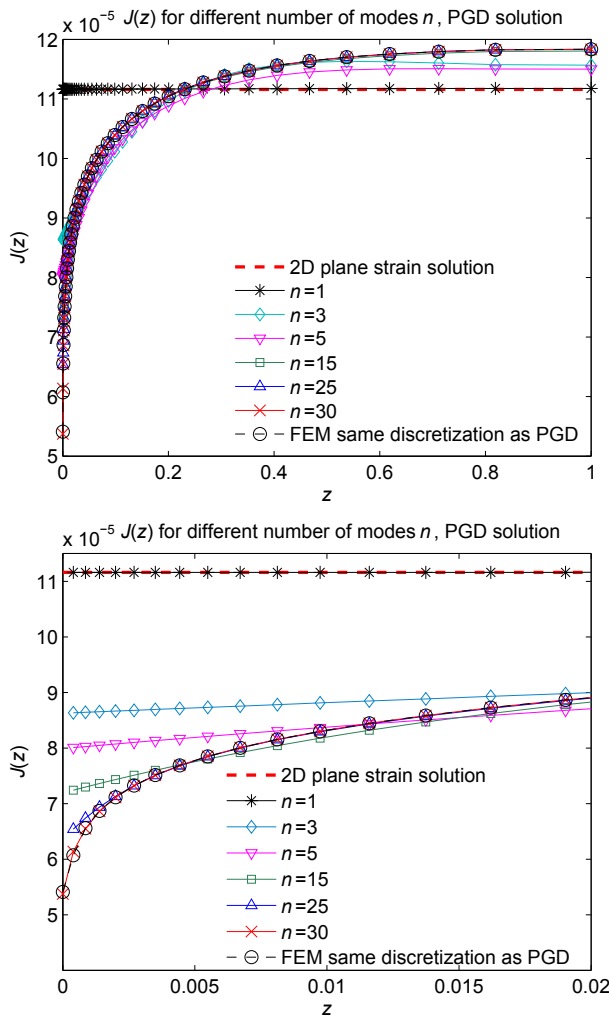


Figure 3: Convergence of the PGD solution with an increasing number of modes. Case $B/2 = 1$ and $\nu = 0,3$. Bottom: enlarged view near the corner point.

Having fixed $B/2 = 1$ and $\nu = 0,3$, the solution with a single mode $n = 1$ corresponds to the approximation $\mathbf{u}(x, y, z) \approx \mathbf{u}_{xy}(x, y) \circ \mathbf{u}_z(z)$, which means that the solution of the 2D space domain is fully decoupled from the z direction. It is very interesting to note that the PGD solution for $n = 1$ matches the 2D plane strain solution computed for the 2D domain. In this problem, the 2D plane strain solution is the only physical solution for which the 2D solution is independent of the z direction and, as a result, the PGD converges to it when only a single mode is allowed. Fig. 3 also shows that the successive addition

of modes modifies the plane strain solution to account for the corner singularity effect.

As stated above, we benefit from the single PGD solution for different values of the material parameter ν . The solution has been found for the range $\nu \in [0, 0,49]$ using a 1D FE mesh at increments of 0.01 and can be interpolated to any other value within this interval. Fig. 4 shows five representative solutions. The case $\nu = 0$ implies that all normal strains are uncoupled (there is no Poisson's effect). As a consequence, no corner singularity effect arises and the $J(z)$ solution is constant along the thickness. For an in-plane loading such the one applied in this example, there is no strain in the z direction and the case $\nu = 0$ can be considered a plane strain problem. At the same time, no stress triaxiality is induced in the crack front vicinity and the solution for $\nu = 0$ can also be considered a plane stress solution. As a consequence, the case $\nu = 0$ is the only one for which a truly plane stress solution can exist in the whole 3D domain, being simultaneously a plane strain solution.

For any $\nu > 0$, the different contractions in the z direction, i.e. differences in the out-of-plane strain ε_z , in the most loaded region near the crack front (ligament) and the less loaded region (crack face), induce a state of stress triaxiality ($\sigma_z \neq 0$) in the interior region of the plate that must vanish at the free plate surface. As a consequence, a corner or vertex singularity arises. Fig. 4 shows that, the larger the value of ν , the larger the extent of this effect. Note that for a typical value $\nu = 0,3$, this effect modifies the distribution of J in a region of about 40% of the half-thickness measured from the free plate surface ($z = 0$).

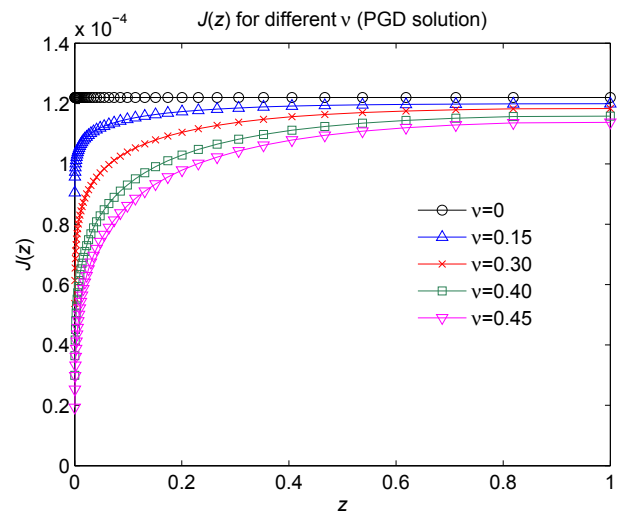


Figure 4: $J(z)$ for different values of the Poisson's ratio ν . PGD solution. Case $B/2 = 1$.

Thanks to the refined discretization in the z direction, computationally affordable by the PGD, the zone dominated by the corner singularity has been conveniently captured. Fig. 5 shows a log-log plot of the value of the stress intensity factor along the crack front computed through the J -integral. The straight portions of the plots in-

dicating the extent of the corner singularity dominated zone (about 10% of the half thickness), in agreement with Benthem's prediction, who showed that [3]:

$$K(z) \propto z^{\lambda_B(\nu)+0,5} \quad \text{when } z \rightarrow 0 \quad (9)$$

where λ_B are the exponents computed by Benthem that depend on ν . Table 1 compares the slopes obtained in this work from the PGD solutions and the values predicted by Benthem, showing a very good agreement. This analysis also verifies Benthem's results, obtained under a half-infinite domain hypothesis. We note in passing that, although these results are accepted in the literature, they have been questioned in some numerical works due to the lack of enough FE discretization.

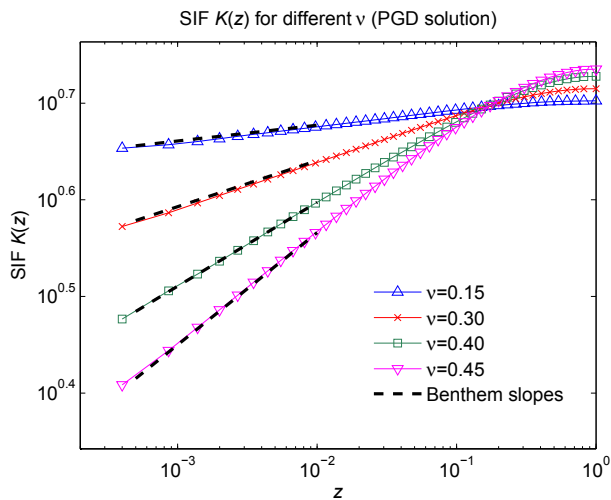


Figure 5: Log-log plot for computing slopes from the SIF solutions $K(z)$. Case $B/2 = 1$.

Table 1: Values of the slopes from the PGD solutions compared to Benthem's exponents. Case $B/2 = 1$.

ν	Log-log slope	$\lambda_B + 0,5$
0.15	0.017	0.016
0.30	0.049	0.048
0.40	0.087	0.087
0.45	0.116	0.116

The formulation for the PGD considered in this work also includes the thickness B as a parameter in the solution. This parameter takes values within the interval $B/2 \in [0,5, 10]$ that is discretized using a 1D FE element mesh and the corresponding interpolation, thus benefiting from the versatility of the PGD approach with a single analysis. Fig. 6 shows the variation of the point-wise $J(z)$ along the crack front for four different thicknesses and $\nu = 0,3$ (results are plotted versus normalized thickness). It can be observed that the thickness also influences the shape of the $J(z)$ distribution, being B/a the relevant parameter. The distribution changes from a single maximum at the midplane for small B/a ratios to a couple of maxima in the vicinity of the free boundaries

for the whole thickness and large B/a ratios. This behaviour is in good agreement with the study presented in [12].

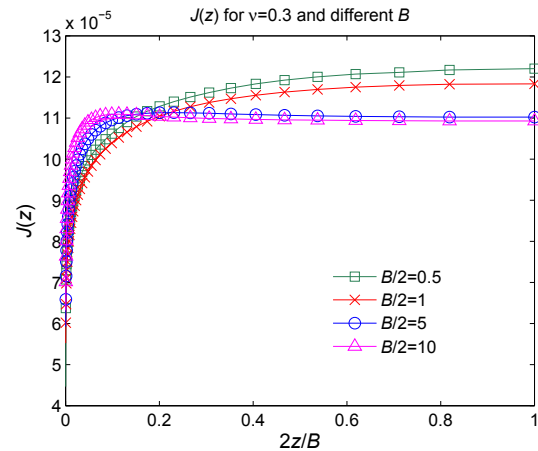


Figure 6: J -integral for different B vs. normalized thickness ($\nu = 0,3$).

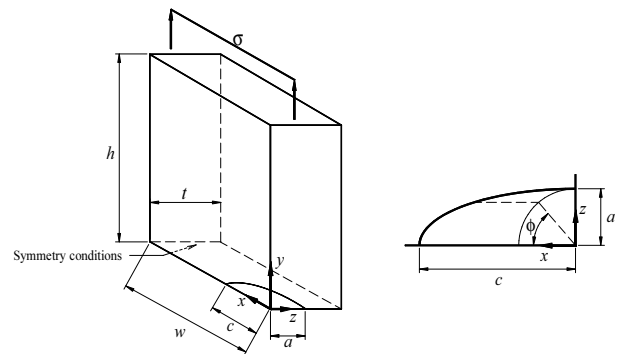


Figure 7: Model of a quarter-elliptical corner crack.

3.2. Plate with a quarter-elliptical corner crack

The possibility of discretizing the crack plane with the 2D discretization paves the way for the solution of planar cracks with curved crack fronts. In this section, a quarter-elliptical corner crack (see Fig. 7) is modelled using 4-node quadrilaterals in the xz plane plus a 1D discretization in the y -direction, as shown in Fig. 8. The particular dimensions of the model are $t = 1, a = 0,5, c = 1,25, h = w = 6,25$, which correspond to the ratios $a/c = 0,4, a/t = 0,5$. The material properties are the same as in the previous example, with $\nu = 0,3$. A solution to this case was provided by [10] using the standard FEM, which will be taken here as a reference solution. Newman and Raju's numerical solution (N&R) is given with an accuracy of 5% and is valid for $\nu = 0,3$ and for a ratio $c/w \leq 0,2$ (c/w is exactly 0.2 in our case). These authors reported in [10] some point values using FE analyses and a fitted equation for a wide range of ϕ , i.e. the position angle defined in Fig. 7. These solutions are reproduced in Fig. 9.

Fig. 9 also shows the PGD results for the stress intensity

factor K_I along the crack front. The PGD results exhibit the same trend as the N&R's solution, although the PGD values are slightly greater, lying within the 5% relative error and improving the N&R's solution. The PGD solution also captures the free boundary effect, evidenced by a decay of K_I , especially near $\phi = \pi/2$.

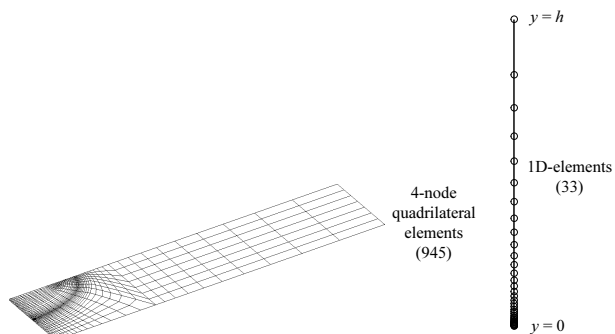


Figure 8: Quarter-elliptical corner crack. 2D and 1D discretizations of the space domain $(x, z) \times y$.

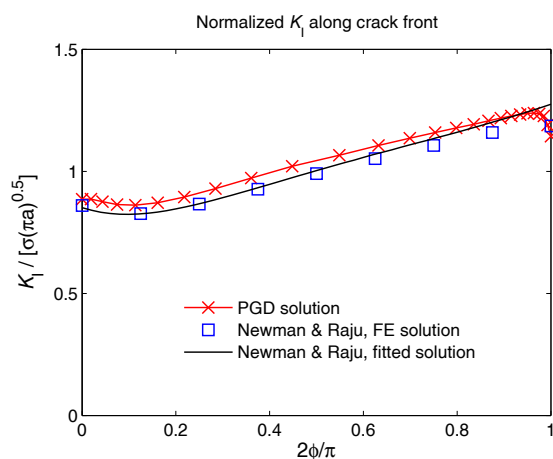


Figure 9: Normalized stress intensity factor solutions.

4. CONCLUSIONS

In this work, a formulation of the Proper Generalized Decomposition (PGD) for solving efficiently 3D cracked plates has been presented. For plate geometries, the space domain can be separated into a 2D discretization plus a 1D discretization. Moreover, certain material and geometry parameters that can be of interest for fracture mechanics problems have been included in the approximating space of the solution, namely the Poisson's ratio and the plate thickness. These parameters are considered as independent coordinates that take values within their respective intervals of definition. Thus, a single solution for a 3D elastic problem plus two additional coordinates can be obtained simultaneously in the space (x, y, z, ν, B) . The method provides large computational cost reductions when compared to standard FE 3D analysis, not to mention the parametric variation of ν and B , and it also captures conveniently the crack front and corner singularities.

ACKNOWLEDGEMENTS

The authors wish to thank the Ministerio de Ciencia y Tecnología for the support received in the framework of the projects DPI2010-20990 and to the Generalitat Valenciana, Programme PROMETEO 2012/023.

REFERENCES

- [1] Hartranft RJ, Sih GC. The use of eigenfunction expansions in the general solution of three-dimensional crack problems. *J Math Mech* **19**(2):123–138, 1969.
- [2] Sih GC. A review of the three-dimensional stress problem for a cracked plate. *Int J Fracture Mech* **7**(1):39–61, 1971.
- [3] Benthem JP. State of stress at the vertex of a quarter-infinite crack in a half-space. *Int J Solids Struct* **13**:479–492, 1977.
- [4] Bažant ZP, Estenssoro LF. Surface singularity and crack propagation. *Int J Solids Struct* **15**:405–426, 1979.
- [5] Zhu WX. Singular stress field of three-dimensional crack. *Engng Fracture Mech* **36**(2):239–244, 1990.
- [6] Leung AYT, Su RKL. Order of the singular stress fields of through-thickness cracks. *Int J Fracture* **75**:85–93, 1996.
- [7] Ammar A, Mokdad B, Chinesta F, Keunings R. A new family of solvers for some classes of multidimensional partial differential equations encountered in kinetic theory modeling of complex fluids. *J Non-Newtonian Fluid Mech* **139**:153–176, 2006.
- [8] Bognet B, Bordeu F, Chinesta F, Leygue A, Poitou A. Advanced simulation of models defined in plate geometries: 3D solutions with 2D computational complexity. *Comp Methods Appl Mech Engng* **201–204**:1–12, 2012.
- [9] Chinesta F, Ammar A, Leyge A, Keunings R. An overview of the Proper Generalized Decomposition with applications in computational rheology. *J Non-Newtonian Fluid Mech* **166**:578–592, 2011.
- [10] Newman JC Jr, Raju IS. Stress intensity factor equations for cracks in three-dimensional finite bodies. ASTM Special Technical Publication STP 791, p. 238–265, 1983.
- [11] Nakamura T, Parks DM. Three-dimensional stress field near the crack front of a thin elastic plate. *J Applied Mech* **55**:805–813, 1988.
- [12] Giner E, Fernández-Zúñiga D, Fernández-Sáez J, Fernández-Canteli A. On the J_{x_1} -integral and the out-of-plane constraint in a 3D elastic cracked plate loaded in tension. *Int J Solids Struct* **47**(7-8):934–946, 2010.

UN ANÁLISIS CRÍTICO SOBRE ALGUNOS MODELOS TRADICIONALES DE LA MECÁNICA DE LA FRACTURA

A. Fernández Canteli¹, E. Giner², J. Fernández Sáez³, D. Fernández Zúñiga¹

¹Dpto. de Construcción e Ingeniería de Fabricación, E.P.S. de Ingeniería de Gijón, Universidad de Oviedo, Campus de Viesques, 33203 Gijón, España.
E-mail: afc@uniovi.es

²Centro de Investigación de Tecnología de Vehículos - CITV
Dpto. de Ingeniería Mecánica y de Materiales, E.T.S. de Ingenieros Industriales, Universitat Politècnica de València, Camino de Vera s/n, 46022 Valencia, España.
E-mail: eginerm@mcm.upv.es

³Dpto. de Mecánica de Medios Continuos y Teoría de Estructuras, Escuela Politécnica Superior, Universidad Carlos III, Av. Universidad, 30, 28911 Leganés, Madrid, España.
E-mail: ppfer@ing.uc3m.es

RESUMEN

La Mecánica de la Fractura ha experimentado un rápido desarrollo a lo largo de un periodo relativamente corto de tiempo, en el que se han producido unos espectaculares avances gracias a relevantes y geniales contribuciones de reconocidos investigadores. Sin embargo, se percibe el mantenimiento de modelos o teorías de dudoso o insuficiente rigor que, por su gran difusión, han convertido en incuestionables ciertos principios o métodos basados en premisas endeables o incluso erróneas. En este trabajo se presentan y discuten algunos de estos casos, se justifican su inexactitud o improcedencia, se buscan posibles razones que explican esta sorprendente persistencia y, en su caso, se proponen alternativas presuntamente más correctas. Todos estos casos ilustran cómo se mantienen y transmiten modelos, ya superados, a través de textos básicos y publicaciones especializadas y cómo se aplican en la práctica, lo que repercute negativamente en el estado del conocimiento y en el avance futuro de la Mecánica de la Fractura y en la formación de jóvenes investigadores.

ABSTRACT

Fracture Mechanics has experienced a quick development in a short time period, in which spectacular advances are reported due to the relevant and ingenious contributions of well known researchers. Nevertheless, principles, methods and models based on theories and premises lacking rigor have become unquestionable as a fact of their diffusion. Some of these cases are here discussed, their inexactitude or wrongness are examined, possible reasons justifying this surprising persistence are searched and, in case, presumably more suitable alternatives are proposed. All these cases prove how conventional obsolete models are maintained and transmitted by basic texts and specialized papers, and how they are applied in practice. This has a negative influence on the knowledge state and on the theoretical and practical future advance of the Fracture Mechanics as well as on the education of young researchers.

PALABRAS CLAVE: Modelos, principios básicos, MFEL.

1. INTRODUCCIÓN

A lo largo de un periodo relativamente corto de tiempo, la Mecánica de la Fractura ha experimentado un rápido desarrollo en el que se han producido grandes avances gracias a relevantes y geniales contribuciones de reconocidos investigadores. Sin embargo, aunque diversos autores, entre ellos Sih [1], ya advirtieran en su momento de la existencia de errores o incoherencias de base, el avance en el conocimiento no ha supuesto la revisión de una serie de conceptos, modelos, principios, teorías o métodos, basados en premisas endeables o incluso erróneas que, siendo el fundamento de numerosos desarrollos posteriores, parecen incuestionables desde su planteamiento entre los años 50 y 70, habiéndose transmitido hasta la fecha a través de textos básicos y publicaciones especializadas, con aplicaciones en la práctica, repercutiendo negativamente en el estado del conocimiento y en el avance futuro

teórico y práctico de la Mecánica de la Fractura y en la formación de jóvenes investigadores.

En este trabajo se analizan algunos de esos conceptos, se examina su inexactitud o improcedencia, se buscan posibles razones que explican esta sorprendente persistencia y, en su caso, se proponen alternativas presuntamente más correctas. En cualquier caso, quede constancia de la dificultad de una enumeración ordenada de estas insuficiencias de los diferentes modelos o conceptos, dado que hay claras interacciones entre ellos.

2. SOBRE LOS CONCEPTOS DE TENSIÓN PLANA Y DEFORMACIÓN PLANA EN UNA PLACA 3-D FISURADA

En la MFEL, al igual que en otros casos de la elasticidad, se tiende a identificar el estado de tensión plana como

el correspondiente a una probeta de espesor infinitesimal $B \rightarrow 0$, mientras que el estado de deformación plana se asocia al de una probeta de espesor infinito $B \rightarrow \infty$.

El interés de estos dos casos radica en la simplificación, tanto conceptual como computacional, que resulta de reducir un estado complejo tridimensional a uno bidimensional, junto al supuesto general de que ambos representan dos casos *límite opuestos*. Ambas circunstancias permitirían acotar cualquier caso tridimensional real como un estado intermedio con mayor influencia de uno u otro en función del espesor de probeta, tal como se recoge en la generalidad de textos básicos de mecánica de la fractura [2]. Esto sería aplicable bajo cualquier estado de constricción, tanto en el análisis tensional, deformacional y de desplazamientos, como en el cálculo del factor de intensidad de tensiones y de la integral J y, consecuentemente, en la predicción de las condiciones de inestabilidad de grietas [3].

Sin embargo, la existencia de un estado de constricción en el entorno del frente de grieta en cualquier probeta real de espesor pequeño, incluso para $B \rightarrow 0$, permite demostrar que la hipótesis de tensión plana en una probeta fisurada, entendida como caso límite inferior en el sentido comúnmente aceptado, es una referencia inadecuada para establecer las relaciones de tensión y deformación existentes en las probetas reales y, por lo tanto, para definir correctamente la condición de inestabilidad de grieta.

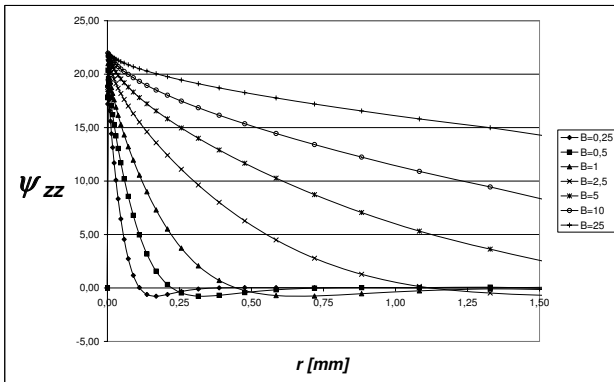


Figura 1: Funciones de constricción $\psi_{zz} = \sqrt{2\pi r} \sigma_{zz}$ para probetas A-R con distintos espesores bajo modo I de carga a lo largo de la dirección de propagación de la grieta $\theta_{cr} = 0$.

De hecho, la progresiva pérdida parcial de constricción en las inmediaciones del frente de grieta que se observa a medida que decrece el espesor de probeta no supone, en ningún caso, la desaparición de la distribución tridimensional de tensiones y deformaciones. Como se observa en la figura 1, bajo la hipótesis de comportamiento elástico y lineal, un estado de baja constricción alrededor del frente de grieta muestra las mismas características que un estado de alta constricción, siendo la única diferencia la extensión en la que se manifiesta dicho estado tensional.

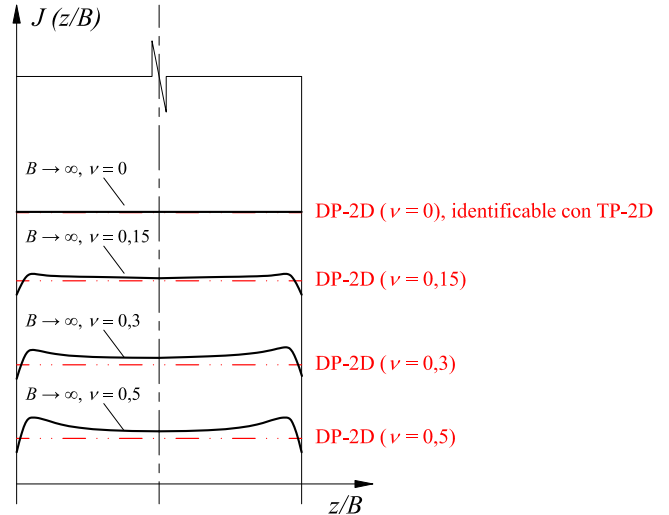


Figura 2: Comparación esquemática de los valores de la integral J en el caso hipotético de deformación plana bidimensional y en el caso real de probeta de gran espesor ($B \rightarrow \infty$) para diferentes valores de ν .

2.1. El caso límite $B \rightarrow \infty$

En principio, y tal como se admite en la MFEL, el caso de deformación plana sería asimilable asintóticamente al de una probeta de espesor infinito $B \rightarrow \infty$, véase la figura 2. Sin embargo, los resultados numéricos de [4] desdican esta identificación en placas con grietas puesto que, incluso para probetas de espesor muy grande, se comprueba que $\epsilon_{zz} \neq 0$, tal como se muestra en la figura 3.

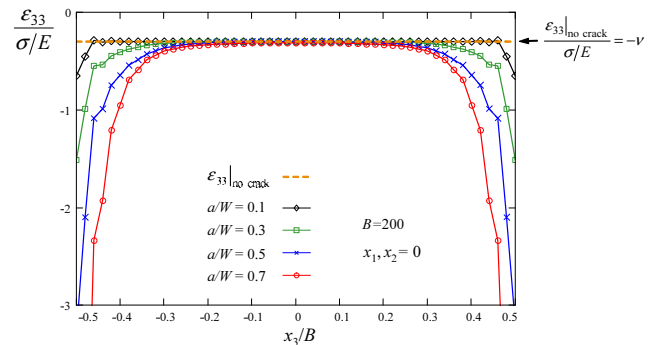


Figura 3: Variación de ϵ_{zz} a lo largo del eje z para diferentes espesores, caso $a/W = 0,5$.

2.2. El caso límite $B \rightarrow 0$

La figura 4 ilustra esquemáticamente la hipersimplificación que supone la identificación del caso real tridimensional del campo tensional y deformacional correspondiente a $B \rightarrow 0$ (izquierda) con uno correspondiente a una placa de gran espesor $B \rightarrow \infty$ (derecha). La tensión transversal singular σ_{zz} existente en el primer caso, representa una tensión indispensable para garantizar el equilibrio y las condiciones de compatibilidad a todo

lo largo del frente de grieta y no sólo en el plano medio de la probeta.

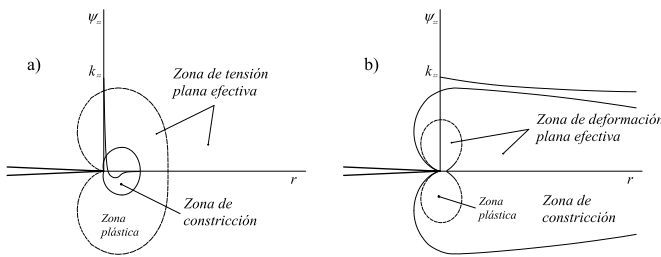


Figura 4: Representación esquemática de la identificación errónea del caso real tridimensional correspondiente a $B \rightarrow 0$ con el correspondiente a $B \rightarrow \infty$.

Fuera de la zona de constricción, es decir, en aquella zona circundante del frente de grieta en la que la función de constricción ψ_{zz} se puede considerar efectivamente amortiguada, es correcto considerar un estado de tensión plana. De hecho, ello permite la simplificación en el cálculo del llamado modelo de la capa de contorno modificada (*modified boundary layer model*). Asimismo, explica sin contradicción alguna la característica forma plástica de probetas delgadas, no necesariamente de espesor infinitesimal, identificable con la correspondiente a la de tensión plana. En este caso (figura 4, izda.) la zona plástica rebasa con mucho la zona de constricción de modo que en el tamaño de la zona plástica, determinado por el valor de la tensión de von Mises, solo influyen las dos tensiones coplanarias σ_{xx} y σ_{yy} .

El estado de deformación plana bidimensional en elementos con fisuras se puede interpretar como un problema tridimensional en el que se impone una fuerte constricción transversal como condición de contorno. Esta identificación asintótica es una simplificación de la realidad representando un límite inferior conservador del caso real $B \rightarrow \infty$, pero no atenta contra principios conceptuales.

Por el contrario, el estado de tensión plana bidimensional en el frente de grieta de elementos con fisuras, en el que σ_{zz} es necesariamente singular, es erróneo y, a efectos del cálculo de tensiones, del factor de intensidad de tensiones y de la integral J , sólo cabe interpretarlo físicamente como un caso irreal de un material en el que $\nu = 0$ en la dirección transversal, puesto que de lo contrario se afirmarí que $\sigma_{zz} = 0$, lo que no es cierto, como ya se ha demostrado fehacientemente en diferentes publicaciones [3, 5].

En consecuencia, el caso de tensión plana no representa, en definitiva, un límite superior, y el hecho de que $J_{B \rightarrow 0} > J_{TP}$, tal como se demuestra en [3], invalida cualquier deducción basada en la falsa acotación, comúnmente aceptada, de $J_{TP} > J_B > J_{DP}$ (ver figura 5). En las anteriores relaciones se considera \bar{J} , J_{TP} y J_{DP} , el valor medio de la integral J a través del espesor, la correspondiente a tensión plana y a deformación plana, respectivamente. En todo caso, se insiste en la existencia de un estado de

tensión plana fuera de la zona de constricción (véase figura 4, izda.) que podría ser pertinente al establecer el criterio de rotura.

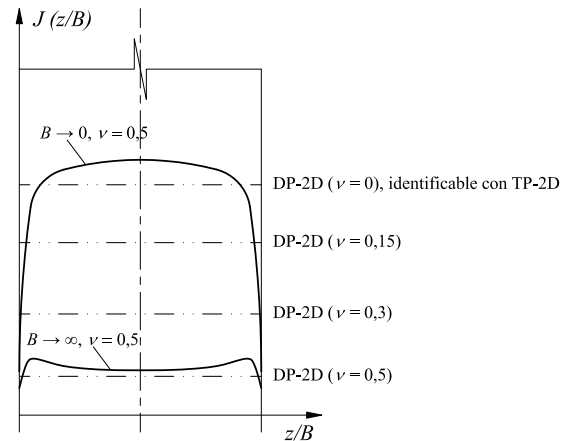


Figura 5: Representación esquemática de los valores de la integral J para diferentes valores de ν . Se incluye como referencia el valor de J para probetas reales de espesor $B \rightarrow 0$ y $B \rightarrow \infty$.

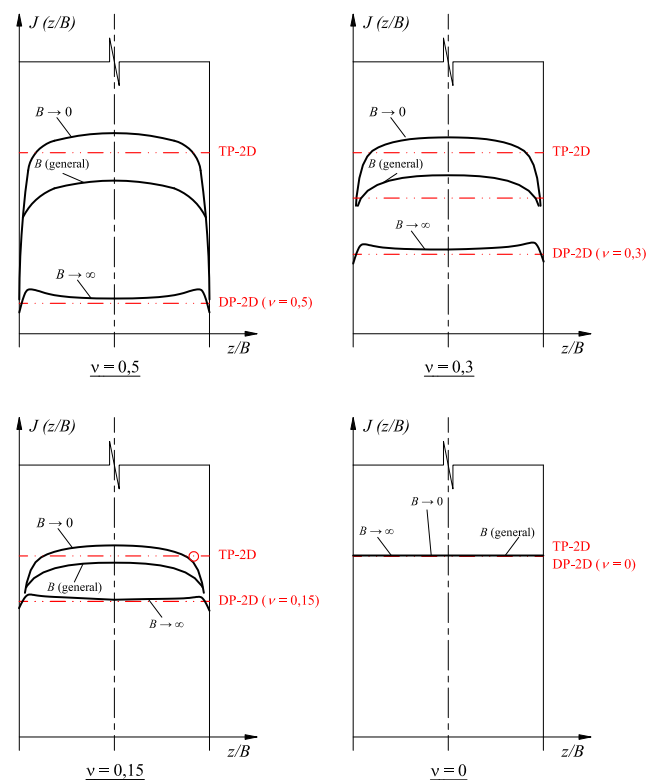


Figura 6: Comparación esquemática entre los valores de la integral J para los hipotéticos casos de deformación plana y tensión plana bidimensionales y el de probetas reales de espesor $0 < B < \infty$, para diferentes valores de ν .

Por último, en la figura 6 se observa cómo el rango de variación de la integral J para los casos extremos $B \rightarrow 0$ y $B \rightarrow \infty$, va decreciendo con la disminución del valor de ν .

2.3. Relación entre integral J y factor de intensidad de tensión K

Es habitual encontrar en los libros de texto, así como en trabajos de investigación, que la relación entre la integral J y el factor de intensidad de tensiones en modo I, K_I viene dada por la expresión

$$J = \frac{K_I^2(B)}{E'} \quad (1)$$

donde $E' = E$ en el caso de tensión plana y $E' = E/(1 - \nu^2)$ en el caso de deformación plana. Sin embargo, la realidad es más simple: en problemas 3-D sólo existe una única relación (ver [3]):

$$J = \frac{K_I^2(B)(1 - \nu^2)}{E} \quad (2)$$

en la que $K_I(B)$ representa la distribución 3-D del factor de intensidad de tensión en función del espesor de probeta. La propuesta en la presentación convencional, con el valor de K_I deducido con las fórmulas habituales, requiere de nuevo recurrir a la entelequia de los estados límites de tensión plana y deformación plana con los inconvenientes que se derivan de su interpretación, tal como se ha visto en el apartado anterior e impide reconocer el problema de fondo, que reside en la necesidad de considerar la influencia del espesor de probeta en la determinación de K o J .

3. SOBRE ZONAS PLÁSTICAS EN EL FRENTE DE GRIETA

La forma y tamaño de las zonas plásticas son aspectos importantes en el estudio de la mecánica de la fractura dado que, por un lado, su tamaño es la referencia adoptada para la determinación de las dimensiones en el plano de la probeta que permite el cálculo válido de la tenacidad a fractura, y por otro, su forma, como reflejo del estado tensional predominante, define el criterio para la determinación del espesor mínimo de probeta.

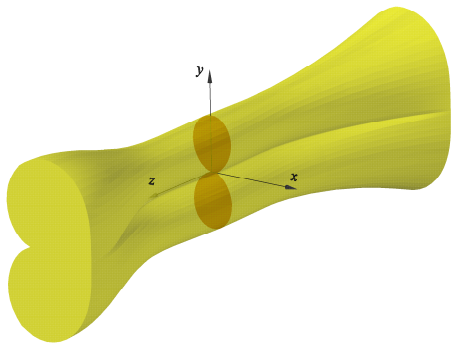


Figura 7: Modelo teórico de "hueso de perro".

De la consideración del tamaño de la zona plástica en el frente de grieta en comparación con las dimensiones de

la probeta, junto con ciertos requisitos, resultan las conocidas condiciones para la validez de los ensayos.

El criterio del estado dominante de deformación plana establece que el espesor de probeta (dimensión de la probeta en la dirección z) debe ser suficientemente grande para que el efecto de las zonas del frente de grieta situadas directamente en la superficie o en sus proximidades pueda ser ignorado frente al ejercido por las zonas situadas en el interior de la probeta. De acuerdo con las normas ASTM E399 [6] y ESIS P2 [7], ése es el caso cuando se cumple $B > 2,5(K_{Ic}/\sigma_{YS})^2$. Por otro lado, un comportamiento elástico lineal dominante sólo se admite si la zona plástica del frente de grieta es lo suficientemente pequeña con respecto a las dimensiones de la probeta en el plano, es decir, en las direcciones x e y , correspondientes a la longitud del ligamento ($W - a$) y a la altura H de la probeta, respectivamente (small scale yielding). De acuerdo con las citadas normas, esto ocurre cuando $H > 2,5(K_{Ic}/\sigma_{YS})^2$ y $(W - a) > 2,5(K_{Ic}/\sigma_{YS})^2$.

Según el criterio convencional, el modelo conocido como *hueso de perro* (*dog bone*) mostrado en la figura Fig. 7, surge de la existencia de un estado de tensión plana en la superficie de la probeta y de un estado de deformación plana predominante en el interior, siendo aceptado de forma generalizada sin ningún tipo de crítica, a pesar de las numerosas evidencias en su contra [1, 8, 9].

Sin embargo, un análisis numérico mediante elementos finitos demuestra que esta forma idealizada dista mucho de la realidad (ver Fig. 8), apreciándose a primera vista las contradicciones siguientes:

- La diferencia de tamaño entre las secciones de la zona plástica en el plano medio y en la superficie no es tan acusada como pretende el modelo elástico bidimensional.
- La teoría plantea un aumento continuo del tamaño de la sección plástica desde el plano medio hasta la superficie, que no se observa en la figura 8.
- La forma de la sección de la zona plástica en el interior de una probeta que cumple la condición de espesor mínimo según las normas, excede a la correspondiente del caso ideal de deformación plana.
- La forma de la sección de la zona plástica en la superficie no corresponde a la del caso ideal de tensión plana.

Esto sólo ya sería un motivo justificado para proceder a un análisis en profundidad de la distribución real de la zona plástica en cada caso concreto, puesto que nuevos estudios permiten explorar la posibilidad de aplicar el conocimiento de la forma y tamaños reales de las zonas plásticas para definir el criterio de rotura de probetas con diferentes espesores bajo modo mixto I-II. Los resultados obtenidos según el criterio de plastificación de von Mises en los supuestos de material elástico y de material elastoplástico son similares (ver Fig. 9). Curiosamente la situación conservadora resultante de la cuarta contradicción, que-

da compensada por el valor del factor de intensidad de tensiones, calculado según las expresiones habituales en la bibliografía correspondientes a un cálculo en 2-D, que representa una infraestimación del que resultaría según un cálculo 3-D, más cercano a la realidad [3].

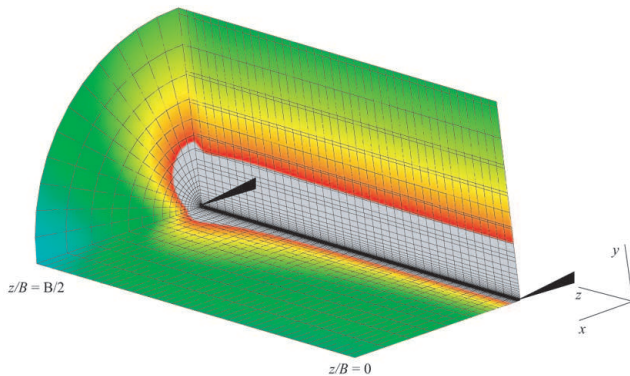


Figura 8: Zona plástica de una probeta A-R de espesor $B = 10 \text{ mm}$ bajo un análisis de elementos finitos elástico lineal.

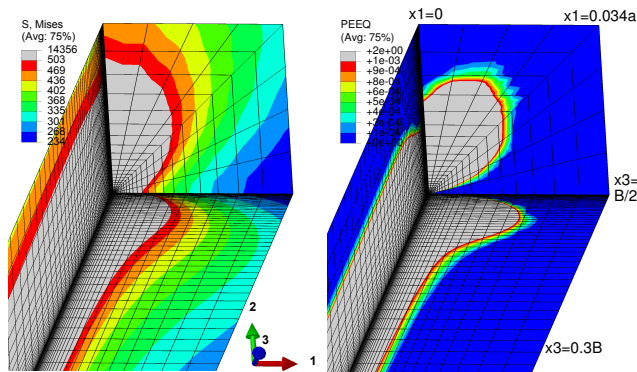


Figura 9: Extensión de la zona plástica en las cercanías de la superficie libre para análisis elástico (izda.) y elastoplástico (dcha.). Espesor $B = 10 \text{ mm}$.

4. SOBRE LA TENACIDAD A FRACTURA EN MODO I Y MODO MIXTO

En la comprobación a rotura de grietas se aplican diferentes criterios, según el tipo de sollicitación, proponiéndose así diferentes tenacidades a fractura según el modo de sollicitación, a saber, modo I, II y III, en principio sin vinculación entre ellas, aunque en ocasiones se propongan relaciones, por ejemplo entre K_{Ic} y K_{IIc} [10], desgraciadamente basadas en hipótesis fácilmente rebatibles. En realidad, una parte del problema proviene de la propia pretensión de caracterizar la fractura por reducción a esos tres presuntos modos básicos de fractura, dado que éstos no representan realmente una base que permita expresar un tipo general de sollicitación. Un problema fundamental en la diversidad de factores críticos de intensidad de tensiones para los diferentes modos, reside en la no-consideración del efecto 3-D en tales análisis, lo que conlleva una simplista definición del estado de la intensidad de tensión, como se demuestra la formulación ten-

sorial. Sorprende especialmente la definición del modelo de rotura en modo II, bajo una perspectiva pseudo-plana, sin una consideración efectiva del espesor de probeta, que lógicamente condiciona totalmente el planteamiento tensional. De hecho, los análisis en 3-D demuestran la imposibilidad de aparición de un modo II puro, y la presencia necesariamente acoplada de modo mixto II-III, [11, 12]

En un complejo estudio teórico, Dimitrov et al. [13] deducen la existencia de cuatro modos singulares que representan un estado 3-D, según un problema de autovalores. Por otro lado, la justificación de nuevos modos de rotura, como la propuesta en [14] para la consideración de roturas piezoeléctricas, parece corroborar la insuficiencia actual en el planteamiento del problema. En definitiva, una cuestión es recurrir a la simplificación actual, justificada y tal vez necesaria, mientras no se logre una formulación general, como recurso ingenieril a aplicar en la práctica, y otra evitar toda mención y reconocimiento de esta limitación del conocimiento actual y de la necesidad de búsqueda y mejora del criterio actual de rotura.

Por último, cabe mencionar aquí que se considera necesaria una revisión de los criterios para la determinación de las características de fractura, no sólo para modo I, sino también para modo II y modo mixto (para los que aún no existe norma, o ni siquiera directriz o recomendación oficial). En [15] se evidencian algunas contradicciones relacionadas con los modelos tradicionales de fractura en modo II y modo mixto, entre las que cabe destacar, la no-consideración sistemática del estado tensional en el frente de grieta en las situaciones *antes* y *después* de la aparición de una fisura infinitesimal, inclinada un cierto ángulo con relación a la fisura principal. Esta no-consideración conduce a la deducción errónea de una relación entre K_{Ic} y K_{IIc} por parte de Erdogan-Sih [10], al no percibir la diferencia entre el modo I *espurio* (con ausencia de la componente x del tensor intensidad de tensión, presente *antes* del acodamiento de la grieta), y el modo I *regular* que se establece una vez creada la nueva grieta acodada.

5. CONCLUSIONES

En este trabajo se analizan diferentes casos de modelos, procedimientos o relaciones habitualmente recogidos en los textos básicos y empleados profusamente en investigaciones relativas a la Mecánica de la Fractura Elástica-lineal con el fin de demostrar su incoherencia o incorrección. En particular se incluyen los siguientes:

- Los llamados estados límites de tensión plana y deformación plana.
- La relación entre la integral J y el FIT.
- La distribución simplificada de las zonas plásticas en el frente de grieta, en particular, el modelo de "hueso de perro".

- El concepto múltiple de tenacidad fractura según modo de sollicitación aplicado al material.

Con ello, así como en otros temas, no abordados aquí por falta de espacio, se demuestra que la mayor parte de los problemas surgen al tratar de simplificar como un estado 2-D, el estado real tridimensional de tensiones y deformaciones, lo que demuestra la necesidad de una revisión crítica y general de modelos fundamentales de la Mecánica de la Fractura y la necesidad de su renovación o sustitución por otros correctamente analizados considerando la ineludible naturaleza tridimensional del problema.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al Ministerio de Ciencia e Innovación por la financiación recibida a través de los proyectos DPI2010-20990, BIA2010-19920 y DPI2008-06408.

REFERENCIAS

- [1] G.C. Sih. A review of the three-dimensional stress problem for a cracked plate. *Int J Fracture Mech*, **7**(1):39–61, 1971.
- [2] T.L. Anderson. *Fracture mechanics. Fundamentals and applications*. CRC Press, Boca Raton, 2005.
- [3] E. Giner, D. Fernández-Zúñiga, J. D. Fernández-Sáez, A. Fernández-Canteli. On the J_{x1} -integral and the out-of-plane constraint in a 3D elastic plate. *Int J Solids Struct*, **47**:934–946, 2010.
- [4] E. Giner, D. Fernández-Zúñiga, J. D. Fernández-Sáez, A. Fernández-Canteli. A unified approach for in-plane and out-of-plane constraint analysis in linear elastic cracked plates. *Anales Mec Fract*, **27**:485-490, 2010.
- [5] A. Fernández-Canteli, J. Fernández-Sáez, D. Fernández-Zúñiga. On the T -stress and its influence on the constraint due to specimen thickness and crack length under mode-I loading. In *Proc 12th Int Conf on Fracture*, Ottawa, Canada, 2009.
- [6] ASTM E399. *Standard test method for plane-strain fracture toughness of metallic materials. Annual Book of Standards, Part 10*. American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, Pa, USA, 1981.
- [7] ESIS P2. *ESIS Recommendations for determining the fracture behaviour of materials*. European Structural Integrity Society, Delft, 1991.
- [8] D. Fernández-Zúñiga, J. Fernández-Sáez, A. Fernández-Canteli. Sobre la tensión T y su relación con el análisis de pérdida de constricción. *Anales Mec Fract*, **25**:522–529, 2008.
- [9] S.K. Kudari, K.G. Kodancha. 3D finite element analysis on crack-tip plastic zone. *Int J Engng Sci Tech*, **2**:47–58, 2010.
- [10] F. Erdogan, G.C. Sih. On the crack extension in plates under plane loading and transverse shear. *J Basic Engng. Transac. ASME*, **85**:519–527, 1963.
- [11] H.A. Richard, M. Kuna. Theoretical and experimental study of superimposed fracture modes I, II and III. *Engng Fracture Mech*, **35**:949–960, 1990.
- [12] A. Kotousov. Effect of plate thickness on stress state at sharp notches and the strength paradox of thick plates. *Int J Solids Struct*, **47**:1916–1923, 2010.
- [13] A. Dimitrov, F.-G. Buchholz, E. Schnack. *Free-surface effects in crack propagation: A theoretical-numerical-experimental correlation*. Institut of Solid Mechanics, U. Karlsruhe, 2002.
- [14] M. Kuna. Fracture mechanics of piezoelectric materials. Where are we right now? *Engng Fracture Mech*, **77**:309–326, 2010.
- [15] J.F. Kalthoff, A. Fernández-Canteli, A. Blázquez, D. Fernández-Zúñiga. Singular stress fields and instability conditions for mode-II and mixed-mode loaded cracks. *Strength, Fracture and Complexity*, **4**:141–160, 2006.

EVOLUCIÓN DEL CRECIMIENTO DE NANOhuecos A TEMPERATURA FINITA Y ALTAS VELOCIDADES DE DEFORMACIÓN.

M. P. Ariza¹, M. Ponga¹, M. Ortiz²

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: mpariza@us.es, mponga@us.es

² Graduate Aeronautical Laboratories, California Institute of Technology, 1200 E. California Blvd. Pasadena, 91125 CA, USA.
E-mail: ortiz@aero.caltech.edu

RESUMEN

En este trabajo estudiamos el crecimiento de nanohuecos mediante emisión de dislocaciones a temperatura finita utilizando el método HotQC. En particular, hemos enfocado nuestro estudio a dos materiales del tipo FCC: Cu y Al. Para cada material se realiza un estudio detallado de la emisión de dislocaciones y evolución de la temperatura bajo carga triaxial. Los resultados obtenidos muestran que la nucleación y el crecimiento de dislocaciones generan un flujo de material hacia el exterior de la superficie del nanohuevo junto con un flujo de calor a través del cristal.

ABSTRACT

In this work, we study the early onset of void growth by dislocation emission at finite temperature using the HotQC method. Our work is focused on FCC crystals, in particular Cu and Al. For each material, a detailed study of dislocations emission and temperature evolution under triaxial load is performed. This work shows that birth and growth of the dislocations push away from the void surface a flux of material along with a heat flux through the crystal.

ÁREAS TEMÁTICAS PROPUESTAS: Métodos y Modelos Analíticos y Numéricos. Fractura de Materiales Metálicos

PALABRAS CLAVE: Nanohuecos, Multiescala, Dislocaciones.

Introducción

La presencia de grupos de vacantes o nanohuecos en materiales metálicos ha sido documentada como la principal causa de fallo mecánico por numerosos autores [1, 2]. El proceso completo de fractura, se divide en tres etapas, nucleación, cavitación y coalescencia de huecos. La primera etapa puede deberse a la difusión de vacantes en el material, al mecanismo de spalling o por defectos de fabricación del material. Debido a la concentración de tensiones en su superficie, el nanohuevo debe incrementar su tamaño para minimizar la energía del cristal, mediante la consiguiente emisión de dislocaciones. Este proceso involucra un transporte de material, altas tensiones y calor alrededor del huevo, que tiene lugar en múltiples escalas de espacio y tiempo. Finalmente, cuando el tamaño del huevo es lo suficientemente grande como para unirse a huecos vecinos, se inicia el proceso de coalescencia. En este proceso, la zona que rodea a los huecos, pierde su capacidad para soportar carga, y a medida que se incrementa la carga en el material, se inicia un proceso de frac-

tura a nivel de microescala, el cual finaliza a un fallo a nivel macroscópico. El proceso descrito anteriormente es conocido como fractura dúctil de materiales y ha sido ampliamente estudiado mediante la teoría de medios continuos [2]. Sin embargo, debido a la naturaleza discreta de los materiales, los modelos basados en la teoría del continuo fallan a la hora de predecir propiedades en nanomateriales. Dada a esta limitación, es esencial aplicar diferentes métodos al estudio de la evolución de defectos a escala nanométrica. Diferentes métodos han sido desarrollados con este fin, como por ejemplo: Cuasi-Continuo (QC), Dinámica Molecular (MD), Método del Puente entre Dominios (BDM), etc. En este trabajo utilizamos el método multiescala HotQC [3, 4] para la modelización de materiales con defectos a temperatura finita. El método HotQC es una extensión del QC a problemas en no equilibrio termodinámico. Esta extensión se consigue mediante dos pasos principales: inicialmente, se genera una función de densidad de probabilidad utilizando el principio de máxima entropía [5] para elaborar un funcional de la energía que depende de las variables macroscópicas del

sistema; luego, la extensión a problemas en no equilibrio se logra mediante la aplicación del principio variacional propuesto por Yang et al. [6]. En este trabajo, estudiaremos el proceso completo de fractura dúctil en cristales FCC que contienen nanohuecos en su interior mediante el método HotQC. En particular, hemos enfocado nuestro estudio a cobre (Cu) y aluminio (Al). La evolución de la temperatura durante el proceso de fractura es estudiada utilizando la capacidad del método para simular procesos en no equilibrio termodinámico.

Casos simulados

Las dimensiones de los cristales simulados se detallan en la tabla 1. Inicialmente, el cristal se relaja a una temperatura inicial constante T_0 . Luego, aplicamos una carga triaxial mediante un gradiente de deformación homogéneo. El incremento de deformación en cada paso de carga se fija en $\epsilon = 0,1\%$. Las configuraciones de equilibrio se encuentran mediante la minimización de la energía libre del sistema utilizando el método del gradiente conjugado no lineal [7] o alternativamente, utilizamos el método Adaptativo de Relajación Dinámica [8] cuando el proceso de minimización en ciertos incrementos de carga se vuelve muy lento. Los valores de la temperatura en cada configuración de equilibrio se encuentran utilizando el principio variacional [6].

Table 1: Casos simulados utilizando HotQC.

	Mishin-Cu	Ercolessi-Al
Longitud	$72a_0$	$144a_0$
Zona atomística inicial	$14a_0$	$16a_0$
Diámetro	$12a_0$	$12,5a_0$
Temperatura	$300K$	$300K$
$\dot{\epsilon}$	$10^{10}s^{-1}$	$10^{10}s^{-1}$

Con el fin de identificar los átomos que se encuentran en núcleos de dislocaciones, utilizamos el parámetro adimensional de centro desviación de simetría [9] definido en cada átomo como

$$CSD = \sum_{i=1}^{N/2} |\mathbf{q}_i + \mathbf{q}_{i+N/2}|^2 / a_0 \quad (1)$$

donde N es el número de primeros vecinos, \mathbf{q}_i y $\mathbf{q}_{i+N/2}$ son un par de átomos simétricamente opuestos y a_0 es el parámetro de red del material. El parámetro CSD así como los átomos en núcleos de dislocaciones se visualizan con el programa Atomeye [9]. Finalmente, la relación entre tensión y deformación se obtiene aplicando el concepto de tensión virial en cada átomo calculada como [10]

$$\sigma_{ij} = \frac{1}{V} \sum_{k \in \Omega} -m^k (\dot{\mathbf{q}}_i^k - \dot{\mathbf{q}}_j^k) (\mathbf{q}_j^k - \mathbf{q}_i^k) + \frac{1}{2} \sum_{l \in \Omega} \Delta \mathbf{q}_i^{lk} f_j^{kl} \quad (2)$$

donde k y l son átomos en el cristal, V es el volumen del cristal, m^k es la masa del átomo k , $\dot{\mathbf{q}}_i$ es la i -th componente de la velocidad instantánea, $\bar{\mathbf{q}}_i$ es la i -th componente de la velocidad promedio, $\Delta \mathbf{q}_i^{lk}$ es la i -th componente del vector distancia entre los átomos k y l , f_j^{kl} es la j -th componente de fuerza aplicada en el átomo k por el átomo l .

Resultados obtenidos para Cu

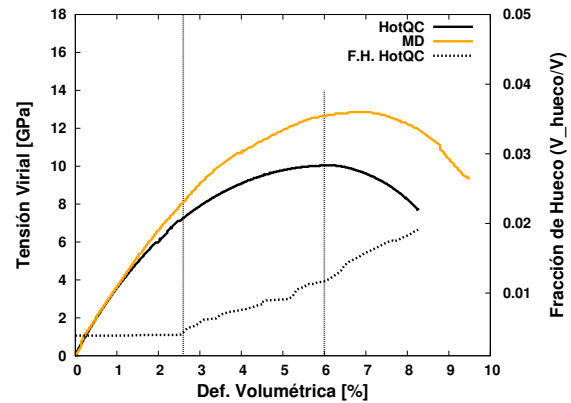


Figura 1: Evolución de la tensión virial vs deformación para Cu utilizando HotQC. También podemos observar una comparación con MD [11]. La evolución de la fracción de hueco también se muestra para este caso. Las líneas verticales delimitan las diferentes etapas de deformación.

La figura 1 muestra la evolución de la tensión virial vs deformación para el caso Mishin-Cu y una comparación con MD [11] para la misma simulación. La fracción de hueco (V_{void}/V) también se muestra en dicha figura. Claramente podemos identificar tres etapas diferentes en la evolución de la curva: I) un período inicial de deformación elástica sin emisión de dislocaciones, caracterizado por la deformación elástica del nanohueco, II) un segundo régimen plástico con emisión de dislocaciones desde la superficie del nanohueco, caracterizado por el crecimiento repentino del nanohueco, y finalmente III) un tercer período de pérdida de rigidez del material hasta que el cristal se fractura. En los siguientes apartados nos referiremos a estas etapas como etapa I, II y III para una clara referencia. Si comparamos los valores obtenidos por HotQC con MD podemos observar que existe una gran diferencia entre ambas curvas, en particular durante la etapa II. Esta diferencia se debe a los efectos de inercia [12] que aparecen a altas velocidades de deformación, los cuales no son tenidos en cuenta en las simulaciones quasi-estáticas del HotQC. En este sentido, las simulaciones realizadas en este trabajo poseen un paso de tiempo característico que domina el proceso termo-elástico del material pero no simula los efectos de inercia.

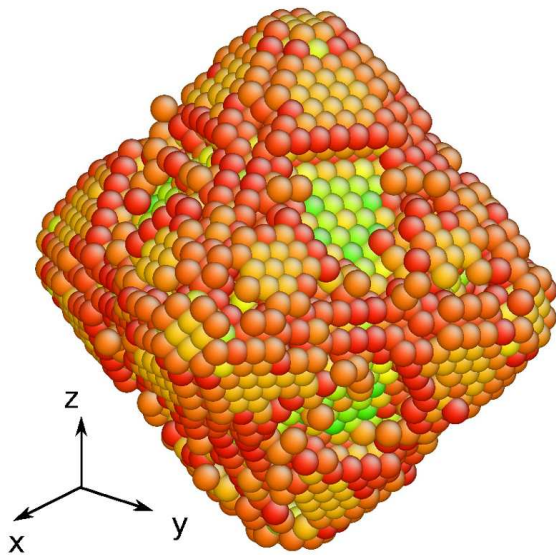


Figura 2: Agrupación de átomos alrededor del nanohueco a $\epsilon = 2,6\%$ para el caso Mishin-Cu. La estructura es similar a un octaedro. Solo se muestran átomos fuera de la posición perfecta de la red FCC utilizando el parámetro CSD.

Simulaciones realizadas teniendo en cuenta los efectos dinámicos indican que la diferencia entre MD y HotQC se reduce de manera significativa. Sin embargo, el estudio de los efectos de inercia a altas velocidades de deformación en el material está fuera del alcance de este trabajo. A continuación describiremos los mecanismos de deformación que dominan el proceso de fractura dúctil previamente descrito. Durante la etapa I, el cristal está sometido a un estado de deformación completamente elástico y no se observa emisión de dislocaciones. Sin embargo, dado que el nanohueco produce un efecto de concentración de tensiones, la zona que rodea a éste se encuentra sometida a un campo de tensión y deformación no homogéneo y altamente concentrado. De esta manera, cuando la tensión y deformación alcanzan los valores críticos para la emisión de dislocaciones ($\sigma_c = 7,15$ GPa, $\epsilon_c = 2,6\%$), se emiten dislocaciones desde la superficie del nanohueco provocando una deformación plástica del material. La figura 2 muestra la primer agrupación de átomos alrededor del nanohueco utilizando el parámetro CSD. Esta estructura es similar a un octaedro, y está formada por la emisión de cuatro bucles parciales de corte (con vector de Burgers $b = 1/2\langle 112 \rangle$ en planos $\{111\}$) del tipo *Shockley* [13] en cada uno de los seis $\langle 100 \rangle$ vértices del nanohueco. Como los cuatro bucles emitidos coinciden en un mismo punto (el vértice del octaedro) estos se auto-bloquean y detienen su crecimiento. Sin embargo, dado a que la energía de falla de apilamiento en Cu (γ_{sf}) es relativamente baja ($45mJ/m^2$), desde los bordes del octaedro se emiten bucles adicionales de corte $b = 1/6\langle 112 \rangle$ en planos $\{111\}$. A medida que la deformación aumenta, los bucles adicionales se interceptan en los planos $x = y$ con el plano

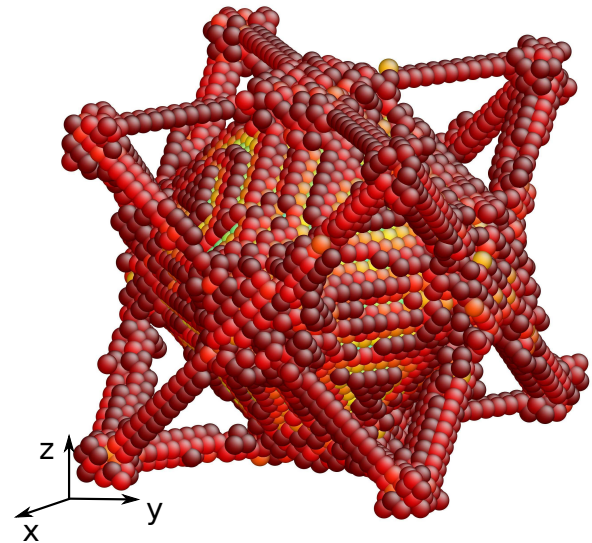


Figura 3: Dislocaciones del tipo Lomer-Cottrell y átomos en la superficie del nanohueco para una deformación del $\epsilon = 3,5\%$. A la derecha podemos ver los seis planos que contienen a las dislocaciones.

que pasa por el vértice del octaedro. Es así como dos bucles de corte interactúan formando una dislocación del tipo Lomer-Cottrell con vector de Burgers $b = 1/3[101]$. Por ejemplo, la reacción de los bucles de corte en Lomer-Cottrell para el plano $y = R_0$ es

$$\begin{aligned} X1 : & 1/6[1\bar{2}\bar{1}] + 1/6[12\bar{1}] \rightarrow 1/3[10\bar{1}] \\ X2 : & 1/6[121] + 1/6[1\bar{2}1] \rightarrow 1/3[101] \\ X3 : & 1/6[12\bar{1}] + 1/6[1\bar{2}1] \rightarrow 1/3[10\bar{1}] \\ X4 : & 1/6[121] + 1/6[1\bar{2}1] \rightarrow 1/3[101] \end{aligned} \quad (3)$$

La figura 3 muestra las dislocaciones del tipo Lomer-Cottrell y los átomos en el nanohueco. A medida que los bucles de corte siguen creciendo hacia el exterior del nanohueco, estos se interceptan cuando la deformación es aproximadamente $\epsilon = 4,0\%$ formando un bucle de dislocación prismático (PDL de sus siglas en inglés, Prismatic Dislocation Loop). Los vectores de Burgers de estos bucles están en las direcciones $\langle 110 \rangle$. El mecanismo de emisión de los bucles PDL es el siguiente: inicialmente, dos bucles de corte del tipo *Shockley* son emitidos en dos planos $\{111\}$ distintos, como por ejemplo (111) y $(\bar{1}\bar{1}1)$. Conjuntamente, otros dos bucles de corte son emitidos en los mismos planos, de manera tal que cierran el circuito de los otros dos, formando un rombo. La figura 4 muestra una vista de las dislocaciones a través del eje $[110]$ donde también se han indicado los planos (111) y $(\bar{1}\bar{1}1)$.

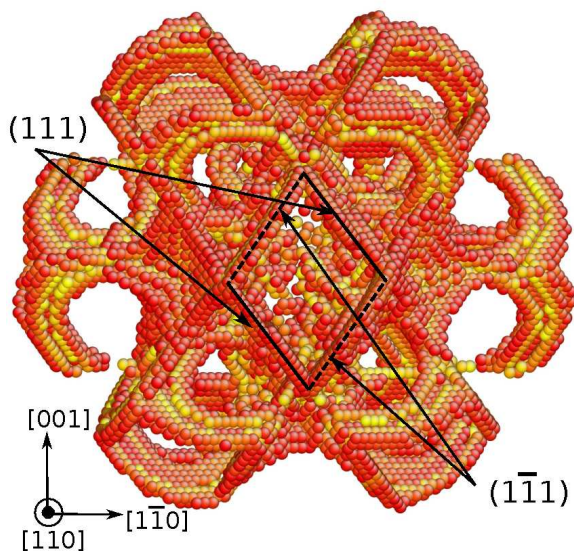


Figura 4: Dislocaciones emitidas desde la superficie del nanohueco para una deformación del $\epsilon = 6,5\%$. Podemos observar los cuatro bucles de corte que están en los planos (111) y $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})$ formando una forma romboidal.

Con el incremento de la deformación, los bucles PDL crecen y gradualmente se alejan del nanohueco. Finalmente, para deformaciones del $\epsilon = 8\%$ observamos la formación de nuevas vacantes en la intersección de bandas de corte, en los planos $x = y = z = 0$. Estas vacantes generan una pérdida de rigidez del material, finalizando con la fractura dúctil del cristal dentro del rango de deformación del $\epsilon = 8,50 - 9\%$. Finalmente, la figura 5 muestra la evolución de la temperatura para tres átomos ubicados en distintas posiciones en el cristal. Podemos observar una variación lineal de la temperatura hasta que la deformación crítica para la emisión de dislocaciones es alcanzada. Después de este valor de deformación, se observa un rápido calentamiento del cristal en la zona que rodea al nanohueco. El calentamiento es claramente no homogéneo y altamente variable en el cristal. También podemos observar que el átomo ubicado cerca del nanohueco incrementa su temperatura cuando el bucle PDL pasa por esta posición. Este comportamiento nos indica que junto con el flujo de material que provocan las dislocaciones, se genera un flujo de calor que acompaña al proceso de transporte de masa a través del cristal.

Resultados obtenidos para Al

En esta sección estudiaremos el proceso de cavitación por emisión de dislocaciones para aluminio mediante el método HotQC. El objetivo principal de esta simulación es poder cuantificar los efectos de la temperatura en la evolución de nanohuecos. Para ello compararemos nuestros resultados a temperatura finita con los obtenidos por Marian et al. [14] a $0K$ utilizando el método QC.

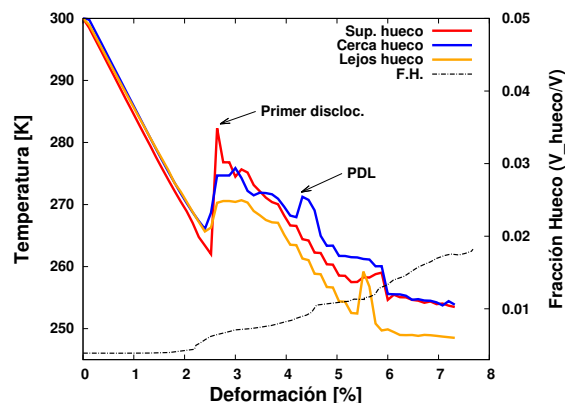


Figura 5: Evolución de la temperatura vs deformación para el Caso Mishin-Cu para tres átomos ubicados en tres sitios distintos del cristal: en la superficie del hueco, cerca del hueco y lejos del mismo. Se observa un rápido incremento de la temperatura cuando las dislocaciones son emitidas desde el nanohueco.

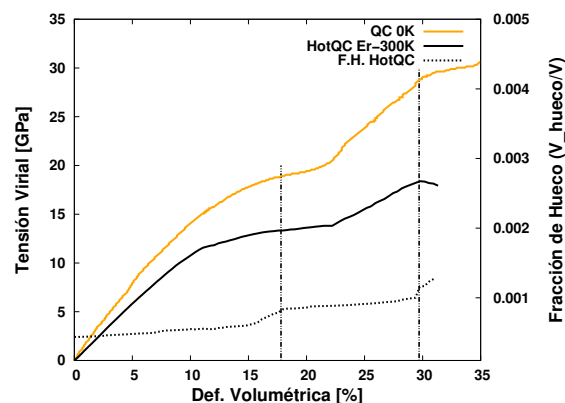


Figura 6: Evolución de la tensión virial vs deformación volumétrica para Al a $0K$ y $300K$. También se muestra la fracción de hueco para $300K$. Las líneas verticales delimitan las diferentes etapas de deformación.

Ambas simulaciones utilizan el potencial propuesto por Ercolessi-Adams [15] para calcular las fuerzas entre átomos. Las dimensiones del cristal y del nanohueco son las mismas para ambas simulaciones y se detallan en la tabla 1. La figura 6 muestra la evolución de la tensión virial vs deformación volumétrica para Al a $0K$ y $300K$. También se puede observar la fracción de hueco para $300K$ en la misma gráfica. Claramente podemos identificar tres etapas diferentes: I) una etapa lineal para las dos simulaciones hasta $\epsilon_{vol} = 17,4\%$, el cual se caracteriza por la expansión elástica del nanohueco sin emisión de dislocaciones, II) un segundo régimen plástico con endurecimiento del material hasta el segundo punto de cavitación

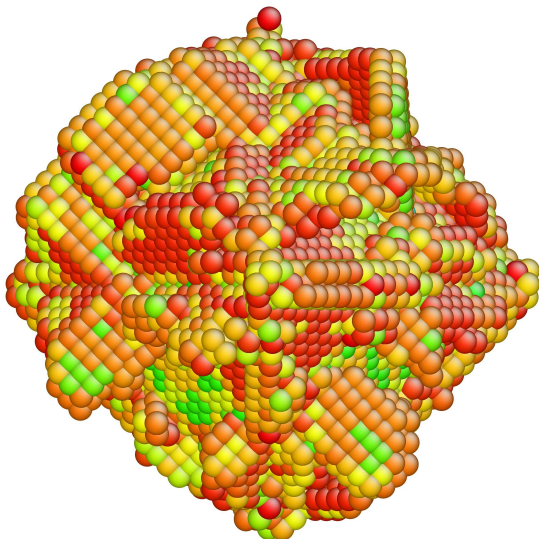


Figura 7: Estructuras de las dislocaciones en el primer punto de cavitación para Al obtenidas a 300K utilizando el método HotQC.

a $\epsilon_{vol} = 29,9\%$, caracterizado por la emisión de dislocaciones desde la superficie del nanohueco e incremento de volumen del mismo, III) una tercera etapa de endurecimiento para la simulación a 0K mientras que para la realizada a 300K observamos una pérdida de rigidez del material hasta la rotura del cristal. En los siguientes apartados nos referimos a estas etapas como etapa I, II y III para una clara referencia. Los mecanismos de deformación que dominan el proceso de fractura dúctil previamente descrito se estudian a continuación. Durante la etapa I la deformación es completamente elástica y no se observan dislocaciones. Como consecuencia, el nanohueco incrementa su volumen linealmente. Sin embargo, cuando la tensión y deformación crítica del material es alcanzada (etapa II), el cristal necesita minimizar la energía almacenada en el mismo y por consiguiente los átomos en la superficie del nanohueco empiezan a desplazarse. Esto provoca un incremento de volumen (cavitación del nanohueco), la emisión de dislocaciones desde la superficie del nanohueco y la correspondiente deformación plástica del material. La figura 7 muestra la estructura de las dislocaciones para el primer punto de cavitación a 300K. Esta estructura posee algunas similitudes con respecto a la estructura obtenida por Marian et al. [14], como por ejemplo la emisión de dislocaciones perfectas $b = 1/2\langle 110 \rangle$ en planos $\{111\}$ y anómalas $b = 1/2\langle 110 \rangle$ en planos $\{001\}$ y dislocaciones del tipo Lomer-Cottrell que también son observadas a 0K. Sin embargo, para la simulación a 300K no presenta la estructura central presente a 0K que demora el crecimiento del nanohueco. Como consecuencia, el nanohueco crece a un ritmo más rápido a temperatura finita. A medida que la deformación aumenta, observamos un crecimiento masivo de las

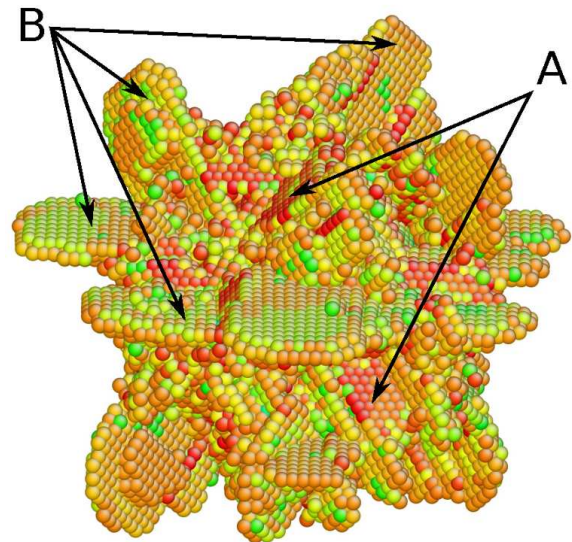


Figura 8: Estructuras de las dislocaciones en el segundo punto de cavitación ($\epsilon = 29,9\%$) para Al obtenidas a 300K utilizando el método HotQC. Las dislocaciones etiquetadas con A corresponden a $b = 1/2\langle 110 \rangle\{111\}$ y las B corresponden a las dislocaciones anómalas $b = 1/2\langle 110 \rangle\{001\}$.

dislocaciones anómalas desde la superficie del nanohueco. Esto se debe a que las dislocaciones del tipo anómalo bloquean el crecimiento de las dislocaciones perfectas. Como resultado, los bucles de corte observados tienen el vector de Burgers de las dislocaciones $b = 1/2\langle 110 \rangle$ en planos $\{001\}$ que se muestran en la figura 8.

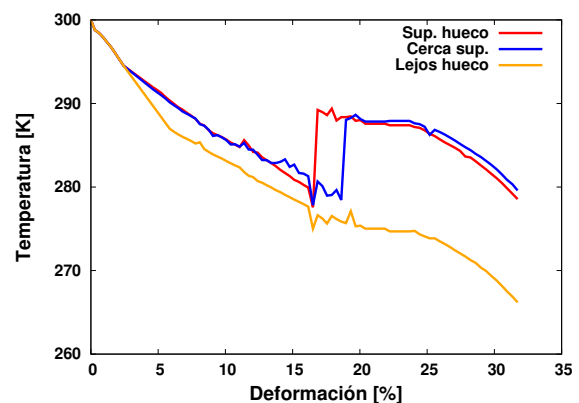


Figura 9: Evolución de la temperatura con la deformación para el caso Ercolessi-Al para tres átomos ubicados en tres sitios distintos del cristal: en la superficie del hueco, cerca del hueco y lejos del mismo. Podemos ver un rápido incremento de la temperatura cuando las dislocaciones son emitidas desde el nanohueco.

Finalmente, la figura 9 muestra la evolución de la temperatura en Al para tres átomos ubicados en tres posiciones distintas en el cristal (las mismas posiciones que

para el caso anterior). En la etapa I podemos observar un comportamiento termo-elástico del cristal como es de esperar para altas velocidades de deformación. Sin embargo, cuando la deformación alcanza el valor crítico para la emisión de dislocaciones, la temperatura de los átomos que rodean el nanohueco experimenta un incremento. Este incremento es altamente concentrado en esta zona y claramente no uniforme a través del cristal. Finalmente, a medida que la deformación se incrementa y sobrepasa el segundo punto de cavitación, la temperatura de los átomos decae rápidamente indicando una pérdida de rigidez del material hasta que el cristal se fractura finalizando con el proceso de fractura frágil.

Conclusiones

Hemos aplicado el método HotQC [3] al estudio del crecimiento de nanohuecos en mono-cristales de Cu y Al a temperatura finita sometidos a carga triaxial aplicadas a altas velocidades de deformación. En nuestras simulaciones observamos que cuando la tensión y deformación alcanza los valores críticos para provocar la cavitación del nanohueco, las dislocaciones son emitidas desde la superficie del nanohueco incrementando rápidamente su volumen. También hemos observado que la evolución de la temperatura es lineal acorde al comportamiento termo-elástico del material a altas velocidades de deformación. Sin embargo, cuando las dislocaciones son emitidas desde la superficie del nanohueco, la temperatura de los átomos cercanos a esta zona experimenta un incremento debido a la deformación plástica provocada por las dislocaciones. Finalmente, hemos cuantificado los efectos de la temperatura comparando los resultados presentados por Marian et al. [14] a $0K$ y los obtenidos mediante HotQC a $300K$. Según nuestros experimentos numéricos, el efecto de la temperatura en la tensión de cavitación y en la estructura de las dislocaciones es de fundamental importancia. Como resultado, el decremento en la tensión de cavitación puede alcanzar un 30% a $300K$ en comparación con el valor obtenido a $0K$.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer el apoyo del Ministerio de Educación y Ciencia de España (DPI2009-14305-C02-01), el apoyo de la Consejería de Innovación de la Junta de Andalucía (P09-TEP-4493)

REFERENCIAS

- [1] R. Bauer and H. Wilsdorf, "Void initiation in ductile fracture," *Scripta Metallurgica*, vol. 7, no. 11, pp. 1213 – 1220, 1973.
- [2] V. Tvergaard, "Material failure by void growth to coalescence," vol. 27, pp. 83 – 151, 1989.
- [3] Y. Kulkarni, J. Knap, and M. Ortiz, "A variational approach to coarse graining of equilibrium and non-equilibrium atomistic description at finite temperature," *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 56, pp. 1417–1449, 2008.
- [4] M. Ariza, I. Romero, M. Ponga, and M. Ortiz, "Hotqc simulation of nanovoid growth under tension in copper," *International Journal of Fracture*, vol. 174, pp. 75–85, 2012.
- [5] E. Jaynes, "Information theory and statistical mechanics," *Physical Review*, vol. 106, pp. 620–630, 1957.
- [6] Q. Yang, L. Stainier, and M. Ortiz, "A variational formulation of the coupled thermo-mechanical boundary-value problem for general dissipative solids," *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 54, pp. 401–424, 2006.
- [7] W. T. Vetterling, W. H. Press, B. P. Flannery, and S. A. Teukolsky, *Numerical Recipes Example Book C++*. Cambridge University Press, 2002.
- [8] D. R. Oakley and N. F. Knight, "Adaptive dynamic relaxation algorithm for non-linear hyperelastic structures part i. formulation," *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, vol. 126, no. 1-2, pp. 67 – 89, 1995.
- [9] J. Li, "Atomeye: an efficient atomistic configuration viewer," *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, vol. 11, no. 2, p. 173, 2003.
- [10] P. Allen and D. Tildesley, *Computer Simulation of Liquids*. Oxford Science Publications, Clarendon Press, 1989.
- [11] E. Seppälä, J. Belak, and R. Rudd, "Effect of stress triaxiality on void growth in dynamic fracture of metals: A molecular dynamics study," *Physical Review B*, vol. 69, no. 13, p. 134101, 2004.
- [12] M. Ortiz and A. Molinari, "Effect of strain-hardening and rate sensitivity on the dynamic growth of a void in plastic material," *ASME J. Appl. Mech*, vol. 59, no. 1, pp. 48–53, 1992.
- [13] J. P. Hirth and J. Lothe, *Theory of Dislocations, 2nd New edition of Revised edition*. Krieger Publishing Company, 1991.
- [14] J. Marian, J. Knap, and M. Ortiz, "Nanovoid cavitation by dislocation emission in aluminum," *Physical Review Letters*, vol. 93, no. 16, 2004.
- [15] F. Ercolessi and J. B. Adams, "Interatomic potentials from first-principles calculations: The force-matching method," *EPL (Europhysics Letters)*, vol. 26, no. 8, p. 583, 1994.

CONTINUUM MODELLING OF TRAP-AFFECTED HYDROGEN DIFFUSION IN HYDROGEN ASSISTED FRACTURE ANALYSIS

J. Toribio and V. Kharin

Department of Materials Engineering (University of Salamanca),
E.P.S., Campus Viriato, Avda. Requejo, 33, 49022 Zamora. España.
E-mail: toribio@usal.es

ABSTRACT

Hydrogen-assisted fracture (HAF) of metals is the problem of major concern in structural integrity. HAF is rate limited by hydrogen accumulation in the material. Diffusion is the key mode of transport that supplies hydrogen to fracture process zones. Addressing the objectives of HAF analysis, modelling of hydrogen diffusion is reviewed accounting for physical-mechanical fields and factors of material microstructure (*hydrogen trapping*). A generalised system of equations of *trapping-affected hydrogen diffusion* is derived from thermodynamic principles, and specialised models, *microstructure-related*, of *stress-strain-assisted hydrogen diffusion* are proposed.

RESUMEN

La fractura asistida por hidrógeno (FAH) en metales es el problema de mayor importancia en integridad estructural. La velocidad del proceso está condicionada por la acumulación de hidrógeno en el material. La difusión es el modo de transporte clave que suministra hidrógeno a las zonas de proceso de fractura. Con la vista puesta en los objetivos del análisis del fenómeno de FAH, se presenta una revisión de los modelos de difusión de hidrógeno teniendo en cuenta los campos físico-mecánico y factores relativos a la microestructura del material (*atrapamiento de hidrógeno*). Se deriva un sistema generalizado de *ecuaciones de difusión afectada por atrapamiento* a partir de principios termodinámicos, y se proponen modelos especializados, *relativos a la microestructura*, de *difusión asistida por la tensión y la deformación*.

KEYWORDS: Hydrogen assisted fracture, Hydrogen diffusion, Modelling.

1. INTRODUCTION

Hydrogen is often the key factor in environmentally assisted fracture of metals, as far as it may be present *per se* in the environment or discharge in cracks due to favourable local electrochemistry [1]. Harmful effects of hydrogen on metals (a phenomenon frequently known as “hydrogen embrittlement”) form the long-standing problem of the mechanics of materials.

Hydrogen transport to damage sites is ubiquitous component of every hydrogen assisted fracture (HAF) process, which is rate-limited by hydrogen delivery to meet requirements of operating fracture mechanism. A series of kinetic processes involved in HAF have been identified, among which hydrogen diffusion has been substantiated as the governing mode of hydrogen supply to fracture nuclei [1-3]. Continuum modelling of

hydrogen diffusion has been focused as the key issue of HAF studies and their engineering applications [1,3-6].

Concerning hydrogen behaviour in metals, important disconformities [2,7,8] were witnessed between experience and the Fick’s diffusion laws. Various issues have been pointed out as potential causes of these inconsistencies, and several analyses have been done in the past, culminating in continuum equations of diffusion built up from considerations of both microscopic or phenomenological nature [1,4-11]. However, comprehensive accounting for a variety of potentially influencing factors is a really complicated undertaking, and numerous specialised diffusion models, accounting for very different microstructural features, have been raised [8]. An outlook of hydrogen diffusion modelling for the purposes of HAF analysis is presented in this paper.

2. BACKGROUND THEORY OF HAF

HAF is considered a result of synergic action of stress, strain and hydrogen amount in material [1,5]. Fracture event takes place in a locus identified by position vector \mathbf{x} , when hydrogen concentration C accumulated there over time t reaches the critical level C_{cr} dependent on stress-strain state:

$$C(\mathbf{x}, t) = C_{cr}(\boldsymbol{\sigma}(\mathbf{x}, t), \boldsymbol{\varepsilon}_p(\mathbf{x}, t)) \quad (1)$$

where $\boldsymbol{\sigma}$ y $\boldsymbol{\varepsilon}_p$ are, respectively, the tensors of stress and plastic strain. Condition of contact between the concentration and the critical surfaces, $C(\mathbf{x}, t)$ and $C_{cr}(\mathbf{x}, t)$, respectively, which reads

$$\partial C(\mathbf{x}, t) / \partial \mathbf{x} = C_{cr}(\boldsymbol{\sigma}(\mathbf{x}, t), \boldsymbol{\varepsilon}_p(\mathbf{x}, t)) / \partial \mathbf{x} \quad (2)$$

accompanies the fracture criterion (1) to form the system of equations to define the location \mathbf{x}_{cr} and time t_{cr} of HAF event [12]. Hydrogen transport towards fracture sites is dominated by diffusion, which defines the left-hand parts of Eqs. (1) and (2).

It is known that material damage is associated with crystal imperfections, and that they act as hydrogen traps (T-sites) for H atoms where their free energies G_T are less than that for ordinary lattice (L-)sites G_L (Fig. 1a). The ratio at.H/at.Me can there substantially exceed that in L-sites [2,3,4,6], as follows from the equilibrium partition of hydrogen between T- and L-sites [2,4,6,13]

$$\frac{\theta_T}{1-\theta_T} = \frac{\theta_L}{1-\theta_L} K \quad (K = e^{\beta E_b}) \quad (3)$$

where $\theta_X = C_X/N_X$ is hydrogen saturation of X-type sites ($X = L$ or T) defined by volume concentrations of these sites in metal, N_X , and of hydrogen allocated to them, C_X , so that the total concentration $C = \Sigma C_X$, $E_b = G_L - G_T$ is the binding energy of hydrogen to trap, and $\beta = (RT)^{-1}$ is the Boltzmann's factor in terms of the gas constant R and temperature T . Then, e.g., for steels at usual HAF occurrence conditions $T \approx 300$ K and $\theta_L \sim 10^{-6}$ at utmost [3,6], reported values of E_b , being approximately in the range from 0.25 to 1.5 eV [2,14,15] yield $K \geq \sim 10^4$ and $\theta_T/\theta_L \geq \sim 10^4$.

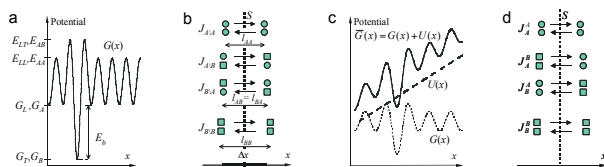


Figure 1. Schematics of (a) potential-position trace $G(x)$ for H in a lattice with different type sites L and T (or A and B); (b) combination of diffusion jumps between sites of different kinds (A – circles, B – quads) to evaluate partial fluxes; (c) distortion of lattice potential $G(x)$ by superposed field U ; (d) combination of hops to establish partial balances.

To this end, whenever L/T-partition of hydrogen in volume element $d^3\mathbf{x}$ around a point \mathbf{x} is in equilibrium, all partial concentrations $C_i(\mathbf{x}, t)$ ($i = 1, 2, \dots$) are related one to another via Eq. (3), so that all them, including the one corresponding to crystal imperfections responsible for HAF micro-mechanism, are biunivocally related to the total one $C(\mathbf{x}, t)$. In this case, continuum description of local HAF event by Eqs. (1)-(2) holds, as well as it may be rewritten explicitly in terms of the responsible partial concentration C_X merely by changing there the variable according to Eq. (3). Otherwise, HAF should be described taking in Eqs. (1)-(2) responsible concentration C_X instead of C , and accounting for L/T-exchange kinetics in analysis of hydrogen transport.

At any rate, hydrogen delivery to fracture sites proceeds by thermally activated hopping of H atoms between available sites in metal, i.e., by diffusion that turns out to be affected by trapping [2,4,6,7,10,13]. In this context, diffusion modelling is crucial for HAF analysis, prediction and control, as far as, combining with HAF experiments able to reveal fracture initiation time t_{cr} and location \mathbf{x}_{cr} , this allows to specify the critical concentration $C_{cr}(\boldsymbol{\sigma}, \boldsymbol{\varepsilon}_p)$, i.e., the fracture criterion (1), and to employ this criterion for assessment of fracture time of structures [12,16].

3. REVIEW OF MODELLING OF HYDROGEN DIFFUSION WITH TRAPPING

Both atomistic and thermodynamic arguments have been used to derive diffusion equations [1,4-11,13,15]. These approaches are not contradictory, but complementary [11] and capable to converge into the same field equations with certain insights about specific factors. Concerning traps, they were incorporated into resulting field equations in some cases via plausible postulating [4,6,7,17], but not from background principles (excepting few attempts with limited offspring [10,18,19] for HAF). In this section, diffusion equations grounding upon diffuser jumps probabilities is revisited.

3.1. Flux Equations

Isothermal diffusion by particles hopping among sites of kinds A and B is considered adopting the techniques used elsewhere [11,13,15,18-20]. Concerning the flux of the species through unit surface S normal to x -axis and situated there at position x , eight possible elementary steps can be grouped in pairs as shown in Fig. 1b, where l_{IJ} ($I, J = A$ or B) are jump distances between specified sites, so that each couple renders the net flux J_{AB} by forth and back hops between transboundary A and B sites, which are here diffuser releasers and receptors, respectively. The transition frequency Γ_{AB} from A-sites located at x' to B-ones at x'' per unit time depends on attempt frequency Ω_{AB} controlled by particle vibration frequency at given site $\omega_{0,A}$ and by potential barrier $\Delta E_{AB} = E_{AB} - G_A$, where E_{AB} is the free energy at saddle point of lattice potential $G(x)$ between A and B (Fig. 1a). The

frequency of successful hops depends on combined probability Y_B , which merges the probabilities γ_B that encountered receptor sites are the B-type ones and Θ_B that they are empty, that is

$$\Gamma_{AB} = [\Omega_{AB}]_x [Y_B]_{x'} \quad \text{at} \quad \Omega_{AB} = \omega_{0A}^x \exp(-\beta \Delta E_{AB}),$$

$$Y_B = \gamma_B \Theta_B, \quad \gamma_B = N_B/N, \quad \Theta_B = 1 - \theta_B \quad (4)$$

where $\omega_{0A}^x = \omega_{0A} f_A^x$ to reckon up the fraction f_A^x of hops that contribute to the flux through S having directions towards it, and $N = \sum N_i$ is the volume concentration of all available sites. (Note, that process parameters f_A , l_{AB} and ΔE_{AB} , according to the crystal symmetry, can depend on the x -axis orientation with respect to the lattice, causing this way diffusion anisotropy. They are isotropic, e.g., for interstitial sites in cubic lattice, and can be for "spherical" point-wise defects there, yielding $f_A = f = 1/6$ irrespectively of orientation.) Jump probability to any site is assumed to be not conditioned by that to another.

When some imposed potential field $U(x)$ distorts the lattice relief $G(x)$, Fig. 1c, ΔE_{AB} depends on jump sense, which biases the hopping probabilities. This implies modification of hopping frequency (4) with the factor $\exp(\pm 1/2 \beta \Delta x \nabla_x U)$, where the lower/upper sign there corresponds to jumps pro-/counter-wise the x -direction, $\Delta x = x' - x''$, and ∇_x is the x -component of a gradient.

Reckoning up the hops of particles from A to B sites through control surface S at position x , using Taylor series expansions of involved variables about x with respect to Δx and truncating them at the second term, the net partial transfer by forth and back A→B jumps can be obtained

$$\mathbf{J}_{AB} = -d_{AB} \{ Y_B \nabla C_A - C_A (\nabla Y_B - \beta Y_B \nabla U) \} \quad (5)$$

where the diffusivity $d_{AB} = \Omega_{AB} l_{AB}^2$ when $\Delta x = l_{AB}$ is taken. The total diffuser flux vector \mathbf{J} is the sum of the net partial ones \mathbf{J}_{AB} over all pairs of site kinds A and B, which reads:

$$\mathbf{J} = \sum_{A,B} \mathbf{J}_{AB} = - \sum_{A,B} d_{AB} Y_B C_A \nabla \ln(e^{\beta U} C_A / Y_B) \quad (6)$$

This holds for arbitrary number m of site types, e.g., the L-sites and $(m - 1)$ kinds of traps T_i ($i=1, \dots, m - 1$). Presented flux equations advance those derived elsewhere [18] in that arbitrary occupation degrees θ_i ($i = 1, \dots, m$) towards saturation are here admitted for all kinds of sites, and that alteration of lattice potential relief by some superposed field $U(x)$ is considered.

Description of diffusion in terms of specified partial fluxes can be supplemented with mass-balance relation being now the usual continuity equation:

$$\frac{C(\mathbf{x}, t)}{\partial t} = -\nabla \cdot \mathbf{J} = \nabla \cdot \sum_{A,B} d_{AB} Y_B \left[\nabla C_A - C_A \nabla \ln(e^{-\beta U} Y_B) \right] \quad (7)$$

3.2. Mass Balance

In contrast to the one-level system (single kind of sites), Eq. (7) does not accomplish description of diffusion in terms of concentrations C_i ($i = 1, \dots, m$) for the m -level case ($m > 1$) where a system of m balance equations must be built up. This requires to combine the same diffusion steps as shown in Fig. 2d to gather all forth and back jumps across S that fill/vacate the sites of the sort A in a region Δx around a point x by surmounting saddle points at $x \pm \Delta x/2$. Desired equations are derived here following the random walk theory and its continuum implementation [19,20].

Considering two-level system and addressing the net species supply into A-sites in a domain $\Delta x \ni x$ by overcoming saddle point at $x - \Delta x/2$ from all outer A- and B-sites, involved diffusion steps include the net income flux J_{AA} , and the resulting B↔A-exchange flux, which is as follows:

$$J_A^B = \left\{ e^{-1/2 \beta \Delta x \nabla_x U} [C_B l_{AB} \Omega_{BA}]_{x-\Delta x} [Y_A]_x \right\}$$

$$\left\{ -e^{1/2 \beta \Delta x \nabla_x U} [C_A l_{AB} \Omega_{AB}]_x [Y_B]_{x-\Delta x} \right\} \quad (8)$$

The net exit from A-sites in a domain Δx towards all sites beyond $x + \Delta x/2$ is defined similarly. Then, balancing transitions at both extremes of Δx , using power series expansions and disregarding higher order terms with Δx , mass balance for the species dwelling in A-sites can be derived. However, calculations in general terms are overly long and tedious, so that now we content ourselves with particular case when the sites characteristics are isotropic and uniform, i.e., jump frequencies $\Omega_{...}$ and lengths $l_{...}$ are constant, for which the following is deduced:

$$\frac{\partial C_A}{\partial t} = [Y_A C_A \nabla \ln(e^{\beta U} C_A / Y_A)] + d_{BA} Y_A \nabla \cdot [C_B \nabla \ln(e^{\beta U} C_B)]$$

$$- d_{AB} C_A (\nabla^2 Y_B - \beta \nabla Y_B \cdot \nabla U) +$$

$$+ [k_{BA} C_B (N_A - C_A) - k_{AB} C_A (N_B - C_B)] \quad (9)$$

where $k_{AB} = f^{-1} \Omega_{AB} / N = d_{AB} / (f N l_{AB}^2)$.

Similarly, balance for a diffuser dwelling in B-sites can be derived rendering the result that differs from Eq. (9) by permutation of the site labels A and B. This description is extensible for arbitrary number m of site types by taking in the right-hand part of Eq. (9) the sum over all site kinds from a set $\{B; B \neq A\}$. The last term in brackets in Eq. (9) represents transitions between the nearest neighbour sites of different types in a volume $d^3 \mathbf{x}$ around a point \mathbf{x} .

This way, the system of nonlinear differential equations (9) is derived for partial concentrations C_i ($i=A, B, \dots$ or

1, ..., m). Balance in terms of total concentration $C = \sum C_i$ can be obtained summing up the equations of the system (9) over site kinds totality $\{A\}$. After all, the result coincides with Eq. (7). One may notice here the similarity with equations built up by Leblond-Dubois [10] following distinct approach based on the construction of Boltzmann type transport equations. Present derivation advances the previous one [19] with respect to the sites saturability, their concentrations non-uniformity, and the contribution of a field U .

3.3. Equilibrium

The chemical potential μ_A of hydrogen residing in metal in sites of whichever type A is [13,15]

$$\mu_A(\theta_A) = \bar{G}_A + RT \ln(\theta_A / (1 - \theta_A)) \quad (10)$$

where \bar{G}_A is the free energy at the site with account for imposed potential U , $\bar{G}_A = G_A + U$ (Fig. 1c). At equilibrium, μ_A must be the same throughout a solid and in equilibrium with the input fugacity of hydrogen imposed by an environment, e.g., H_2 gas at pressure p that has chemical potential of hydrogen $\mu_p = \text{const}$. Then, for all sites at equilibrium $\mu_A = \mu_p$, which yields :

$$\left[\frac{\theta_A}{1 - \theta_A} \right]_{eq} = e^{\beta(\mu_p - \bar{G}_A)} = e^{\beta[\mu_p - (G_A + U)]} \quad (11 a)$$

or

$$\left[\frac{C_A}{(N_A - C_A)S_A} \right]_{eq} = \frac{1}{NS_A} \left[\frac{C_A}{Y_A} \right]_{eq} = e^{\beta\mu_p} \quad (11 b)$$

where $S_A = \exp(-\beta\bar{G}_A)$ is the solubility factor.

From the kinetics point of view, the numbers of forward and backward jumps between the nearest neighbour sites of distinct types in equilibrium are equal to each other in a volume $d^3\mathbf{x}$ around a point \mathbf{x} . This is expressed by detailed balance relation [20] being nothing else than equilibrium partition Eq. (3), which gets now more forms:

$$C_A \Omega_{AB} Y_B = C_B \Omega_{BA} Y_A \quad \text{or} \quad C_A d_{AB} Y_B = C_B d_{BA} Y_A$$

or

$$\theta_B (1 - \theta_A) = \theta_A (1 - \theta_B) \exp[\beta(G_A - G_B)] \quad (12)$$

One can verify that fluxes J_I ($I = A, B, \dots$) are nil at equilibrium by virtue of Eq. (11), and that the sum $J_{AB} + J_{BA}$, $A \neq B$, does the same with the aid of detailed balance (12). So, the total flux (6) is nil at equilibrium. As well, Eq. (9) at equilibrium yields $\partial C_A / \partial t = 0$ for all A-s by virtue of Eqs. (11) and (12), being the last term in brackets in Eq. (9) a paraphrase of the detailed balance (12).

4. SPECIAL FIELD EQUATIONS AND RETRIEVAL OF KNOWN MODELS

4.1. One-level System

In the case of diffusion over identical sites, say L-sites, Eqs. (5), (6), and (9) in the absence of any potential field $U(\mathbf{x})$ render Fick's laws for isothermal diffusion with lattice diffusivity $D_L = d_{LL} = \Omega_{LL} l_{LL}^2$ [11,13,15]. As well, they lead to the equations of uphill diffusion under imposed potential U , e.g., due to lattice dilatation under hydrostatic stress σ , when $U = -V_H \beta \sigma$, V_H is the partial molar volume of H in metal, as they are known both for dilute solutions at $\theta \ll 1$ [1,2,11,21] (hereafter the site type labelling is skipped wherever convenient) and for arbitrary degree of saturation $\theta = C/N$ [22]. For the latter more general case, the corresponding reduction of Eq. (5) yields the following:

$$\mathbf{J} = -D_L [\nabla C + \beta C (1 - \theta) \nabla U] \quad (13)$$

The balance equation is established then by common continuity relation, cf. Eq. (7).

4.2. Multi-level System, Implicit Description of Trapping: The Variable Solubility Model

Since the origin of potential $U(\mathbf{x})$ was not relevant in derivations, it can incorporate the intrinsic own lattice potential relief with variable depths of wells at interstitial sites, which yields variable solubility $S(\mathbf{x})$ according to the well bottom $\bar{G}(\mathbf{x})$ at location \mathbf{x} . This can be complemented with variable saddle point energy $E(\mathbf{x})$. Then, skipping site labels that become irrelevant, both Eqs. (5) and (6) can be rewritten in terms of the non-uniform both solubility and diffusivity as follows:

$$\mathbf{J} = -D(1 - \theta) C \nabla \ln \left(\frac{C}{(1 - \theta)S} \right) = -D(1 - \theta)^2 S \nabla \left(\frac{C}{(1 - \theta)S} \right) \quad (14)$$

where (cf. expressions (4), (5) and (11))

$$D(\mathbf{x}) = \omega_0(\mathbf{x}) \exp[-\beta(E(\mathbf{x}) - \bar{G}(\mathbf{x}))] l^2 \quad \text{and} \\ S(\mathbf{x}) = \exp(-\beta\bar{G}(\mathbf{x})) \quad (15)$$

With these flux equations, the mass balance is established by usual continuity relation, cf. Eq. (7).

This mode to describe diffusion, named [10] the non-uniform solubility model, deals with a system where neither interstitial positions nor saddle points are all identical, and so, it treats in effect a multilevel system. Though, specific sites are here indiscernible within each elementary volume $d^3\mathbf{x}$ around a point \mathbf{x} , where the values $\bar{G}(\mathbf{x})$ and $E(\mathbf{x})$ can be interpreted as effective averages over different sites with account for their amounts in regions, which are small in macroscopic sense, but large enough in microscopic one. Such averaging counts implicitly on equilibrium partition of a diffuser between sites of different kinds in $d^3\mathbf{x}$ disregarding traps filling/emptying kinetics.

Anyhow, excepting the term $(1 - \theta)$ that accounts for sites saturability, these equations render fairly the same as established for dilute solutions ($\theta \ll 1$) elsewhere both within the frameworks of microscopic kinetics [10] and macroscopic thermodynamics [1,5,9]. To this end, built up upon phenomenological account of measurable variables, but not relying on specification of atomic mechanisms, the latter approach extends the suitability of hydrogen diffusion description by means of Eq. (14) over much wider range of circumstances, such as non-uniformity of alloy composition, transient external fields (e.g., mechanical stresses), simultaneous (e.g., strain induced) phase transformations, cold working, non-isothermal diffusion (Soret effect), etc. [1,5,9,11]. Till now, these factors could not be incorporated satisfactorily in diffusion models via kinetics considerations. From another side, diffusion modelling accounting for the kinetics of H transitions between different microstructural entities ("sites") is not feasible on the way of thermodynamics.

4.3. Multi-level System, Explicit Description of Trapping

When conditions of system equilibrium are not fulfilled, it evolves to equilibrium. Various transitions can be discerned there. One of them is rather long-distance transfer that drives to global equilibrium via fluxes represented by respective equations of the previous section. Besides, localised processes of H exchange between the nearest sites of different kinds are there involved, too, which tend to local equilibrium expressed by the detailed balance (12). Corresponding process rates, which may depend on both intrinsic (e.g., vibration frequency and jump length) and extrinsic (such as diffusion distance) factors, may be so distinct, that in the time scale of interest (e.g., for membrane permeation or for hydrogen delivery to fracture locations) some processes may have attained equilibrium while others have not yet.

4.3.1. Diffusion under Traps-Lattice Equilibrium

One possibility of the mentioned partial equilibrium is when detailed balance is quickly reached and maintained during diffusion, e.g., when relatively long diffusion distances x_{cr} with corresponding times $t \sim x_{cr}^2/(4D)$ [23] are of interest. Suggested by Oriani [17] to be kept during diffusion, the hypothesis of local equilibrium assumes that detailed balance (12) holds for all nearest neighbour A and B sites, so that partial balance (9) in the case of multiple B-sites yields:

$$\frac{\partial C_A}{\partial t} = d_{AA} \nabla \cdot \left[Y_A C_A \nabla \ln \left(\frac{e^{\beta U} C_A}{Y_A} \right) \right] + \sum_B d_{AB} \frac{C_A}{C_B} \nabla \cdot \left[Y_B C_B \nabla \ln \left(\frac{e^{\beta U} C_B}{Y_B} \right) \right] \quad (16)$$

The global balance (7) for two-level system (for multi-level one the sum is to be taken over all site types) under local equilibrium is reduced to the following:

$$\frac{\partial C}{\partial t} \equiv \frac{\partial (C_A + C_B)}{\partial t} = \nabla \cdot \left[\left(d_{AA} Y_A C_A + 2d_{AB} Y_B C_A + d_{BB} Y_B C_B \right) \nabla \ln \left(\frac{C_A}{S_A Y_A} \right) \right] \quad (17)$$

Accompanying Eq. (17) with the detailed balance (12), which may be solved with respect to C_B ,

$$C_B = \frac{N_B C_A K / N_A}{1 + C_A (K - 1) / N_A} \quad (K = e^{\beta E_b}, E_b = G_A - G_B) \quad (18)$$

the system of partial-differential equations of diffusion with trapping converts into the system of one partial-differential and a series of algebraic equations (17) and (18) with respect to partial concentrations C_I ($I = A, B, \dots$). This system transforms into the sole differential equation (17) with respect to C_A by substitution there C_B according to Eq. (18).

It can be verified that, labelling $A \equiv L$ to be lattice sites and $B \equiv T$ traps, at $\theta_L \ll 1$ and $\gamma_T \ll \gamma_L \approx 1$, and so, $Y_T \ll 1$, which are usually met in HAF of engineering alloys [6], and $d_{BX}/d_{AX} \sim \exp(-\beta E_b) < \sim 10^{-4}$ at $E_b > 0.2$ eV [2,14,15] for $X = L$ or T , Eqs. (17)-(18) convert into the equation of trap-assisted diffusion [4] as implementation of Oriani's [17] equilibrium hypothesis:

$$\left(1 + \frac{\partial C_T}{\partial C_L} \right) \frac{\partial C_L}{\partial t} = \nabla \cdot \left[D_L (\nabla C_L - C_L \nabla \ln S_L) \right] \quad (19)$$

at $C_T = C_L K N_T / (N_L + K C_L)$.

4.3.2. Diffusion with Account for Lattice/Trap Exchange Kinetics

The system of equations (9), which describes hydrogen diffusion affected by traps in rather general terms, is tough to solve. Taking advantage of circumstances usually met in HAF, it can be reduced to more suitable forms. Namely, $\theta_L \ll 1$, $\gamma_T \ll \gamma_L \approx 1$, and thus $Y_T \ll Y_L \approx 1$, as well as $d_{TX}/d_{LX} \ll 1$ ($X = T$ and L) usually hold in HAF, but the matter of local L/T-equilibrium is not ensured *a priori*. Then, taken for granted that $T \rightarrow T$ jumps are fairly improbable, the total flux \mathbf{J} , Eq. (6), and the partial balance for C_T , Eq. (9), can be assessed as follows:

$$\mathbf{J} = \mathbf{J}_{L \rightarrow L} \left\{ 1 + \frac{d_{TT}}{d_{LL}} \left[Y_T O \left(\frac{|\nabla C_T|}{|\nabla C_L|} \right) + O \left(\frac{C_T}{C_L} \right) \right] \right\} + \frac{d_{LT}}{d_{LL}} \left[Y_T O(1) + o(C_L) \right] + \frac{d_{TL}}{d_{LL}} O \left(\frac{|\nabla C_T|}{|\nabla C_L|} \right) \quad (20)$$

$$\frac{\partial C_B}{\partial t} = \frac{d_{LT}}{d_{AA}} Y_T \nabla \cdot \mathbf{J}_{L \rightarrow L} + \frac{1}{f l^2} (d_{AB} Y_B C_A - d_{BA} C_B) \quad (21)$$

Accordingly, if neither ratios of partial concentrations C_T to C_L and their gradients nor the lattice-hopping flux $\mathbf{J}_{L,L}$ are too large to forbid the terms with $d_{TX}/d_{LX} \ll 1$ and $Y_T \ll 1$ to be despised in Eqs. (20) and (21), Eqs. (17)-(18) convert into the system of partial- and ordinary-differential equations postulated by McNabb-Foster [7], now extended for variable solubility S_L as:

$$\frac{\partial}{\partial t}(C_L + C_T) = \nabla \cdot [D_L(\nabla C_L - C_L \nabla \ln S_L)]$$

$$\frac{dC_T}{dt} = (k_{LT}/N)(N_T - C_T)C_L - k_{TL}C_T \quad (22)$$

Obviously, these specialised equations of trap-affected diffusion are additively extensible for the case of multiple trap kinds T_i ($i = 1, \dots$) as the antecedent general Eqs. (7) and (9) do.

The system of equations (22) with respect to a number of concentrations C_i ($i = 1, \dots, m$) may complicate numerical simulations of diffusion, with oversized discrete approximations.

5. SUMMATION: SUITABILITY OF MODELS FOR HAF ANALYSIS

The system of equations of diffusion with trapping, which is derived here from kinetics principles, provides generalisation of pertinent previously suggested models, as well as it retrieves special ones typically either raised on the thermodynamics bases or postulated partially from microscopic arguments. This way, simpler equations of specialised models gain clarification of involved approximations and, respectively, of the requisites of their applicability. This allows reasoned pondering of their advantages and limitations to select optimal models for HAF-case analyses.

Demonstrated relation of general kinetics-based equations of trapping-affected diffusion with thermodynamics-grounded variable-solubility model visualises the incorporation of traps in this latter. However, its solid thermodynamics foundation makes it capable of accounting of wider variety of factors that influence hydrogen diffusion in metals, but are not amenable to incorporation in kinetics analysis. These are phase transformations under loading (e.g., $\gamma \rightarrow \alpha$ transition in steels), variable alloy composition, thermo-diffusion, and all microstructural features, such as inclusions, grain boundaries or dislocations, which, strictly speaking, can hardly be treated as point-wise lattice irregularities that the majority of kinetics-based models deal with. With variable solubility model, numerous factors of H behaviour in metals can be incorporated in HAF analyses and simulations through macro-level determined, i.e., apparent or measurable, diffusivities and solubilities being in this case dependent on microstructure, cold working, etc. It is the advantage of this model in addition to its linearity, which substantially streamlines computations. Furthermore, the inability of this model to describe dissymmetry between hydrogenation and dehydrogenation kinetics seems to be case-dependent for HAF analyses.

Concerning diffusion models that account for trapping explicitly, they lack of the majority of attractions of the preceding one, as far as they cannot account for a series of cited diffusion-influencing factors. In return, they describe hydrogenation-degassing dissymmetry and a series of other trap-related abnormalities of diffusion. However, this improvement raises computational expenses of managing non-linear partial-differential or integro-differential equations. Moreover, one ought to be aware that large concentration gradients that can be met, e.g., in the proximity of hydrogen entry surface at short diffusion times can invalidate the requisites of smallness of the ratios of partial concentrations and their gradients, which justify the reduction of general system of diffusion equations (9) to the special case (23) of McNabb-Foster.

Acknowledgements

This undertaking was inspired by challenges of the EU's 7FP Project "MultiHy" (<http://multihy.eu>).

REFERENCES

- [1] J. Toribio, V. Kharin, *Corr. Rev.*, 19 (2001) 207–252.
- [2] J.P. Hirth, *Met. Trans.*, A11 (1980) 861-890.
- [3] R.P. Gangloff, in: *Comprehensive Structural Integrity*. Vol. 6, Elsevier, 2003, pp. 31–101.
- [4] P. Sofronis, R. McMeeking, *J. Mech. Phys. Solids* 37 (1989) 317-350.
- [5] J. Toribio, V. Kharin, *ASTM STP* 1343 (1999) 440-458.
- [6] A. Krom, A. Bakker, *Met. Trans.*, B31 (2000) 1475-1482.
- [7] A. McNabb, P. Foster, *Trans. AIME* 227 (1963) 618-627.
- [8] I. Bekman, in: *Interaction of Hydrogen with Metals*, Moscow, 1987, pp. 143-177.
- [9] J. Waisman, G. Sines, L. Robinson, *Met. Trans.* 4 (1983) 291-302.
- [10] J. Leblond, D. Dubois, *Acta Met.* 31 (1983) 1459-1469.
- [11] S. Bokshtein, et al, *Thermodynamics and Kinetics of Diffusion in Solids*, Oxonian Press, 1985.
- [12] V. Kharin, *Sov. Materials Sci.* 23 (1987) 348-357.
- [13] R. Kirchheim, *Acta Met.* 30 (1982) 1069-1078.
- [14] A. Pisarev, B. Chernikov, in: *Interaction of Hydrogen with Metals*, Moscow, 1987, pp. 233-264.
- [15] Y. Fukai, *The Metal-Hydrogen System*, Springer, 2005.
- [16] J. Toribio, V. Kharin, *Materials Sci.* 42 (2006) 263-271.
- [17] R. Oriani, *Acta Met.* 18 (1970) 147-157.
- [18] R. Barrer, *J. Membrane Sci.* 18 (1984) 25-35.
- [19] J.M. Hill, *Scr. Met.* 13 (1979) 1027-1031.
- [20] A. Allnatt, A. Lidiard, *Atomic Transport in Solids*, Cambridge Univ. Press, 2003.
- [21] H. Wipf, *Phys. Scripta* T94 (2001) 43-51.
- [22] R. Fuentes-Samaniego, J. Hirth, *Phys. Stat. Solidi* 106 (1981) 359-371.
- [23] R. Barrer, *Diffusion in and Through Solids*, Cambridge Univ. Press, 1951.

ESTUDIO ATOMÍSTICO DE LOS MECANISMOS DE DEFORMACIÓN EN PROBETAS DE Mg DE ORIENTACIÓN [0001] PREAGRIETADAS

A. Luque*, W. A. Curtin

Laboratory of Multiscale Mechanics Modeling
Institute of Mechanical Engineering
École Polytechnique Fédérale de Lausanne
Lausanne, CH-1015, Switzerland
*E-mail: aitor.luque@epfl.ch

RESUMEN

El magnesio es un candidato ideal como material estructural ligero, pero presenta una fuerte anisotropía plástica, que afecta a su ductilidad. Aún permanecen abiertas ciertas cuestiones relacionadas con la activación de sus sistemas de deslizamiento y maclaje. Se presentan resultados de dinámica molecular de probetas monocristalinas de magnesio preagrietadas, sometidas a tracción. La orientación axial de las probetas corresponde a la dirección [0001], de forma que la activación del sistema basal está impedida, habiéndose de activar otros modos de deformación. Las simulaciones se realizaron con diferentes orientaciones de la grieta dentro del plano basal. La activación de los sistemas de maclaje está favorecida, particularmente cuando [2-1-10] es eje zonal. Existe también un efecto importante de la interacción de las maclas con las superficies y con la grieta, que permite la nucleación de maclas de tracción. Estos resultados coinciden con lo observado experimentalmente en ensayos de flexión cuando se induce el agrietamiento de la probeta.

ABSTRACT

Magnesium is an excellent candidate as lightweight material, but presents a strong plastic anisotropy which affects its ductility. There still remain open questions regarding the activation of different slip and twinning systems. We present molecular dynamics results of cracked Mg single-crystalline specimens under tension, the axial orientation of the specimens being the [0001] direction. The activation of basal slip system is thus impeded, and other deformation modes need to activate. The simulations were carried out with different crack orientations within the basal plane. The activation of twinning systems is favoured, particularly when [2-1-10] acts as zonal axis. There exists an important effect of the interaction of present twins with sample surfaces and the crack tip, which also permits the nucleation of tension twins. These results coincide with those experimentally observed in bending tests which induce cracking in the tensile side of the sample.

PALABRAS CLAVE: Dinámica molecular, magnesio, maclaje/*twinning*.

1. INTRODUCCIÓN

La baja densidad del magnesio hace que sea un material muy atractivo para aplicaciones estructurales en las que deben darse a la vez alta resistencia y bajo peso. Sin embargo, la deformación plástica en el magnesio (estructura hexagonal compacta, hcp) ocurre por deslizamiento en planos basales, en condiciones de bajas sollicitaciones mecánicas, y por deslizamiento en planos piramidales y maclaje, para elevadas tensiones. Dichos modos son estrictamente necesarios para hacer compatible la deformación macroscópica con la que se ha de dar a nivel microscópico. Sin embargo, esta anisotropía elástica hace que el Mg policristalino presente una ductilidad relativamente baja. Hoy en día, la investigación se centra en mitigar estos efectos mediante el control de la textura del material por la vía

del procesado y la aleación, y la modificación de las tensiones de cortadura resultas críticas [1, 2]. Los experimentos a nivel micro- y nanométrico permiten entender el comportamiento mecánico fundamental en monocristales en relación con los modos de deslizamiento [3-8]. Como complemento a estos estudios, las simulaciones y la modelización permiten aportar luz a cuestiones como el efecto de la aleación a la estructura de las dislocaciones, la predicción de tensiones críticas, la reacción o transformación de dislocaciones y el efecto de las juntas de grano y de la textura del material [9-15]. En este trabajo nos interesamos en los modos de deformación observados en experimentos de flexión realizados en nanopilares con una orientación que no favorece la deformación por deslizamiento del sistema basal [7].

Los sistemas de deslizamiento y maclaje del magnesio aparecen en la figura 1 [16]. El sistema basal y el sistema prismático producen deformaciones a lo largo de $\langle a \rangle$ pero no a lo largo de $\langle c \rangle$ (donde $\langle a \rangle = [2-1-10]$ y $\langle c \rangle = [0001]$ son los vectores que definen la celda unitaria del Mg hcp). Para acomodar la deformación en este eje, han de activarse sistemas piramidales $\langle a+c \rangle$ o de maclaje, lo que ocurre con tensiones hasta ~ 25 veces más elevadas que las que activan el deslizamiento en el plano basal [3-8]. Así, en ensayos de flexión [7], se ha podido observar que tiene lugar la nucleación de maclas de distinto tipo, asociadas a la aparición de grietas en el lado tractivo de las probetas.

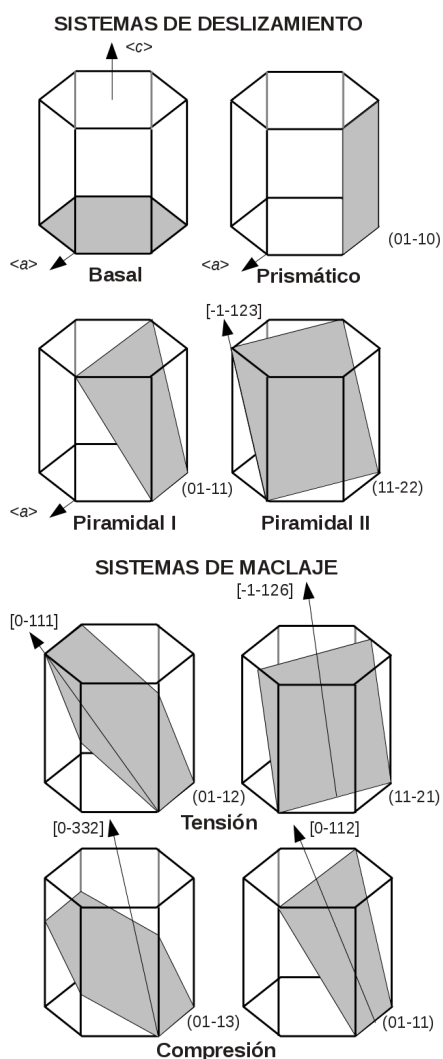


Figura 1. Celdas unitarias en Mg hcp que muestran los diferentes sistemas de deformación: (arriba) sistemas de deformación por deslizamiento basal, prismático y piramidal; (abajo) sistemas de deformación por maclaje de tensión y de compresión.

Este trabajo recoge resultados de dinámica molecular con los que comprender mejor el comportamiento plástico del magnesio ante la presencia de grietas, reproduciendo el comportamiento observado en ensayos de flexión con nanopilares de Mg. Las simulaciones se

realizan a temperatura ambiente y a una velocidad de deformación de 10^7 s^{-1} , que supera las velocidades de deformación de los experimentos (10^{-2} s^{-1}). Sin embargo, los resultados de estas simulaciones coinciden con los experimentos de forma cualitativa: el maclaje se ve favorecido y, según las condiciones de deformación, se pueden observar distintos tipos de macla. Sin embargo, no se produce un sustancial avance de la grieta y tampoco se observa el fenómeno de *nanotwinning*.

2. DETALLES DE LA SIMULACIÓN

Las simulaciones realizadas consistieron en ensayos virtuales de tracción en muestras monocristalinas de magnesio en las que se introdujo una grieta, aunque se ofrecerán resultados de probetas no agrietadas como referencia. La orientación de las probetas es tal que los ejes x, y y z son paralelos a $\langle a \rangle$, a la dirección $[01-10]$ y a $\langle c \rangle$, respectivamente. La dirección de aplicación de la carga es el eje z , es decir, $\langle c \rangle$, con lo que la tensión resuelta sobre el sistema basal es cero, y la deformación ha de ocurrir por activación de otros sistemas de deslizamiento o por maclaje, como puede verse en la tabla 1.

Tabla 1. Factores de Schmid [17] correspondientes a los sistemas de deslizamiento y maclaje disponibles en Mg al aplicar una carga tractiva en dirección $[0001]$.

Sistema de deformación		Factor de Schmid
Basal	$(0001)\langle 11-20 \rangle$	0
Prismático	$\{10-10\}\langle 1-210 \rangle$	0
Piramidal I	$\{10-11\}\langle 1-210 \rangle$	0
Piramidal II	$\{11-22\}\langle 11-2-3 \rangle$	0.45
Macla de tensión	$\{10-12\}\langle -1011 \rangle$	0.5
Macla de compresión	$\{10-11\}\langle -1012 \rangle$	0.42

En todos los casos, las dimensiones de la probeta fueron $\sim 10 \times 11 \times 30 \text{ nm}^3$. La entalla se introdujo en el plano medio de la muestra y, por tanto, está contenida en un plano (0001) . Para la orientación de la punta de la grieta se probaron dos direcciones, en particular las dadas por $\langle a \rangle$ y por la dirección $[0-110]$, es decir, ejes x e y , respectivamente. Las dimensiones de la entalla son 1.1 nm en dirección z y 2.2 nm en dirección perpendicular a la línea que contiene la punta de la grieta. Con estas dimensiones, la entalla es lo suficientemente larga para obtener un sustancial efecto concentrador de tensiones en la punta de la entalla, y lo suficientemente ancha para que no se produzca el colapso de los labios de la grieta. Además, se impusieron condiciones de contorno periódicas a lo largo del eje z , mientras que las condiciones de contorno en los otros dos ejes fueron de superficie libre (aunque sus resultados no se recogen aquí, también se probaron condiciones de contorno periódicas, pero los modos de deformación son los mismos y las tensiones críticas, sólo algo mayores).

Las simulaciones se llevaron a cabo mediante el programa LAMMPS [18] y la visualización de los resultados se realizó mediante OVITO [19]. La técnica de dinámica molecular empleada fue el *embedded-atom method* [20] y el potencial interatómico para el Mg fue obtenido de Liu y colaboradores [21], pues ofrece resultados relacionados con la estructura de macla que concuerdan muy bien con simulaciones *ab-initio* [12]. La temperatura se mantuvo a 300 K mediante la aplicación del termostato de Nosé-Hoover [23, 24]. El paso por etapa de integración fue el mismo en todas las simulaciones e igual a 1 fs.

Una vez introducida la entalla, las probetas se relajaron para alcanzar la temperatura objetivo (300 ± 15 K) y una tensión longitudinal inicial igual a cero (0 ± 25 MPa). Finalmente, la dimensión z del sistema de simulación varió a una velocidad de deformación de 10^7 s⁻¹. Esta elevada velocidad de deformación sólo permite hacer observaciones de tipo cualitativo. Se podrían obtener predicciones cuantitativas más precisas aplicando un esquema de modelización como en la Ref. [25].

3. RESULTADOS

3.1. Tracción de muestras no agrietadas.

Cuando se someten a tracción probetas como las descritas anteriormente pero sin grieta, primero se puede observar un régimen elástico caracterizado por un módulo de Young de 53 GPa, frente a los 56 GPa que da el potencial en la dirección [0001], por la presencia de superficies libres. Después se activa un mecanismo de deformación plástica. En este caso, se trata de la nucleación de una única macla de tensión, que lleva asociada una fuerte caída de la tensión. Por tanto, no puede producirse el fenómeno de *nanotwinning* que se observa experimentalmente [7]. La tensión a la que tiene lugar la nucleación de la macla en una de las esquinas a la velocidad de deformación de 10^7 s⁻¹ es elevada, ~ 2.9 GPa, pues se trata de un proceso de nucleación homogénea. En micro- y nano-pilares [5-8], la presencia de dislocaciones, defectos superficiales o contaminación introducida durante su fabricación mediante FIB, reduce drásticamente este valor.

3.2. Tracción de muestras con entalla colocada según (0001)[2-1-10].

La presencia de la entalla no cambia sustancialmente el comportamiento mecánico. Se sigue observando un régimen elástico, con un módulo elástico algo menor (50 GPa), seguido de una fuerte relajación de la tensión asociada a la deformación plástica. Desde la punta de la grieta se puede ver la nucleación y posterior emisión de una dislocación en el plano {10-11}, como se muestra en la figura 2.a. El análisis de los desplazamientos atómicos para determinar el vector de Burgers, que no se presenta aquí, revela que se trata de $\langle -10\bar{1}2 \rangle$ y, por

tanto, una dislocación de macla de compresión. La tensión con la que tiene lugar su nucleación es 1.7 GPa, casi la mitad que en el caso sin entalla, por el efecto concentrador de tensiones, aunque el tipo de macla nucleada es diferente.

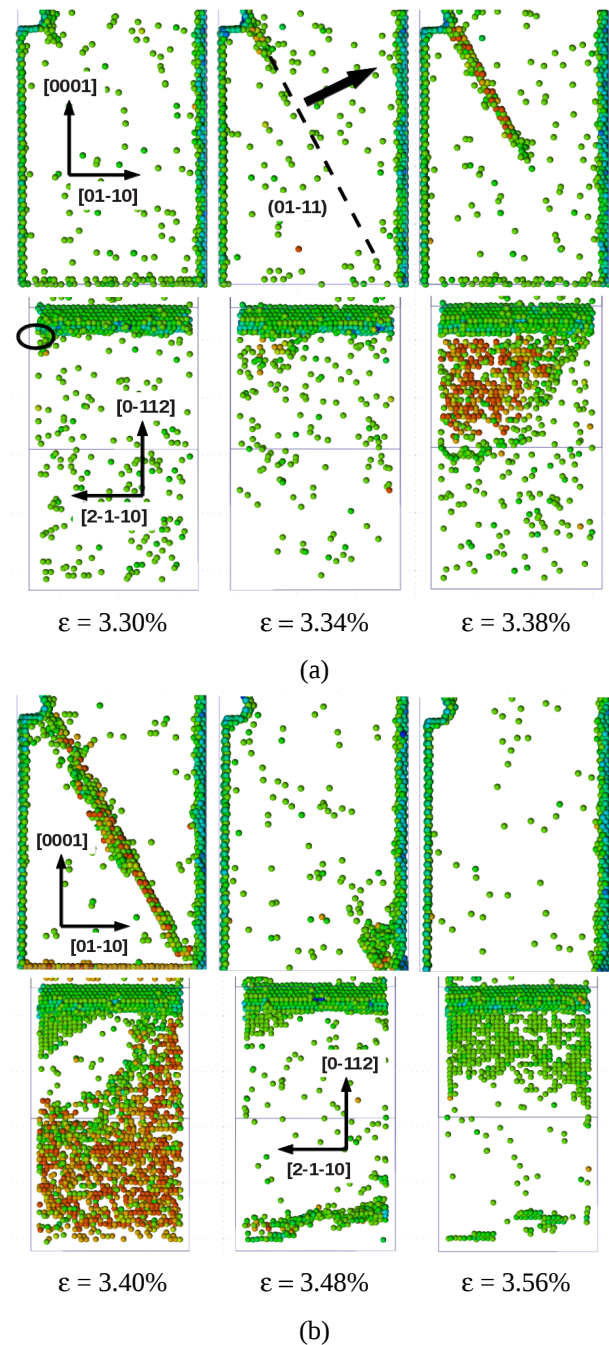


Figura 2. Vistas lateral y desde [01-11] de la probeta de Mg con grieta orientada según (0001)[2-1-10], sometida a tracción a 300 K y a 10^7 s⁻¹. (a) Primera dislocación y (b) segunda dislocación. El código de colores es el número de coordinación. Los átomos de las superficies perpendiculares a la dirección [2-1-10] y los que conservan la estructura cristalina original han sido eliminados, para facilitar la visualización.

A medida que la dislocación se acerca a la superficie, se produce la interacción entre ambas, que hace deflexionar la dislocación, formando un defecto basal, cuya energía de defecto de apilamiento estable es 54 mJm^{-2} [9] (vs. 63 mJm^{-2} [26] de la macla de compresión). La figura 2.b muestra este fenómeno, así como la emisión de una segunda dislocación del mismo tipo, en un plano contiguo al de la primera dislocación, como indica de nuevo el análisis de los desplazamientos atómicos. Además, a sus vectores de Burgers se les superponen pequeños desplazamientos (*shuffles*), de magnitud menor que $a = 0.3196 \text{ nm}$ [21], a lo largo de la dirección dada por $\langle a \rangle$. El fenómeno por el que éstos tienen lugar recibe el nombre de *atomic shuffling*, y ha sido observado en este sistema de maclaje [27]. Frente a las condiciones de contorno periódicas del sistema simulado en la Ref. [27], que conservan la estructura de la macla, las superficies libres de nuestras probetas, junto con las reducidas dimensiones de las mismas, hacen que se recupere la estructura cristalina original.

Las maclas de compresión han sido observadas en nanopilares de Mg cuando éstos se someten a un ensayo de flexión [7]. Se inducen entonces grietas en el lado tractivo, que estimulan la nucleación de dichas maclas [28]. Sin embargo, en las simulaciones que aquí se presentan, no tiene lugar el *nanotwinning*, debido a la fuerte relajación de la tensión después de la emisión de las dislocaciones. Experimentalmente el *nanotwinning* queda reducido a una zona cercana a la grieta, y con capacidad para desviar el avance de la grieta, que aquí no se observa. Cabe señalar que, frente al mecanismo de la macla de tensión observado tanto en experimentos [7] como en simulaciones [25] en nano-pilares sometidos a tracción, los fuertes gradientes de tensión pueden ser responsables de la activación de un modo plástico menos favorable a priori [29]. Si, tras su nucleación, la grieta se propaga localmente en modo I, cabría esperar que las maclas fueran de tensión, como se muestra en la tabla 1, y no de compresión, como en la Ref. [7] y en este trabajo. Sin embargo, en condiciones de elevada tensión y elevados gradientes, la energía de activación de algunos modos de deformación plástica puede verse reducida [30].

Cuando se sigue deformando la probeta (ver figura 3), al alcanzar una tensión de 1.6 GPa, se vuelve a nuclear una dislocación de macla a compresión, y una segunda dislocación, más tarde, al alcanzar $\sim 1.4 \text{ GPa}$. Es interesante observar el efecto de las superficies de la probeta y la interacción de las dislocaciones con ellas. Al avanzar la dislocación por el plano (0-11), en combinación con *shuffles* en la dirección de $\langle a \rangle$, se forma una nueva región de material, lejos de la punta de la grieta (figura 3.b). Se trata de una macla de tensión, como demuestra el análisis de orientación con respecto al material de partida. Pero al haberse producido la relajación tensional tras la emisión de la segunda dislocación, el valor de la tensión no es suficiente para estabilizar la macla de tensión en la matriz (debería ser

mayor que 1.17 GPa a 300 K [25]), y ésta acaba desapareciendo.

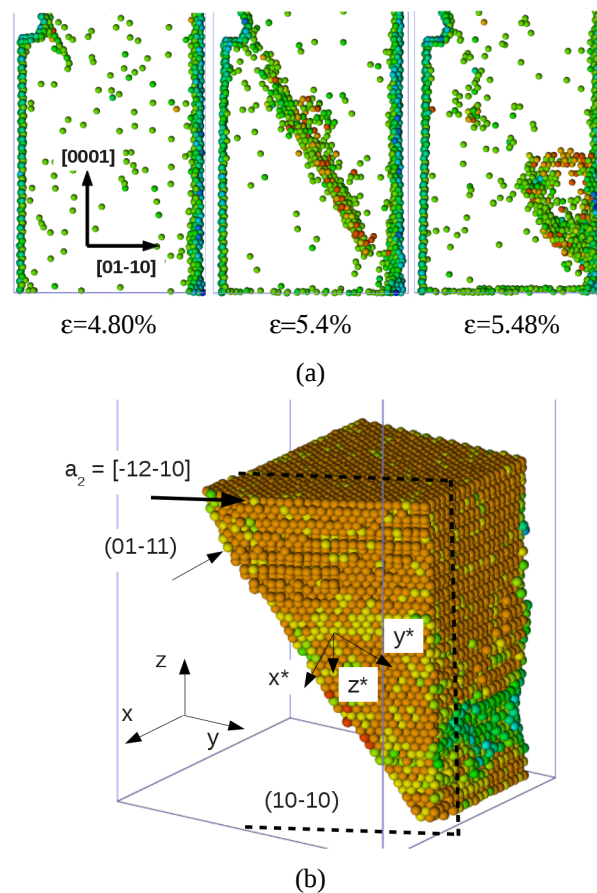


Figura 3. (a) Vista lateral de la probeta de Mg con grieta orientada según $(0001)[2-1-10]$, sometida a tracción a 300 K y a 10^7 s^{-1} . El código de colores es el número de coordinación. (a) Tercera y cuarta dislocación y macla de tensión. Los átomos con estructura hcp y en superficies perpendiculares a $[2-1-10]$ han sido eliminados, para facilitar la visualización. (b) Análisis de orientación para identificar el tipo de macla. Se han realizado varios cortes para poner en evidencia planos y direcciones relevantes. El ángulo entre las direcciones basales de matriz y macla es $\sim 90^\circ$, representativo de la macla de tensión. Matriz y macla conservan un dirección común, $\langle a_2 \rangle$.

3.2. Tracción de muestras con entalla colocada según $(0001)[01-10]$.

Al colocar la punta de la entalla en la dirección $[01-10]$, la dirección $\langle a \rangle$ deja de ser eje zonal (ver figura 1, en sistemas de maclaje). Cabe esperar que no sean los mismos modos de deformación plástica de la configuración con la grieta contenida en $(0001)[2-1-10]$ los que se activen en este caso.

El módulo elástico para esta nueva configuración es $\sim 50 \text{ GPa}$, y la tensión con la que se observa la nucleación de dislocaciones es $\sim 1.5 \text{ GPa}$, valores no muy diferentes de

los anteriores. Pero al considerar el tipo de modo plástico activado y compararlo con el caso ya analizado, se puede ver (figura 4) que no se trata de una dislocación de macla sino una correspondiente al sistema de deslizamiento (2-1-12)[-2113], es decir, piramidal II (figura 1).

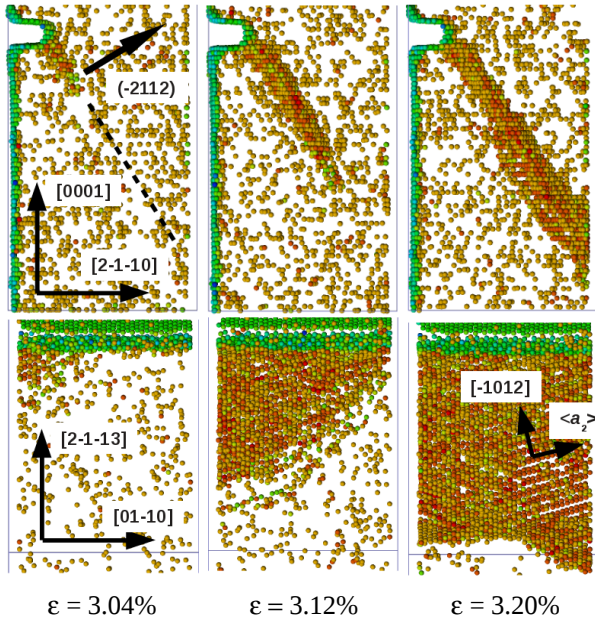


Figura 4. Vistas lateral y desde [-2112] de la probeta de Mg con grieta orientada según (0001)[01-10], sometida a tracción a 300 K y a 10^7 s^{-1} , mostrando los modos de deformación activados: piramidal II y macla de compresión. El código de colores es el número de coordinación. Se han eliminado los átomos de las superficies perpendiculares a la dirección [01-10] y los que conservan la estructura cristalina original, para facilitar la visualización.

El hecho de que la dirección [01-10] sea eje zonal facilita la activación de este sistema de deslizamiento (ver figura 1). Sin embargo cabe señalar que, en su avance por el plano (-2112), la dislocación sufre otros procesos (*tilt*, *climb*) y puede observarse una región orientada de acuerdo con la dislocación de macla de compresión y, finalmente, la formación de un defecto basal. Esto es posible ya que, por un lado, la energía asociada al defecto de apilamiento estable en el sistema piramidal II (198 mJm^{-2} [12]) es mucho mayor que las correspondientes a la macla de compresión y a la dislocación basal, mencionadas anteriormente. Por otro lado, estos cambios de plano requieren movimientos laterales que son posibles por la presencia de las superficies libres (figura 4).

Al aumentar la deformación, se observa la formación de una macla de tensión (figura 5). Por tanto, esta configuración de la grieta también favorece la activación del maclaje. La tensión crítica para su nucleación es menor que en el caso de nucleación homogénea ($\sim 0.5 \text{ GPa}$ vs. $\sim 2.9 \text{ GPa}$), pues tiene lugar

en la punta de la grieta y asociada a la dislocación presente. En este caso, sí se observa el crecimiento de la macla, como se ve en la figura 5. La proximidad a la punta de la grieta es la causa de este hecho, ya que el gradiente en la zona puede introducir la tensión necesaria para estabilizar la macla. Además, el proceso de crecimiento de la macla ocurre sin aumento de la tensión macroscópica, lo cual corrobora esta idea.

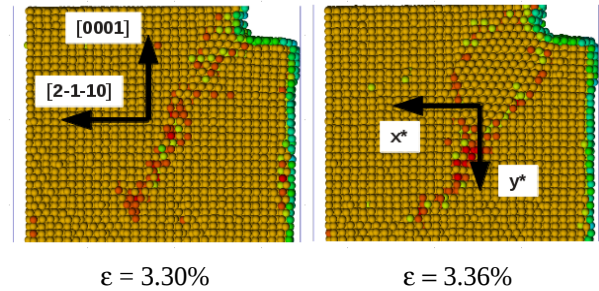


Figura 5. Vista lateral de la probeta de Mg con grieta orientada según (0001)[01-10], sometida a tracción a 300 K y a 10^7 s^{-1} , mostrando la formación de una macla de tracción y los ejes locales. Nótese que el ángulo formado entre los planos basales de matriz y macla es de $\sim 90^\circ$ y que ambas comparten la dirección $\langle a \rangle$. El código de colores es el número de coordinación. Se han eliminado los átomos de la superficie perpendicular a [01-10] para facilitar la visualización.

4. CONCLUSIONES

Se han llevado a cabo simulaciones de dinámica molecular a temperatura ambiente en probetas de Mg de orientación [0001], preagrietadas y sometidas a tracción, cuyos resultados se han comparado con experimentos de flexión de nano-pilares de la misma orientación, en los que se inducen grietas en la parte tractiva.

En general, el modo de deformación plástica activado coincide con el de los experimentos, esto es, maclaje, tanto con maclas de tracción como de compresión. Se ha observado que las elevadas tensiones y los fuertes gradientes presentes en el entorno de la punta de la grieta juegan un papel fundamental en la activación y estabilización de modos plásticos menos favorecidos a priori. La presencia de superficies libres, que permiten introducir *shuffles* a nivel local, también contribuye a la formación de estos defectos. Sin embargo, no se observa un sustancial avance de la grieta, por el limitado nivel de deformación alcanzado en estas simulaciones, ni *nanotwinning*, por la fuerte relajación tensional tras la nucleación de estos defectos, entre otras razones.

AGRADECIMIENTOS

A.L. desea agradecer al Prof. J.M. Martínez-Esnaola (CEIT y TECNUN-Universidad de Navarra) y a la Dra. M. Ghazisaeidi (Brown University) por su colaboración.

REFERENCIAS

- [1] Mackenzie, L.W.F. y Pekguleryuz, M., *The influences of alloying additions and processing parameters on the rolling microstructures and textures of magnesium alloys*, *Materials Science and Engineering A* 480, 2008, 189-197.
- [2] Shi, B.Q., Chen, R.S. y Ke, W., *Effects of forging processing on the texture and tensile properties of ECAEd AZ80 magnesium alloy*, *Materials Science and Engineering A* 546, 2012, 323-327.
- [3] Obara, T., Yoshinga, H. y Morozumi, S., *{11-22}<-1-123> slip system in magnesium*, *Acta Metall.* 21, 1973, 845-853.
- [4] Byer, C.M., Li, B., Cao, B. y Ramesh, K.T., *Microcompression of single-crystal magnesium*, *Scripta Mater.* 62, 2010, 536-539.
- [5] Lilleodden, E., *Microcompression study of Mg (0001) single crystal*, *Scripta Mater.* 62, 2010, 532-535.
- [6] Kim, G.S., *Small volume investigation of slip and twinning in magnesium single crystals*, tesis doctoral, Grenoble, Francia, 2011.
- [7] Yu, Q., Qi, L., Chen, K., Mishra, R.K., Li, J. y Minor, A.M., *The nanostructured origin of deformation twinning*, *Nano Letters* 12, 2012, 887-892.
- [8] Syed, B., Geng, J., Mishra, R.K. y Kumar, K.S., *[0001] Compression response at room temperature of single-crystal magnesium*, *Scripta Mater.* 67, 2012, 700-703.
- [9] Yasi, J.A., Nogaret, T., Trinkle, D.R., Qi, Y., Hector Jr., L.G. y Curtin, W.A., *Basal and prism dislocation cores in magnesium: comparison of first-principles and embedded-atom-potential methods predictions*, *Modelling Simul. Mater. Sci. Eng.* 17, 2009, 055012.
- [10] Yasi, J.A., Hector Jr., L.G. y Trinkle, D.R., *First-principles data for solid-solution strengthening of magnesium: From geometry and chemistry to properties*, *Acta Mat.* 58, 2010, 5704-5713.
- [11] Wang, J., Hirth, J.P. y Tomé, C.N., *(-1012) twinning nucleation mechanisms in hexagonal-closepacked crystals*, *Acta Mat.* 57, 2009, 5521.
- [12] Nogaret, T., Curtin, W.A., Yasi, J.A., Hector Jr., L.G. y Trinkle, D.R., *Atomistic study of edge and screw <c+a> dislocations in magnesium*, *Acta Mater.* 58, 2010, 4332.
- [13] Kim, D.-H., Ebrahimi, F., Manuel, M.V., Tulenko, J.S. y Phillipot, S.R., *Grain-boundary activated pyramidal dislocations in nano-textured Mg by molecular dynamics simulation*, *Materials Science and Engineering A* 528, 2011, 5411-5420.
- [14] Neil, C.J. y Agnew, S.R., *Crystal plasticity-based forming limit prediction for non-cubic metals: Application to Mg alloy AZ31B*, *Int. Journal Plast.* 25, 2009, 379-398.
- [15] Mayama, T., Noda, M., Chiba, R. y Kuroda, M., *Crystal plasticity analysis of texture development in magnesium alloy during extrusion*, *Int. Journal Plast.* 27, 2011, 1916-1935.
- [16] Hull, D. y Bacon, D.J., *Introduction to dislocations*, Butterworth-Heinemann, Oxford, Reino Unido, 2001.
- [17] Thomas, G. y Goringe, M.J., *Transmission electron microscopy of materials*, John Wiley & Sons, New York, EE.UU., 1979.
- [18] Plimpton, S., *Fast parallel algorithm for short-range molecular dynamics*, *J. Comp. Phys.* 117, 1995, 1-19.
- [19] Stukowski, A., *Visualization and analysis of atomistic simulation data with OVITO – the Open Visualization Tool*, *Modell. Simul. Mater. Sci. Eng.* 18, 2010, 015012.
- [20] 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.
- [21] Liu, X.-Y., Adams, J.B., Ercolessi, F. y Moriarty, J.A., *EAM potential for magnesium from quantum mechanical forces*, *Modelling Simul. Mat. Sci. Eng.* 4, 1996, 293-303.
- [22] Sun, D.Y., Mendeleev, M.I., Becker, C.A., Kudin, K., Haxhimali, T., Asta, M., Hoyt, J.J., Karma, A. y Srolovitz, D.J., *Crystal-melt interfacial free energies in hcp metals: a molecular dynamics study of Mg*, *Physical Rev. B* 73, 2006, 024116.
- [23] Nosé, S., *A unified formulation of the constant temperature molecular dynamics methods*, *J. Chem. Phys.* 81, 1984, 511-519.
- [24] Hoover, W.G., *Canonical dynamics: equilibrium phase-space distributions*, *Phys. Rev. A* 31, 1985, 1695-1697.
- [25] Luque, A., Ghazisaeidi, M. y Curtin, W.A., *Deformation modes in magnesium (0001) and (01-11) single crystals: simulation vs. experiments*, enviado a *Modelling Simul. Mater. Sci. Eng.*.
- [26] Ghazisaeidi, M., comunicación interna.
- [27] Wang, J., Beyerlein, I.J., Hirth, J.P. y Tomé, C.N., *Twinning dislocations on {-1011} and {-1013} planes in hexagonal close-packed crystals*, *Acta Mat.* 59, 2011, 3990-4001.
- [28] Fischer, F.D., Oberaigner, E.R. y Waitz, T., *Crack-stimulated twinning*, *Scripta Mater.* 61, 2009, 959-962.
- [29] Koike, J., *Enhanced deformation mechanisms by anisotropic plasticity in polycrystalline Mg alloys at room temperature*, *Metall. Mater. Trans. A* 36A, 2005, 1689-1696.
- [30] Warner, D.H., Curtin, W.A. y Qu, S., *Rate dependence of crack-tip processes predicts twinning trends in fcc metals*, *Nature Materials* 6, 2007, 876-881.

SEGURIDAD Y DURABILIDAD DE ESTRUCTURAS

INFLUENCIA DEL MATERIAL BASE DE LA PARED DE LA VASIJA DE UN REACTOR NUCLEAR DE FISIÓN EN SU DEGRADACIÓN POR HIDRÓGENO

J. Toribio¹, D. Vergara¹, M. Lorenzo² y J.J. Martín¹

¹ Ingeniería de Materiales, Universidad de Salamanca
E.P.S., Campus Viriato, 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

Este estudio muestra la simulación de la difusión de hidrógeno a lo largo de la *pared de la vasija de un reactor nuclear* WWER-440, empleando para ello un modelo numérico de difusión de hidrógeno asistido por las tensiones y las deformaciones. La pared de la vasija del reactor nuclear está formada por un *bi-material* de acero inoxidable, que actúa como material de refuerzo, y acero de bajo contenido en carbono, que actúa como material base. La *intercara* entre ambos materiales supone una zona de singularidad en la difusión del hidrógeno y, teniendo esto en cuenta, este artículo centra el análisis en esa zona. Para ello se han considerado diferentes coeficientes de difusión del hidrógeno en el material base, obteniendo así resultados numéricos de la influencia de la elección del material base en la acumulación de hidrógeno en la pared de la vasija del reactor.

ABSTRACT

A hydrogen diffusion simulation through the wall of a nuclear reactor pressure vessel WWER-440 is shown in this paper, using a numerical model of hydrogen diffusion assisted by stresses and strains. The nuclear reactor pressure vessel is composed by a *bi-material* of stainless steel, acting as a cladding material, and low carbon steel, acting as a base material. The interface between both materials is a singularity zone in the matter of hydrogen diffusion and, taking this into account, this paper focuses on the analysis of this zone. So, different coefficients of hydrogen diffusion into the base material were considered, obtaining numerical results of influence of base material choice in the hydrogen accumulation through the wall of the nuclear reactor pressure vessel.

PALABRAS CLAVE: Vasija de reactor nuclear; Fragilización por hidrógeno; Integridad estructural.

1. INTRODUCCIÓN

Muchos estudios simulan la difusión de hidrógeno en un metal [1-3], pero para que un modelo numérico se ajuste lo mejor posible a la realidad debe tener en cuenta el estado tensodeformacional dentro del material [4-5]. En este artículo se simula la difusión del hidrógeno en la pared de la *vasija de presión* de un reactor nuclear de fisión WWER-440, que está compuesta por un *bi-material* de acero de bajo contenido en carbono –que actúa como *material base*–, y acero inoxidable –que actúa como *material de refuerzo*–. Para poder realizar esta simulación es necesario conocer los coeficientes de difusión (D) del hidrógeno en ambos materiales. En el caso del material de refuerzo, el valor de este coeficiente D para la temperatura de operación del reactor (aproximadamente 300 °C) se puede obtener en varias referencias bibliográficas [6-10], siendo $6 \cdot 10^{-12} \text{ m}^2/\text{s}$. En cambio, para el caso del material base existen

valores muy dispares según las referencias científicas [11-13]. Esto ha favorecido que en este artículo se planteen varias simulaciones diferentes, consiguiendo que se pueda analizar la *influencia del coeficiente de difusión de hidrógeno del material base en la difusión de este elemento en el interior de la pared de un reactor nuclear*, lo cual está directamente relacionado con los posibles fenómenos de fragilización por hidrógeno (FH) que puede sufrir la vasija de presión. Para poder realizar esta simulación numérica es necesario conocer el estado tensodeformacional de la pared de dicha vasija, teniendo en cuenta que éste se compone no sólo por un estado residual fruto de la conformación mecánica sino también por un estado de origen térmico [14] debido al gradiente de temperaturas existente entre la parte interior y exterior de la pared de la vasija de presión del reactor nuclear.

2. ESTADO TENSODEFORMACIONAL

Para conseguir el objetivo de esta comunicación es necesario conocer el estado tensodeformacional al que está sometida la pared de la vasija de un reactor nuclear WWER-440 (Figura 1). Este estado fue calculado en trabajos previos de los autores [14-15]. Para ello se recurrió a (i) publicaciones que proporcionaban el estado residual generado durante la conformación mecánica de dicha vasija [16] y (ii) cálculos del estado tensodeformacional generado por la existencia de un gradiente de temperaturas entre el interior de la vasija (alrededor de 300 °C) y el exterior de ésta (temperatura ambiente) [14-15]. Ambos estados tienen en cuenta las dimensiones reales de la vasija del reactor nuclear WWER-440 [16]: 1.77 m de radio interior (r_0 en la figura 1) y pared de bimetálica (e) con espesores $e_A = 8$ mm de acero inoxidable y $e_B = 142$ mm de acero con bajo contenido en carbono (Figura 1).

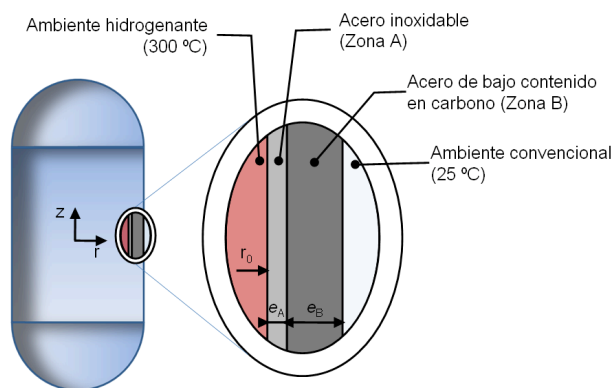


Figura 1. Esquema de la vasija de un reactor nuclear de fisión WWER-440.

En la Figura 2 se muestra el resultado del *estado tensodeformacional residual total*, suma del estado residual generado durante la conformación mecánica – considerando un tratamiento de revenido de temperatura $T_{rev} = 650$ °C y tiempo $t_{rev} = 100$ h [cf. 16]– y el estado producido por el gradiente térmico durante el funcionamiento del reactor –resolviendo el problema termoelástico fruto de la compatibilidad entre tensiones y deformaciones en ambas zonas de la pared del reactor.

Para justificar que el cálculo se puede hacer en régimen elástico, hay que destacar que las tensiones residuales mostradas en la Figura 2a no alcanzan en ningún momento el límite elástico de los materiales que conforman la pared de la vasija [16], ni siquiera considerando las condiciones térmicas a las que está expuesta dicha pared durante el proceso de producción energético (300 °C). Además, para mayor seguridad de no que no se alcanza el régimen plástico se sabe que, para estas condiciones de temperatura de 300°C, los aceros que conforman la pared del reactor pueden sufrir un endurecimiento (aumento de su límite elástico) por irradiación durante la producción industrial de energía nuclear [17-18].

En la Figura 2a se muestra la distribución *total* de la tensión hidrostática σ a lo largo del espesor e de la vasija de un reactor nuclear WWER-440, mientras que en la Figura 2b se puede observar la deformación plástica equivalente ϵ^p . A partir de la Figura 2a se comprueba que en la distribución de tensiones residuales *totales* existen tres tramos bien diferenciados: (i) gradiente de σ a lo largo de la pared A de revestimiento de acero inoxidable; (ii) ligero gradiente de σ a lo largo de la zona de tracción de la pared B (que a modo aclaratorio se denominará zona B⁺) y (iii) ligero gradiente de σ en la zona de compresión de la pared B (que se denominará zona B⁻).

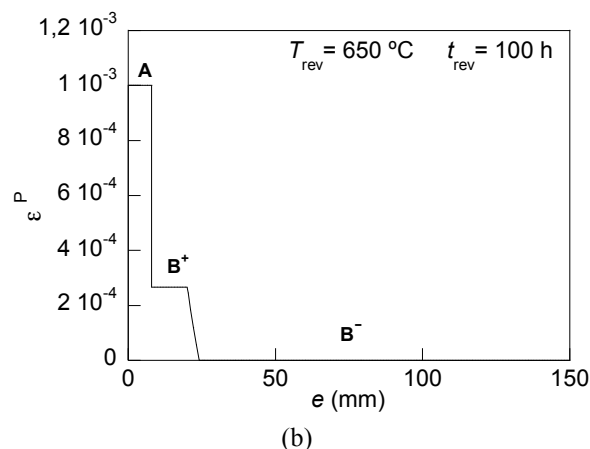
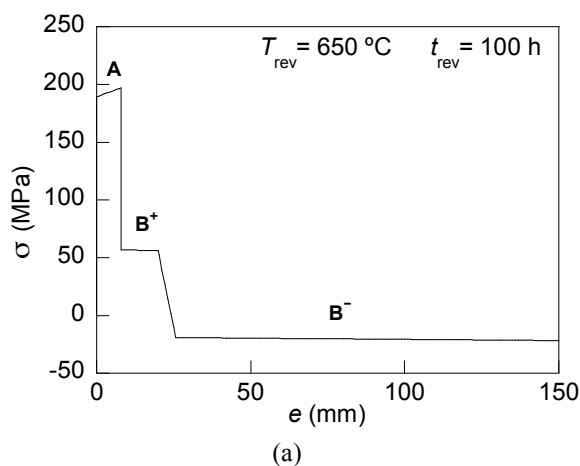


Figura 2. Distribución del estado tensodeformacional residual *total* a lo largo del espesor e de la vasija [14]: (a) tensión hidrostática, σ , (b) deformación plástica, ϵ^p .

3. SIMULACIÓN DE LA DIFUSIÓN DE HIDRÓGENO

El revestimiento de la pared de la vasija del reactor, zona A de acero inoxidable (Figura 1), supone una barrera en la difusión del hidrógeno hacia el material base (zona B de acero con bajo contenido en carbono, A533 B1). El valor del coeficiente D en la zona de acero inoxidable es $D_A = 6 \cdot 10^{-12}$ m²/s es inferior al de la zona B de acero A533 B1, por lo que el material de la zona B es más susceptible a sufrir fenómenos de FH [19-20].

Los autores de este artículo no han encontrado en ninguna referencia bibliográfica un valor concreto de D para la zona de acero con bajo contenido en carbono (D_B), por lo que en este estudio se han barajado varias posibilidades para este coeficiente (Tabla 1). El primer y tercer valor considerados (D_{B1} y D_{B3}) fueron tomados de estudios científicos que trabajaban con aceros con un 0.25 %C [12] y con hierro casi puro [13], respectivamente. Los otros dos valores (D_{B2} y D_{B4}) se han considerado así para ampliar las posibilidades y tener cuatro casos de estudio.

Tabla 1. Resumen de los coeficientes de difusión.

Denominación	D (m^2/s)
D_A	$6 \cdot 10^{-12}$
D_{B1}	$1 \cdot 10^{-10}$
D_{B2}	$5 \cdot 10^{-10}$
D_{B3}	$1 \cdot 10^{-9}$
D_{B4}	$5 \cdot 10^{-9}$

La modelización numérica del proceso de difusión de hidrógeno en la pared de la vasija del reactor nuclear WWER-440 se ha basado en el modelo numérico publicado previamente por los autores [21], aplicándolo para el presente estudio de manera 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:

$$J = -D(\epsilon^P) \left\{ \nabla C - C \left[\frac{V_H}{RT} \nabla \sigma + \frac{\nabla K_{S\epsilon}(\epsilon^P)}{K_{S\epsilon}(\epsilon^P)} \right] \right\} \quad (1)$$

donde R es la constante de los gases, T la temperatura absoluta, D es el coeficiente de difusión de hidrógeno en el metal, C es la concentración de hidrógeno, V_H es el volumen parcial molar de hidrógeno en el metal y $K_{S\epsilon}$ es la componente de solubilidad de hidrógeno (K_S) dependiente de la deformación [22]:

$$K_S = K_{S\epsilon}(\epsilon^P) \exp\left(\frac{V_H \sigma}{RT}\right) \quad (2)$$

Los valores empleados para las constantes relevantes de interacción metal-hidrógeno han sido $V_H = 2 \text{ cm}^3/\text{mol}$ [23,24], mientras que los coeficientes de difusión de hidrógeno D en las zonas A y B fueron expuestas en la Tabla 1. Por último se ha empleado la temperatura $T = 300 \text{ °C}$, que es a la que se encuentra el interior del reactor durante su funcionamiento. A partir del modelo numérico descrito en la referencia [21] y considerando las distribuciones de σ y de ϵ^P (Figura 2), se ha calculado la concentración de hidrógeno (C) a lo largo del espesor e de la vasija para diferentes tiempos de funcionamiento (t_{fun}) del reactor y los cuatro casos de estudio planteados en la Tabla 1 (diferentes D_B).

De esta forma en la Figura 3 se puede observar la distribución de concentración C , adimensionalizada con la concentración de hidrógeno en el material libre de

tensiones y deformaciones (C_0). En la Figura 3a se puede apreciar que el comportamiento hasta los 8 mm (zona A) es prácticamente el mismo para los cuatro casos de estudio, ya que el coeficiente de difusión en la primera pared (D_A) es común, sin embargo lo que se observa es que para el caso del coeficiente de difusión D_{B1} la concentración de hidrógeno es menor al final de la segunda pared, debido a que este es el menor coeficiente de difusión de los cuatro analizados.

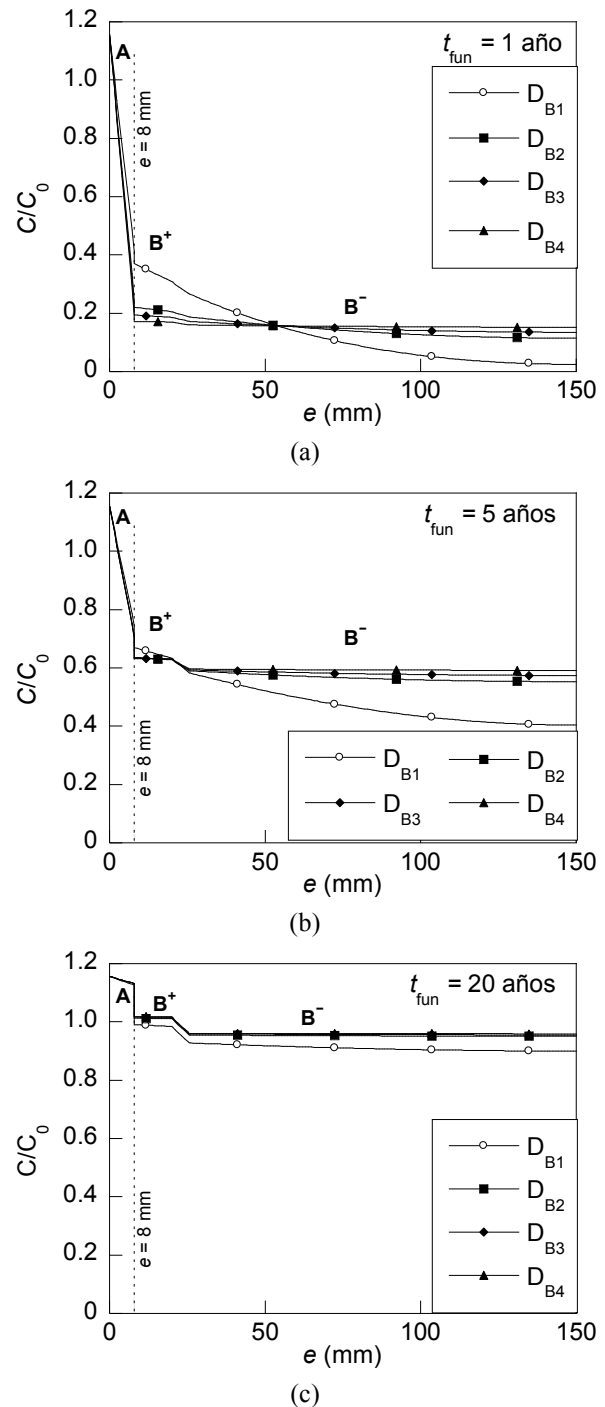


Figura 3. Concentración de hidrógeno a lo largo del espesor e de la vasija para diferentes tiempos de funcionamiento (t_{fun}): a) 1 año; b) 5 años; c) 50 años.

De igual forma, la gráfica muestra que justo en la intercara ($e = 8 \text{ mm}$) la concentración de hidrógeno es mayor para el caso de este coeficiente D_{B1} que para los demás casos. Esto puede ser debido a que el hidrógeno se difunde hasta la intercara en las mismas condiciones para los cuatro casos de estudio (D_A), pero una vez que alcanza esta distancia el hidrógeno tiene que difundirse hacia el exterior de la vasija avanzando a través de la segunda pared B (donde existen los cuatro casos de estudio). En el caso del coeficiente de difusión más lento (D_{B1}) al hidrógeno le cuesta avanzar más, por lo que a éste tiende a quedarse *acumulado* en la intercara con la primera pared. Este es el motivo de que la concentración de hidrógeno en la intercara sea mayor cuanto más bajo sea el valor del coeficiente de difusión de la zona B (para tiempos de funcionamiento cortos).

Comparando las Figuras 3a y 3b se observa que el valor de la concentración de hidrógeno C aumenta de manera considerable con el tiempo de funcionamiento (t_{fun}), siendo más acusada para los casos D_{B2} , D_{B3} y D_{B4} , que son los que tienen un coeficiente de difusión de hidrógeno más rápido. A mayores valores de t_{fun} se observa menor diferencia de concentración en la intercara ($e = 8 \text{ mm}$) de hidrógeno entre los cuatro casos de estudio. Esto es debido a que, al aumentar el tiempo de funcionamiento, la concentración de hidrógeno se encuentra más próxima a alcanzar la distribución uniforme. A pesar de ello, en la Figura 3b se sigue observando una mayor concentración de hidrógeno en la intercara para caso de estudio con el coeficiente de difusión más bajo (D_{B1}).

En la Figura 3c se aprecia que para un tiempo de funcionamiento de 20 años, la concentración de correspondiente a D_{B1} continúa siendo inferior a las de los restantes casos, que se comportan entre ellas de manera similar. Por lo tanto, a partir de un determinado valor de t_{fun} el efecto de acumulación de hidrógeno en la intercara desaparece y el hidrógeno se difunde en la zona B según sea el valor del coeficiente de difusión correspondiente. De hecho, los autores han podido comprobar que para tiempo infinito ($t_{\text{fun}} \rightarrow \infty$) la representación gráfica de la concentración límite a lo largo del espesor e es idéntica para todos los casos de estudio. Teniendo en cuenta todos estos resultados se puede concluir que la elección del material base de la pared de la vasija de un reactor nuclear de fisión influye de manera significativa en el proceso de difusión y acumulación del hidrógeno a lo largo de dicha vasija.

4. DISCUSIÓN

Para profundizar en el análisis de esta simulación numérica conviene estudiar la evolución temporal de la concentración de hidrógeno C en tres puntos clave de la pared de la vasija: (i) en la zona de contacto con el ambiente agresivo (superficie interior del revestimiento de acero inoxidable); (ii) en la intercara entre el material de refuerzo y el material base (se ha considerado un

punto dentro de la zona de material base, lo más cercano posible a dicha intercara); y (iii) en la zona más alejada del ambiente agresivo (la superficie exterior de la vasija). De este modo, en la Figura 4 se ha representado la evolución temporal de C en estos tres puntos. A simple vista, comparando las Figuras 4a, 4b y 4c, se puede comprobar que existen grandes diferencias entre las tres gráficas.

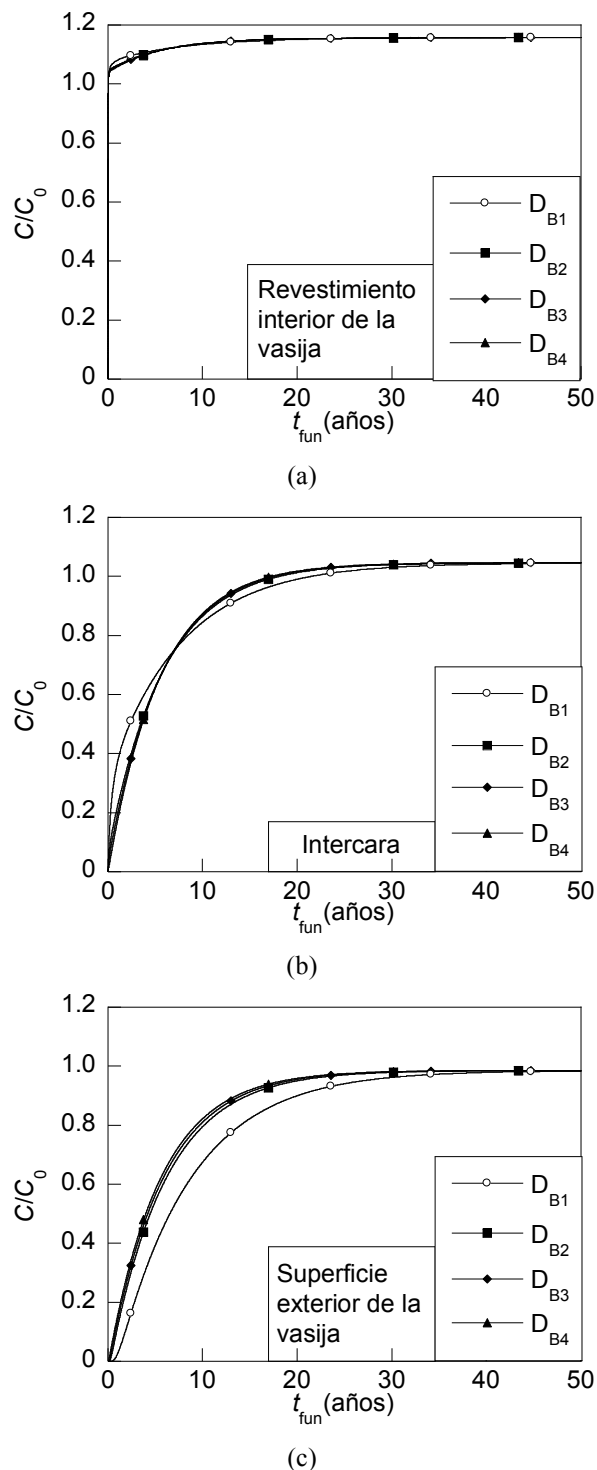


Figura 4. Evolución temporal de la concentración de hidrógeno en diferentes puntos de la pared de la vasija de un reactor nuclear WWER-440.

Según se observa en la Figura 4a, apenas existe diferencia entre las curvas correspondientes a los cuatro casos de estudio para un punto situado en la primera pared (zona A), próximo a la fuente de hidrógeno. Esto es lógico desde que dicho punto está alejado de la intercara, que afecta claramente al proceso de difusión. En este sentido, para tiempos de funcionamiento menores a 5 años la concentración de hidrógeno es un poco mayor para el coeficiente de difusión menor (D_{B1}). Esto se debe a que el hidrógeno al llegar a la intercara con la zona B, no consigue difundirse a la misma velocidad a lo largo de dicha zona B que para los otros casos de estudio, y por lo tanto tiende a quedarse acumulado dentro de la zona A con un efecto más notorio que en los casos restantes.

Por otro lado, en la intercara (Figura 4b), el valor de C tarda mucho más tiempo en crecer. Esto es debido a que a medida que se profundiza en la pared de la vasija el hidrógeno tiene más dificultad para difundirse. En esta figura se observa que para tiempos cortos de funcionamiento, i.e. $t_{fin} < 5$ años, se observa que cuanto menor es el coeficiente de difusión mayor es la concentración de hidrógeno, debido a que en la intercara se queda acumulada una cantidad mayor de hidrógeno. Sin embargo para tiempos de funcionamiento superiores a 8 años esta tendencia se invierte, correspondiendo una menor concentración de hidrógeno a los coeficientes de difusión menores.

Por último, la concentración existente en la superficie exterior de la pared de la vasija (Figura 4c) es la más baja de las calculadas en los tres puntos considerados en la Figura 4. Esto es lógico desde el momento que este punto es, dentro de los tres considerados, el que se encuentra más alejado de la fuente de hidrógeno. Para la curva correspondiente a D_{B1} existe un tiempo en el que la concentración de hidrógeno es nula. Esto es debido a que, tal como se ve en la Figura 4b, D_{B1} actúa como una barrera frente a la entrada de hidrógeno, manteniendo una concentración muy alta en la intercara.

Por lo tanto, el valor del coeficiente de difusión del material base (D_B) juega un papel fundamental en la difusión del hidrógeno a lo largo de la pared de la vasija del reactor nuclear WWER-440. El hidrógeno se difunde por el material de refuerzo (zona A) hasta llegar a la intercara, lugar donde puede quedarse acumulado si el valor de D_B no es lo suficientemente alto para dar salida al hidrógeno que llega por la zona A. De esta forma, para tiempos cortos la intercara actúa como una “trampa de hidrógeno”, favoreciendo que este elemento quede acumulado en su interior. Por el contrario, cuando el tiempo va pasando, el hidrógeno acumulado tiende a salir de la intercara, y por lo tanto podríamos decir que en ese momento actúa como un “foco secundario de hidrógeno”. Teniendo en cuenta que normalmente el tiempo de funcionamiento real de una central nuclear no supera los dos años por ciclo ($t_{fin} < 2$ años), se puede concluir que el material de refuerzo (acero inoxidable)

actúa como protector del material base frente al fenómeno de FH por dos motivos: (i) porque es menos susceptible a FH que el material base y (ii) porque la intercara entre ambos materiales actúa como una trampa de hidrógeno, dificultando la difusión del hidrógeno hacia el material base.

5. CONCLUSIONES

El material base de la pared de la vasija de un reactor nuclear (acero con bajo contenido en carbono) juega un papel muy importante en la difusión del hidrógeno hacia el interior de la misma, observándose que cuanto menor es el coeficiente de difusión menor es la concentración de hidrógeno existente en la vasija y, por tanto, menor es la susceptibilidad al daño por hidrógeno.

En reactores nucleares cuya vasija está compuesta por dos materiales (*bi-material*) el hidrógeno tiende a quedarse acumulado en las proximidades de la intercara, actuando dicha zona como una “trampa de hidrógeno” para tiempos cortos, y como un “foco de hidrógeno secundario” para tiempos largos.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer la financiación obtenida de las siguientes instituciones: MCYT (MAT2002-01831), MEC (BIA2005-08965), MCINN (BIA2008-06810 y BIA2011-27870).

REFERENCIAS

- [1] Sofronis, P., McMecking, R.M., Numerical analysis of hydrogen transport near a blunting crack tip. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 1989, **37**, 317-350.
- [2] Krom, A.H.M., Koers, R.W.J., Bakker, Hydrogen transport near a blunting crack tip. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 1999, **47**, 971-992.
- [3] Wang, M., Akiyama, E., Tsuzaki, K., Crosshead speed dependence of the notch tensile strength of a high strength steel in the presence of hydrogen. *Scripta Materialia*, 2005, **53**, 713-718.
- [4] 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.
- [5] Toribio, J., Kharin, V., Lorenzo, M., Vergara, D., Role of drawing-induced residual stresses and strains in the hydrogen embrittlement susceptibility of prestressing steels. *Corrosion Science*, 2011, **53**, 3346-3355.

- [6] Louthan, M.R., Derrick, R.G., Hydrogen transport in austenitic stainless steel. *Corrosion Science*, 1975, **15**, 565-577.
- [7] Langley, R.A., Hydrogen trapping, diffusion and recombination in austenitic stainless steels. *Journal of Nuclear Materials*, 1984, **128**, 622-628.
- [8] Xiukui, S., Jian, X., Yiyi, L., Hydrogen permeation behaviour in austenitic stainless steels. *Materials Science and Engineering*, 1989, **A114**, 179-187.
- [9] 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.
- [10] 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.
- [11] 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.
- [12] 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.
- [13] Brandaleze, E., Cavaleri, D., Reda, L., González, E., Evaluation of hydrogen distribution through sem microscopy in hot rolled products. *Rolling Conference*, 2004.
- [14] Toribio, J., Vergara, D., Lorenzo, M., Martín, J.J., Influencia del campo tensodeformacional generado por tratamientos térmicos en la fragilización por hidrógeno de la vasija de un reactor nuclear. *Anales de Mecánica de la Fractura*, 2011, **28**, 371-376.
- [15] Toribio, J., Vergara, D., Lorenzo, M., Martín, J.J., Simulación numérica de la difusión de hidrógeno en la pared de la vasija de un reactor nuclear de fisión. *Anales de Mecánica de la Fractura*, 2012, **29**, 553-558.
- [16] 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.
- [17] Garner, F.A., Hamilton, M.L., Panayotou, N.F., Johnson, G.D., The microstructural origins of yield strength changes in AISI 316 during fission or fusion irradiation. *Journal of Nuclear Materials*, 1981, **103-104**, 803-808.
- [18] Klueh, R.L., Vitek, S.M., Tensile properties of 2¼Cr-1Mo steel irradiated to 23 dpa at 390 to 550°C. *Journal of Nuclear Materials*, 1986, **140**, 140-148.
- [19] 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.
- [20] 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.
- [21] 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.
- [22] 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.
- [23] Hirth, J.P., Effects of hydrogen on the properties of iron and steel. *Metallurgical Transactions*, 1980, **11A**, 861-890.
- [24] Lillard, R.S., Enos, D.G., Scully, J.R., Calcium hydroxide as a promoter of hydrogen absorption in 99.5% Fe and a fully pearlitic 0.8% C steel during electrochemical reduction of water. *Corrosion*, 2000, **56**, 1119-1132.

INFLUENCIA DE LA ADICIÓN DE NANO SÍLICE, EN ALGUNOS ASPECTOS DE LA DURABILIDAD, EN HORMIGONES AUTOCOMPACTANTES DE ALTA RESISTENCIA.

N. León¹, A. Moragues¹, J. Massana², E. Sanchez³

¹ Departamento de Ingeniería Civil-Construcción, Universidad Politécnica de Madrid. E.T.S.I. de Caminos, Canales y Puertos, C/ Prof. Aranguren s/n, 28040 Madrid, España.

E-mail: ne.leon@alumnos.upm.es
E-mail: amoragues@caminos.upm.es

² Departamento de Construcción y Vías Rurales, Universidad Politécnica de Madrid. E.T.S.I. Agrónomos, Ciudad Universitaria s/n, 28040 Madrid, España.

E-mail: jordi.massana@upm.es

³ Departamento de Ciencia y Tecnología Aplicadas a la Ingeniería Técnica Agrícola, Universidad Politécnica de Madrid. E.U.I.T. Agrícola, Ciudad Universitaria s/n, 28040 Madrid, España.

E-mail: elvira.sanchez.espinosa@upm.es

RESUMEN

Con objeto de mejorar las prestaciones de los materiales y en particular los materiales de construcción, se está estudiando la incorporación de nano partículas en la fabricación de morteros y hormigones. En este trabajo se estudia el efecto de la incorporación de nano sílice a un hormigón autocompactante. Para ello se han seleccionado dos dosificaciones de nano sílice, 2,5% y 5% y se ha comparado su comportamiento con un hormigón autocompactante con la misma relación de material cementante. Se han evaluado las diferencias de comportamiento tanto en estado fresco como endurecido. En el trabajo se ha analizado el comportamiento mecánico (resistencia a compresión), microestructural (porosimetría por intrusión de mercurio y análisis termogravimétrico) y durable, (migración de cloruros y resistividad eléctrica), de las dosificaciones seleccionadas. Los resultados de los ensayos de resistencia a compresión muestran una relación directa entre este parámetro y el porcentaje de nano sílice adicionada. Los resultados de la caracterización microestructural ponen de manifiesto un refinamiento de la matriz porosa, con aumento de la cantidad de geles hidratados y reducción del tamaño de poro, mas significativo cuanto mayor es el porcentaje de adición. En cuanto a la resistencia del material a la penetración de cloruros se observa una disminución significativa cuanto mayor es el porcentaje de nano adición. Los datos obtenidos del ensayo de migración y de resistividad eléctrica muestran un mejor comportamiento por efecto de la adición. Sin embargo la variación relativa de la variable estimada en cada uno de los ensayos es sensiblemente diferente.

ABSTRACT

Possible improvement to the properties of materials and in particular those used in construction, through the incorporation of nano-particles. This work studies the effect of incorporating nanosilica in a self-compacting concrete. The content of nanosilica varied in our 3 tests cases from 0% to 2.5% to 5%. Behaviour of the 3 varieties was measured in pre-hardening and hardened states. In addition to mechanical (compressive strength) and micro-structural characterisation (mercury intrusion porosity (MIP) and thermal gravimetric analysis (TGA)) of the 3 cases, their durability parameters, such as chloride penetration and electrical resistivity were measured. Tests of compressive strength showed a direct correlation with per cent of nanosilica added. Microstructural testing revealed a refined pore matrix, with an increase in hydrated gels, proportional to this percentage. Chloride penetration decreased significantly with increased percentage of added nanosilica. These results are in agreement with those obtained from electrical resistivity measurements.

PALABRAS CLAVE: Hormigón autocompactante, nano sílice, resistencia a compresión, estructura porosa, análisis termogravimétrico, penetración de cloruros.

1. INTRODUCCIÓN

La Instrucción del Hormigón Estructural EHE 08 [1] define al hormigón autocompactante (HAC) como “aquel hormigón que, como consecuencia de una dosificación estudiada y del empleo de aditivos

superplastificantes específicos, se compacta por la acción de su propio peso, sin necesidad de energía de vibración ni de cualquier otro método de compactación, no presentando segregación, bloqueo de árido grueso, sangrado, ni exudación de la lechada”. Por tanto, el hormigón autocompactante añade a las propiedades del

hormigón convencional, en cualquiera de las clases resistentes, la propiedad de autocompactabilidad, descrita anteriormente [2]. Por otra parte esta misma instrucción [1] define la durabilidad de una estructura de hormigón como su capacidad para soportar, durante la vida útil para la que ha sido proyectada, las condiciones físicas y químicas a las que está expuesta, y que podrían llegar a provocar su degradación como consecuencia de efectos diferentes a las cargas y sollicitaciones consideradas en el análisis estructural.

Tanto las propiedades mecánicas de un material cementicio, como sus características durables, dependen, en gran medida, de la cantidad de silicatos de calcio hidratados o geles hidratados (CSH), de la estructura porosa, y de la interfaz árido-pasta (ITZ). Para mejorar dichas propiedades se utilizan, desde hace mucho tiempo, diferentes adiciones en la mezclas (cenizas volantes, humo de sílice y escorias de alto horno...). El auge de la nanotecnología en las últimas dos décadas, atrajo considerable interés científico de la industria de la construcción, debido al alto potencial en la utilización de nano partículas en materiales cementicios. Estos permiten una reingeniería de los productos existentes y el diseño de nuevos materiales de altas prestaciones [3]

El caso particular de la adición de óxido de silicio de tamaño nanométrico, o nano sílice (nSi) ha despertado un creciente interés por su conocida actividad puzolánica, que es mayor que la del humo de sílice debido a su mayor superficie específica. La nSi puede reaccionar con el hidróxido de calcio o portlandita (Ca(OH)₂), produciendo una mayor cantidad de gel CSH y por tanto mejorando su resistencia mecánica a edades tempranas [4-8], además de densificar la matriz. Así, el tamaño y cantidad de cristales de portlandita se ven significativamente disminuidos, agrupándose en los poros pequeños de la pasta de cemento y cerrando los mismos, reduciéndose el tamaño de los poros. Mejoran así las propiedades durables del hormigón ya que al ser más compacto se dificulta la penetración de agentes agresivos.

Algunos autores han estudiado la influencia de nSi y nSi con cenizas volantes o con escorias de alto horno en hormigones convencionales [7-8] y en hormigones autocompactantes [9-10]. En todos los casos, la adición de nano sílice se utiliza con un coeficiente de eficacia 1, obteniendo mejoras en la resistencia a compresión y en la permeabilidad al agua. Sin embargo son muy pocos los trabajos en los que se estudia la influencia de la nSi en las propiedades durables de hormigones autocompactantes [10].

El objetivo de este trabajo es estudiar las características en estado fresco y endurecido de tres mezclas de hormigón autocompactante con 0%, 2.5% y 5% de adición de nSi con el fin de determinar la influencia de estas en las propiedades de autocompactabilidad,

resistencia a compresión, porosidad y distribución porosa, contenido de portlandita, así como en la penetración de cloruros.

2. MATERIALES Y MÉTODOS

2.1 Materiales

Se ha utilizado cemento portland CEM I 52,5 R (CP) (Tabla 1), nano sílice (nSi) Levasil 200/40%, aditivo superplastificante SIKA Viscocrete 5720 (SP) y aditivo modificador de viscosidad (MV) SIKA Stabilizer 4R.

Los áridos empleados en las mezclas son arena de río, grava rodada de 6 a 12 mm y filler calizo cuya granulometría cumple con la norma UNE 12620:2003+A1:2009

Tabla 1. Propiedades físico-químicas de CP y nSi.

Propiedad	CP	nSi
SiO ₂	19.20	99.90
Al ₂ O ₃	6.07	-
Fe ₂ O ₃	1.70	-
CaO	63.41	-
MgO	2.56	-
SO ₃	3.38	-
K ₂ O	0.82	-
Na ₂ O	0.33	-
Densidad (g/cm ³)	3.15	1.29
Superficie específica (m ² /g)	0.42	200
Diámetro promedio (µm)	13.1	0.060
Pérdida al fuego (%)	2.09	0.10

2.2 Dosificación y preparación de las mezclas

Se han preparado tres dosificaciones de hormigón autocompactante (Tabla 2) con distintas cantidades de nSi: un hormigón con 2,5% de adición de nano sílice (HAC[nSi]-2,5) y un hormigón con un 5% de adición (HAC[nSi]-5). Como control, se ha utilizado un hormigón sin adición (HAC).

Tabla 2. Dosificación de los hormigones estudiados

Componente (Kg/m ³)	HAC	HAC[nSi]-2,5	HAC[nSi]-5
Relación (a/c)	0,36	0,36	0,36
Cemento (kg)	450	450	450
Nano sílice	-	11,25	22,5
Agua (l)	162	166,05	170,1
Filler Calizo (kg)	100	100	100
Arena	1160	1160	1160
Grava (6-12)	585	585	585
Superplastificante	9	15,75	18
Modificador viscosidad	0,675	0,675	0,675

a/c: relación agua/material cementante.

En todas las dosificaciones se ha fijado la cantidad de cemento (450 kg) y la relación $a/c = 0,36$, de manera que sólo se realizan variaciones en la cantidad de aditivo superplastificante para garantizar la trabajabilidad de los hormigones. Cabe destacar la necesidad de aumento de la cantidad de superplastificante a medida que es mayor la cantidad de nSi presente en la mezcla.

2.3 Caracterización de los hormigones en estado fresco

Para evaluar las características de autocompactabilidad de los hormigones utilizados se realizan, en estado fresco, los ensayos normalizados que establece la instrucción EHE-08 [1]. Se realiza el ensayo de escurrimiento (UNE-EN 12350-8) [11], el ensayo del embudo en V (UNE-EN 12350-9) [12], el ensayo de la caja en L (UNE-EN 12350-10) [13] y el ensayo de escurrimiento con anillo japonés (UNE-EN 12350-12) [14].

Una vez comprobada la autocompactabilidad de las mezclas se procede a la fabricación de 8 probetas cilíndricas de 100 mm de diámetro y 200 mm de altura por cada dosificación. A las 24 horas de su fabricación las probetas se desmoldan y se sumergen en un baño de agua colocado dentro de una cámara de curado a una temperatura de $20 \pm 2^\circ\text{C}$, de acuerdo a la norma UNE-EN 12390-2 [15].

2.4 Evaluación de las propiedades mecánicas

A los 7 y 28 días de su fabricación, dos probetas se ensayaron a compresión según la norma UNE-EN 12390-3 [16]. El ensayo se realizó en una prensa IBERTEST, con una capacidad máxima de 1.500 kN, constituida por dos platos de compresión.

2.5 Caracterización microestructural

Para la caracterización microestructural de los hormigones se realizó un ensayo de porosimetría por intrusión de mercurio (PIM) de acuerdo a la norma ASTM D4404-84 (2004) [17] y un análisis termogravimétrico (ATG) según la norma ASTM E1131:(2008) [18].

En la PIM se han determinado los diámetros de poros umbral y crítico, así como la porosidad total y la distribución porosa de cada hormigón ensayado. El análisis termogravimétrico ha permitido determinar la cantidad de CSH y de $\text{Ca}(\text{OH})_2$ presente en cada hormigón.

Para la PIM se utiliza un porosímetro Micromeritics, modelo Autopore IV 9500, que alcanza una presión máxima de 33.000 psi, cubriendo un rango de tamaño de poros entre 5 nm y 180 μm . Para el ATG, el equipo utilizado, es un analizador térmico simultáneo, marca

SETARAM, modelo LABSYS EVO, con una balanza de precisión de 0,1 μg .

2.6 Evaluación de la durabilidad

El comportamiento durable de los hormigones se evalúa mediante la penetración de cloruros. Para ello se han realizado dos ensayos, uno utilizando el método de migración y otro mediante la determinación de la resistividad eléctrica.

La realización del ensayo de migración de cloruros se llevó a cabo según la norma noruega NT BUILD 492 [19]. Para la obtención de la resistividad eléctrica de los hormigones se realizó el ensayo de acuerdo a lo establecido en la norma UNE 83988-1 (2008) [20]. El equipo empleado es de la marca GIATEC, modelo RCON, que mide resistencia eléctrica con frecuencias entre 1 Hz y 30 kHz y que permite establecer una relación entre los valores de resistividad eléctrica en Ωcm con la clasificación frente a penetrabilidad de cloruros de la normativa ASTM C1202 [21].

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1 Caracterización en estado fresco.

Los resultados de los ensayos realizados en estado fresco se muestran en la tabla 3. En ella, se puede observar que tanto el tiempo de escurrimiento como el de flujo del ensayo del embudo en V disminuyen a medida que aumenta la cantidad de nano sílice de la mezcla y la cantidad de superplastificante.

Tabla 3. Ensayos de caracterización de los hormigones en Estado Fresco

Ensayo		HAC	HAC[nSi]- 2,5	HAC[nSi]- 5
Extensión de flujo	T_{50} (s)	5,5	4,17	2,53
	d_f (mm)	727,5	720	815
Embudo en V	T_V (s)	17,25	15,1	11,44
Caja en L	C_{bl}	0,98	0,96	0,97
Extensión de flujo con anillo Japonés	d_{Jf} (mm)	709	685	805

Esto puede indicar que las cantidades de superplastificante pueden ser ajustadas de manera que puedan reducirse y así evitar sobrepasar el límite máximo que permite la EHE 08 [1] (5% de SP) al aumentar la cantidad de nSi.

3.2 Propiedades mecánicas.

En la tabla 4 se recogen los resultados del ensayo de resistencia a compresión y los valores relativos correspondientes a 7 y 28 días de curado.

No existe una proporcionalidad entre el incremento resistente y la cantidad de nSi adicionada. Esto conduce a suponer que, posiblemente, la cantidad de nano adición efectiva en hormigones autocompactantes sea en porcentajes menores al 10%.

Tabla 4. Resultados de resistencia a compresión

Ensayo	HAC	HAC[nSi]-2,5	HAC[nSi]-5	
Resistencia a compresión (MPa)	7 días	53,36	67,40	66,53
	28 días	63,16	74,06	81,50
Valor relativo (%)	7 días	100	126,31	124,68
	28 días	100	117,30	129,00

3.3 Caracterización Microestructural.

- Porosimetría por intrusión de Mercurio.

En la tabla 6 se muestran los valores del diámetro de poro umbral, diámetro de poro crítico y porosidad total así como sus valores relativos para cada uno de los hormigones ensayados. Se puede observar que la adición de nSi conlleva una disminución significativa de los tamaños de diámetro de poro crítico y diámetro de poro umbral. Esto produce un refinamiento de la estructura porosa. El diámetro de poro crítico, en el hormigón con 2,5% de nSi, disminuye en un 30% y un 20% el diámetro umbral. De igual manera ocurre con el hormigón con un 5% de nSi, en el que la disminución del diámetro crítico y umbral son de un 50% y un 46% respectivamente.

Tabla 6. Diámetro de poro crítico, diámetro de poro umbral y porosidad total de los hormigones

	HAC	HAC[nSi]-2,5	HAC[nSi]-5
Diámetro crítico (µm)	0.024	0.017	0.012
Diámetro umbral (µm)	0.062	0.050	0.040
Porosidad total (%)	7.7	7.0	7.9
Valor relativo			
Diámetro crítico (%)	100	70.8	50.0
Diámetro umbral (%)	100	80.6	64.5

Los valores de la porosidad total (Tabla 6), se sitúan entre el 7% y el 7,9%. Para considerar diferencias apreciables en la porosidad total, estas deben estar en torno al 10%-15%. En el caso de los hormigones ensayados, la mayor diferencia es de 0,9% lo que significa porosidades totales similares.

En la figura 1 se muestra la distribución porcentual de poros, cuya clasificación es una adaptación de la de Mindess [22]. Se observa el aumento significativo de la cantidad de poros capilares de gel y poros capilares medianos, unido a una disminución de la cantidad de poros capilares grandes y macroporos, a medida que aumenta la adición de nSi. Es sabido que la durabilidad

de un hormigón depende, en gran medida, de los poros capilares de gel y los poros capilares medianos, mientras que la resistencia a compresión depende de los poros capilares grandes y los macroporos [22], por tanto cabe esperar que la adición de nSi proporcione a los hormigones autocompactantes una mejora significativa de su durabilidad, junto a una mayor resistencia a compresión.

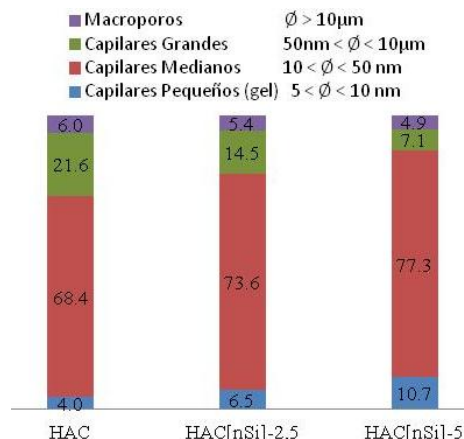


Figura 1. Distribución porcentual de poros

- Análisis Termogravimétrico

En la figura 2 se resumen los resultados del ATG. Se muestran los porcentajes de CSH, tomando como referencia las pérdidas de agua en un rango de temperaturas entre 100°C y 400°C [23], y de Ca(OH)₂, tomando como referencia las pérdidas de agua en un rango de temperaturas entre 400°C y 500°C [23]. Se observa un aumento en la cantidad de CSH asociada a una disminución en la cantidad de Ca(OH)₂ en función de la masa total. Este resultado permite afirmar que la actividad puzolánica de la nSi hace que reaccione con la portlandita, reduciéndose su contenido, y formando una mayor cantidad de CSH, de forma análoga al comportamiento de los hormigones con humo de sílice. Los valores relativos de gel y portlandita para los hormigones con nanosilice parecen indicar un diferente contenido de agua en los geles secundarios formados o una reducción en el grado de hidratación.

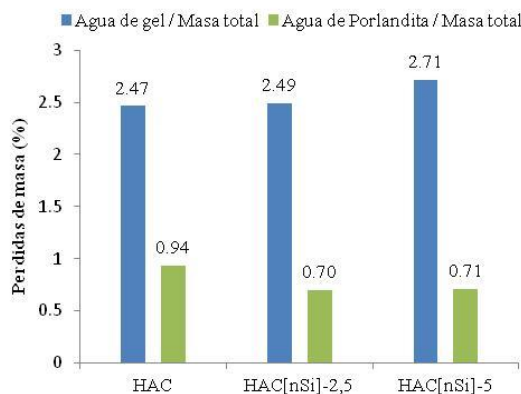


Figura 2. Resultados del análisis termogravimétrico.

3.4 Durabilidad.

- Migración de Cloruros

En la figura 3 se muestran los resultados del ensayo de migración de cloruros. Se observa una disminución significativa del coeficiente de migración al adicionar nSi a la mezcla. Esta disminución es del 51,6% para el HAC[nSi]2,5 y del 55,7% para el HAC[nSi]5, respecto al hormigón sin adición. Sin embargo, este efecto no presenta una relación lineal con la cantidad de adición aportada, y prueba de ello es la disminución del 8,5% en el coeficiente de migración del HAC[nSi]-5 frente al HAC[nSi]-2,5, no siendo esta diferencia estadísticamente significativa.

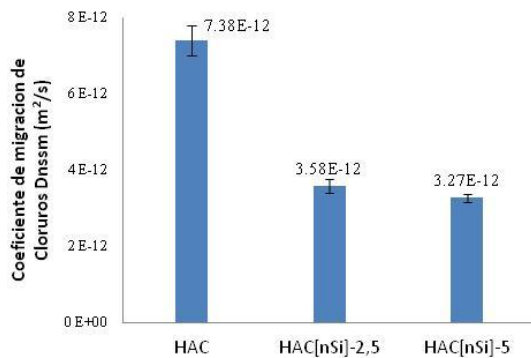


Figura 3. Resultados de migración de cloruros

- Resistividad Eléctrica

Los resultados de la resistividad eléctrica se muestran en la figura 4. Los valores de resistividad eléctrica son de 242,95 Ωm para el HAC[nSi]-2,5 y de 344,26 Ωm para el HAC[nSi]-5, representando un incremento del 50,8% y 113% respectivamente, en relación con el hormigón sin adición.

De acuerdo con estos valores de la resistividad, y de la relación que puede establecerse entre estos y la carga eléctrica, los hormigones con adición de nSi pueden clasificarse como hormigones de muy baja penetrabilidad de cloruros.

Un aspecto que puede tener relevancia es la cantidad de aditivo superplastificante necesario para que la masa sea trabajable, ya que este aditivo puede cambiar significativamente las características físico-químicas de la fase acuosa pudiendo provocar gran variabilidad en los valores de la resistividad eléctrica [23].

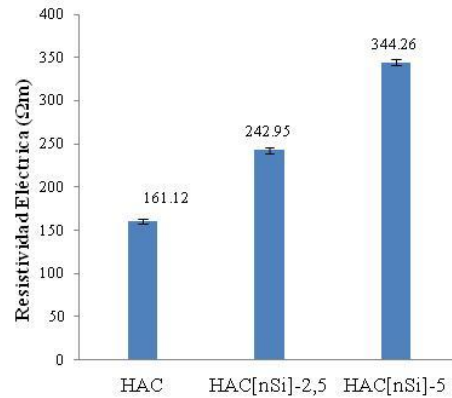


Figura 4. Resultados de resistividad eléctrica

4. CONCLUSIONES

En base a los resultados obtenidos en esta investigación se pueden enunciar las siguientes conclusiones:

- Las dosificaciones propuestas tienen características de autocompactabilidad.
- La adición de nano sílice conlleva un aumento significativo de la resistencia a compresión en los hormigones autocompactantes.
- No existe una relación lineal entre la cantidad de nano sílice y la resistencia a compresión a 28 días.
- La porosidad total es baja y similar en todos los hormigones estudiados.
- La adición de nano sílice reduce significativamente el diámetro de poro umbral y poro crítico y modifica significativamente la distribución porosa provocando un incremento de los poros de gel y poros medianos, asociados a una disminución de los poros grandes y macroporos.
- Con la adición de nano sílice se obtienen mejoras significativas en cuanto a la penetración de cloruros, reduciéndose a la mitad el coeficiente de migración de cloruros.
- La mayor cantidad de adición de nano sílice conduce a mejoras en la durabilidad del hormigón, sin embargo la cuantificación de estas varía según el ensayo con que se realice la medición.
- El necesario aumento del contenido de aditivos en la fabricación del hormigón a fin de conseguir la reología requerida, puede modificar las características físico-químicas de la fase acuosa y generar una estimación errónea de la durabilidad, si esta se hace a través de la medida de la resistividad.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen el apoyo financiero del Ministerio de Ciencia y Tecnología, Proyecto BIA2009-14395-C04-04 y del Ministerio de Fomento proyectos C14/2006 y C01/2007. También desean expresar su agradecimiento por el apoyo financiero prestado por el Instituto Español del Cemento y sus Aplicaciones (IECA).

5. REFERENCIAS

- [1] EHE-08. “Instrucción de Hormigón Estructural”. Serie Normativa, Ministerio de Fomento. Secretaría General Técnica. 4ª Edición 2010. Madrid.
- [2] Okamura, H.. “Self compacting high-performance concrete”. Concrete International, 19 (7), pp. 50-54. (1997).
- [3] Zyganitidis, I., Stefanidou, M., Kalfagiannis, N., Logothetidis, S. ”Nanomechanical characterization of cement-based pastes enriched with SiO₂ nanoparticles”. Materials Science and Engineering B 176. 1580 – 1584. (2011).
- [4] Q. Ye. “Research on the comparison of pozzolanic activity between nano-SiO₂ and silica fume”. Concrete 3 19– 22. (2001).
- [5] R.S. Chen, Q. Ye. “Research on the comparison of properties of hardened cement paste between nano-SiO₂ and silica fume added”. Concrete 1 7 – 10. (2002).
- [6] Q. Ye, Z.N. Zhang, R.S. Chen, C.C. Ma. “Interaction of nano-SiO₂ with calcium hydroxide crystals at interface between hardened cement paste and aggregate”. Journal of the Chinese Ceramic Society 31 (5) 517–522. (2003).
- [7] Tao Ji. “Preliminary study on the water permeability and microstructure of concrete incorporating nano-SiO₂”. Cement and Concrete Research 35. 1943 – 1947. (2005).
- [8] Said, A.M., Zeidan M.S., Bassuoni, M.T., Tian Y., “Properties of concrete incorporating nano-silica”. Construction and Building Materials 36. 838–844. (2012).
- [9] Ali Nazari, Shadi Riahi “Microstructural, thermal, physical and mechanical behavior of the self-compacting concrete containing SiO₂ nanoparticles”. Materials Science and Engineering A 527.7663–7672. (2010).
- [10] Jalal, M., Mansouri, E., Sharifipour, M., Pouladkhan, A. R. “Mechanical, rheological, durability and microstructural properties of high performance self-compacting concrete containing SiO₂ micro and nanoparticles”. Materials and Design 34. 389–400. (2012).
- [11] UNE-EN_12350-8:2011. “Ensayos de hormigón fresco. Parte 8 Hormigón autocompactante. Ensayo del escurrimiento”. Asociación Española de Normalización y Certificación. AENOR.
- [12] UNE-EN_12350-9:2011. “Ensayos de hormigón fresco. Parte 9 Hormigón autocompactante. Ensayo del embudo en V”. Asociación Española de Normalización y Certificación. AENOR.
- [13] UNE-EN_12350-10:2011. “Ensayos de hormigón fresco. Parte 10 Hormigón autocompactante. Método de la caja en L”. Asociación Española de Normalización y Certificación. AENOR.
- [14] UNE-EN_12350-12:2011. “Ensayos de hormigón fresco - Parte 12 Hormigón autocompactante. Ensayo con el anillo japonés”. Asociación Española de Normalización y Certificación. AENOR.
- [15] UNE-EN 12390-2:2009. “Ensayos de hormigón endurecido. Parte 2: Fabricación y curado de probetas para ensayos de resistencia”. Asociación Española de Normalización y Certificación. AENOR.
- [16] UNE-EN 12390-2:2009. “Ensayos de hormigón endurecido. Parte 3: Determinación de la resistencia a compresión de probetas”. Asociación Española de Normalización y Certificación. AENOR.
- [17] ASTM D4404-84(2004). “Standard Test Method for Determination of Pore Volume and Pore Volume Distribution of Soil and Rock by Mercury Intrusion Porosimetry”. American Society for Testing and Materials. ASTM International, United States
- [18] ASTM E1131-08 (2008). “Standard Test Method for Compositional Analysis by Thermogravimetry”. Edition: 2008. American Society for Testing and Materials. ASTM International, United States.
- [19] NT BUILD 492 (1999). “Concrete, mortar and cement-based repair materials: chloride migration coefficient from non-steady-state migration experiments”. Published by NORDTEST Finland. ISSN 0283–7153
- [20] UNE 83988-1:2008. “Durabilidad del hormigón. Métodos de ensayo. Determinación de la resistividad eléctrica. Parte 1: Método directo (método de referencia)”. Asociación Española de Normalización y Certificación. AENOR.
- [21] ASTM C 1202. “Standard Test Method for Electrical Indication of Concrete’s Ability to Resist Chloride Ion Penetration”. ASTM International, West Conshohocken, United States (2010).
- [22] Mindess, S., Young, J.F., Darwin, D. "Concrete". Prentice Hall, Pearson Education, Inc. Upper Saddle River, NJ 07458. 2nd Edition. (2003).
- [23] Rivera Lozano, J. “La hidratación de la pasta de cemento con adiciones activas”. Tesis doctoral. Facultad de Ciencias, Universidad Autónoma de Madrid. (2004).

EVALUACION DEL RIESGO DE CORROSIÓN BAJO TENSIÓN INDUCIDA POR LA GENERACION DE PICADURAS EN ACERO INOXIDABLE DE ALTA RESISTENCIA

F.J. Recio y M.C. Alonso

Instituto de Ciencias de la Construcción Eduardo Torroja (IETcc-CSIC).
c/ Serrano Galvache 4, 28033, Madrid
mcalonso@ietcc.csic.es

RESUMEN

El presente trabajo analiza el riesgo de CBT inducido por daños generados en procesos de corrosión localizada en acero inoxidable austenítico de alta resistencia (14436). El daño local se ha generado polarizando el acero en medios agresivos y cargado al 80% de su carga máxima de rotura, consiguiéndose inducir picaduras de distintas intensidades dependiendo de la concentración de agresivo presente y según la alcalinidad del medio. La rotura a tracción de los aceros dañados y el posterior estudio de las roturas ha permitido relacionar la intensidad del daño localizado con la pérdida de las propiedades mecánicas del material. La detección de fracturas frágiles ha mostrado que existe un umbral mínimo necesario de intensidad local de daño, inducido por corrosión, a partir del cual se desarrolla el proceso de CBT. También se ha delimitado el nivel de daño máximo en el que no se desarrolla CBT debido a que las picaduras dejan de ser locales a favor de un tipo de ataque que genera pérdidas de sección generalizada.

ABSTRACT

This paper analyses the risk of SCC in austenitic cold drawn stainless steel 14436 due to induced damage caused by local corrosion processes. The local damage was generated by subjecting the steel exposed to corrosive media and loaded to 80% of its breaking load. The level of local damage necessary for SCC process to develop is quantified. It has been induced pitting of different intensities depending on the concentration of aggressive and environmental alkalinity. The localized attack has allowed analysing the loss of mechanical properties due to embrittlement of the material. The brittle fracture detection has shown that there is a minimum threshold intensity of corrosion damage necessary to develop the SCC process. Also the maximum damage level from which SCC does not develop is detected because the damage is no longer local in favour of a type of attack that generates widespread loss of cross section.

PALABRAS CLAVE: Corrosión bajo tensión, acero inoxidable de alta resistencia mecánica, corrosión localizada.

INTRODUCCIÓN

El empleo de aceros inoxidables de alta resistencia en construcción se ha restringido a cables externos en puentes y torres en los que el acero se encuentra sometido a una tensión inferior al 40% de su carga máxima, σ_{\max} no llega a superar los 1400 MPa, y siempre expuestos a la atmósfera. Sin embargo, los aceros al carbono de alta resistencia apropiados para su uso en estructuras de hormigón pretensadas deben poder alcanzar σ_{\max} de 1700 Mpa y trabajar al 80% de su

carga de rotura y frecuentemente encontrarse recubiertos por lechada de cemento u hormigón (ambiente alcalino).

Un problema que pueden presentar los aceros inoxidables para pretensado deriva de las altas tensiones a las que se someten durante el proceso de deformación en frío, ya que se pueden inducir procesos de transformación en su microestructura que pueden afectar a su resistencia frente a la corrosión [1,2].

Es conocida la aparición de fase martensítica en aceros inoxidable de alta resistencia que han sido sometidos a un proceso de trefilado, existiendo una relación entre el grado de deformación con la cantidad de transformación martensítica encontrada [3-6]. Esta transformación martensítica podría variar el comportamiento frente a la corrosión de los aceros inoxidable según se ha publicado recientemente [1,7], de ahí la importancia del estudio de esta transformación en el acero inoxidable de alta resistencia endurecido en frío.

Aunque son escasos los estudios de corrosión con aceros inoxidable de alta resistencia mecánica es destacable su elevada capacidad de protección frente a la corrosión respecto al acero al carbono [1, 8-10], aunque el nivel de protección está muy condicionado a la microestructura y composición del acero inoxidable.

Los procesos de corrosión bajo tensión se suelen encontrar asociados básicamente a la rotura de la capa pasiva y propagación de la corrosión de forma localizada que evoluciona debido a la tensión al producirse grietas que crecerán llegando a la fractura final del acero. En el caso del acero inoxidable bajo tensión los ambientes más favorables para que aparezca CBT son los ambientes con alto contenido en cloruros, junto con ambientes carbonatados, altas temperaturas y en aceros soldados. En experiencias reales como en piscinas cubiertas se ha encontrado este tipo de corrosión local [11].

Desde el punto de vista de la composición química del acero, los aceros inoxidable aleados con Molibdeno y ricos en Níquel son menos propensos a sufrir procesos de corrosión bajo tensión. El Molibdeno es beneficioso por inhibir los procesos de corrosión por picadura y el Níquel debido a su capacidad austenostabilizante.

La influencia del contenido en Níquel en los procesos de corrosión bajo tensión de aceros inoxidable fue estudiada por Compson [13], definiendo una concentración mínima de Ni en la aleación en torno al 20% para que el proceso de CBT no tenga lugar. Sin embargo, ensayos en condiciones ambientales similares a las de un hormigón han observado que los aceros más propensos a sufrir procesos de CBT son los aceros inoxidable con un contenido en Níquel inferior al 10% [8,1].

Aunque en la bibliografía no se han encontrado numerosos trabajos en los que se defina con claridad el umbral mínimo de cloruros que puede soportar un acero inoxidable de alta resistencia. En la actualidad se están empezando a encontrar ensayos en los que comparan la susceptibilidad a sufrir CBT en diferentes tipos de aceros inoxidable [1,9] concluyendo que cuanto mayor es el contenido en Ni y Mo, mayor resistencia frente a la corrosión presentan los aceros. También se está comenzando a estudiar el papel de la transformación

martensítica en los procesos de CBT y fragilización por hidrógeno [1,7].

En el presente trabajo se propone un método para estudiar el riesgo de CBT en aceros inoxidable de alta resistencia expuestos a ambientes alcalinos con altos contenidos en cloruro y al 80% de su carga de rotura.

EXPERIMENTAL

El acero inoxidable utilizado es un alambre liso, con un diámetro de 3,5mm, y que ha alcanzado sus altas propiedades mecánicas debido a un proceso de deformación en frío. El acero en estudio presenta una composición química típica de los aceros inoxidable austeníticos, tal y como puede observarse en la tabla 1, en concreto del tipo 14436 (316L).

Tabla 1. Composición química del acero inox 1.4436.

Tipo/%	C	Cr	Ni	Mo
Austenítico	0,022	18,1	12,90	2,15

La microestructura del acero en la dirección longitudinal, figura 1, muestra la deformación del grano austenítico en la dirección del proceso de trefilado, provocando un alargamiento del grano poligonal austenítico. También se pueden apreciar la aparición de pequeñas agujas que surcan el grano austenítico indicando la presencia de fase martensítica en la microestructura, como consecuencia del proceso de trefilado.



Figura 1. Microestructura del acero 14436 trefilado

En la tabla 2, se presentan los parámetros mecánicos determinados a partir de curvas tensión deformación.

Tabla 2. Propiedades mecánicas del acero 14436 trefilado.

Carga Max./MPa	Límite elástico/MPa	Alargamiento/%	Reducción de área/%
1357±2	1185±5	2,2±0,1	34,6±2,1

La inducción del daño localizado se llevó a cabo de forma electroquímica con el acero sometido al 80% de su carga máxima y expuesto a medios alcalinos (pH

12,5, 13,2 y 13,5) con distintas concentraciones de ión cloruro (de 0,5 a 2,5M). La generación de las picaduras se llevó a cabo mediante dos ciclos de voltametría cíclica. Posteriormente se calculó la carga electroquímica, Q, generada durante la propagación de las picaduras siguiendo el procedimiento descrito en [12].

Una vez provocado el daño, se retiró el medio agresivo y se llevaron los alambres a rotura a una velocidad controlada por un gradiente de tensión de 5 MPa/s. Finalmente se han utilizado técnicas de microscopía electrónica de barrido (SEM) y microscopía óptica para la caracterización del ataque localizado y de las fracturas.

RESULTADOS Y DISCUSION

El fundamento de los ensayos es provocar corrosión localizada mediante la formación de picaduras inducidas por un proceso de corrosión activo, en un medio alcalino simulando las condiciones de un hormigón y por la presencia de cloruro. Mediante el cálculo de la carga electroquímica (Q, o corriente aportada por el sistema) derivada del proceso de propagación de las picaduras generadas, es posible cuantificar el daño local generado. La pérdida de las propiedades mecánicas tras la rotura de las barras se ha relacionado con el daño local causado, a través del parámetro Q. En la tabla 3 se resumen los ensayos realizados especificando en qué medios se ha producido picadura.

Tabla 3. Inducción de picadura/ataque local en distintos medios agresivos.

[Cl ⁻]/ M	pH 12,5	pH 13,2	pH 13,5
0,5	No	No	No
0,75	Si	No	No
1,0	Si	Si	No
1,5	Si	Si	No
2,5	Si	Si	Si

En el medio alcalino de pH 12,5 se pudieron inducir picaduras a partir de una concentración 0,75M de iones cloruro. Sin embargo, conforme aumenta la alcalinidad del medio el acero resiste más la acción del ión cloruro, llegando a picar en el pH de máxima alcalinidad (pH= 13,5) únicamente cuando está contaminado con una concentración 2,5M de ión cloruro.

En la tabla 4 se presentan los valores de carga electroquímica (Q) generada en el medio de pH 12.5 contaminado con distintas concentraciones de ión cloruro. La tabla detalla la carga generada en cada ciclo de forma independiente, la suma de ambas (Q_{tot}/ C) y la carga dividida por el área de exposición del acero al medio alcalino (Q_{tot}/ C/cm²).

Tabla 4. Carga electroquímica generada durante el proceso de propagación de picaduras en pH 12.5.

[Cl ⁻]/ M	Q _{1c} / C	Q _{2c} / C	Q _{tot} / C	Q _{tot} C/cm ²
0,75	23,85	10,10	33,95	5,61
1,0	40,71	27,72	68,43	11,31
1,5	151,95	47,17	199,12	32,91
2,5	414,70	144,44	659,14	109,89

Como puede observarse en la tabla, la mayor contribución a la carga total (Q_{tot}) se genera durante la primera ciclovoltametría, durante el segundo ciclo el valor de carga generada por el proceso de propagación de picadura se reduce aproximadamente a la mitad que la registrada en el primer ciclo. El hecho de que no se produzca aumento de la intensidad picadura en el segundo ciclo de la voltametría informa sobre la elevada resistencia de este acero inoxidable a los procesos de corrosión, debido a la repasivación de las picaduras.

Una vez inducido el daño local en los aceros, éstos se llevaron a rotura fuera del medio agresivo con el fin de estudiar la variación en sus propiedades mecánicas. Se ha utilizado como criterio para identificar la aparición de procesos de fragilización la variación de la superficie de fractura (relacionada con la pérdida de elongación), para ello todas las áreas de fractura fueron determinadas mediante un microscopio óptico y se relacionaron con el área de fractura del acero sin dañar (tabla 2).

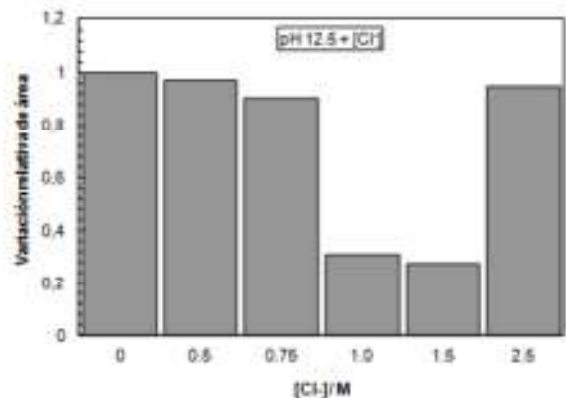


Figura 2. Reducción de área de fractura. pH 12,5+Cl⁻.

En la figura 2 puede observarse como no aparece una variación en el área de la superficie de fractura del acero que indique proceso de fragilización hasta una concentración de cloruros de 1M. Este hecho indica que aunque se produzcan inicio de picadura, como es el caso de 0,75M, es necesario un nivel suficiente de propagación local del daño para que se produzca el fenómeno de fragilización. Otro hecho a destacar es la no inducción de proceso de fragilización en el caso del acero expuesto al medio con mayor concentración de iones cloruro (2,5M) a pesar que es en este medio donde el acero ha sufrido el mayor nivel de ataque (daño) causado por corrosión. Para explicar este fenómeno se

presenta en la figura 3 unas imágenes tomadas de las zonas de rotura de los aceros con el microscopio durante el estudio de las fracturas.

Las imágenes de las fracturas presentadas en la figura 3 corresponden al acero sin haber sufrido daño por corrosión, la fractura del acero expuesto a 1M y la del acero expuesto a 2,5M. Pude observarse claramente como el tipo y nivel de daño está directamente relacionado con los valores de carga electroquímica desarrollada en cada ensayo. Aunque se ha provocado picadura en el acero a partir de 0,75M de cloruros, no se induce una fragilización del alambre hasta 1,0M. La reducción en área disminuye conforme aumenta el contenido en cloruros en el medio, indicando que el proceso de CBT se intensifica con el contenido en cloruros. Sin embargo puede apreciarse como el proceso de CBT no se desarrolla a concentraciones de cloruro elevadas (2,5M).

El caso del acero expuesto a una concentración de cloruros 1M presenta un gran número de picaduras aisladas (y profundas) en torno a la zona de fractura, en la cual también se puede apreciar como apenas ha sufrido deformación mostrando un comportamiento frágil. Sin embargo, la fractura obtenida para el caso de 2,5M presenta un tipo de corrosión más intenso y general por toda la superficie del acero, este tipo de corrosión al no ser localizada produce una pérdida de sección en todo el acero no permitiendo el desarrollo de picaduras profundas como en el caso de 1M. Debido a este tipo de corrosión el acero no sufre proceso de CBT y presenta una fractura dúctil similar al del acero sin dañar. Este hecho indica que al igual que hay un valor mínimo de intensidad de daño para el desarrollo de CBT, también hay un valor máximo a partir del cual el daño generado no induce el desarrollo de CBT.

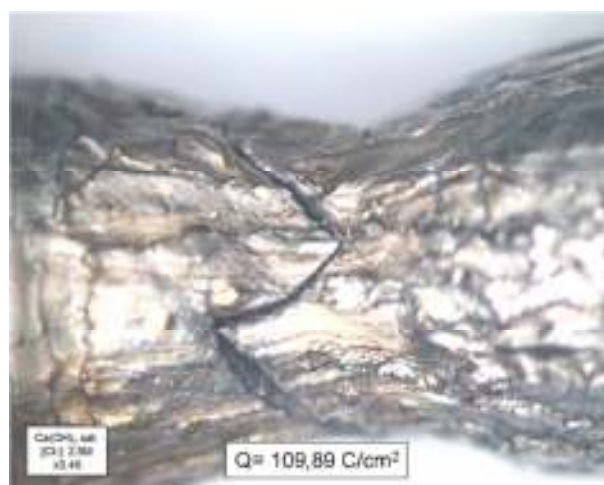


Figura 3. Tipo de fractura en aceros con diferente nivel de daño generado a pH 12,5.

El acero expuesto a pH 13,2 presenta mayor resistencia al ataque inducido por el ión cloruro que en el medio anterior. En la tabla 5 se presentan los valores de carga electroquímica generada durante el proceso de picadura, especificando la generada en cada ciclo, la carga total del ensayo y la carga por unidad de área. Tal y como se expone en la tabla 5, sólo en los casos a partir de 1,0M Cl⁻ se ha podido inducir picadura.

Tabla 5. Carga electroquímica generada durante el proceso de propagación de picaduras en pH 13,2.

[Cl⁻]/ M	Q ₁ / C	Q ₂ / C	Q tot/ C	Q C/cm²
1,0	14,68	15,25	29,94	4,95
1,5	17,46	17,82	35,28	5,84
2,5	341,45	180,18	521,64	86,36

Los valores de carga electroquímica total en este medio son inferiores a los detectados en el medio de menor alcalinidad para la misma concentración de cloruro en el medio, confirmando el aumento de la resistencia a la

picadura conforme aumenta la alcalinidad del medio. Los valores de carga determinada en el primer y segundo ciclo son más bajas que al pH 12,5. Sin embargo, la carga registrada en el segundo ciclo en el caso de exposición 2,5 vuelve a decrecer debido a las buenas propiedades de repasivación del acero.

Con estos resultados de evaluación del daño por el proceso de picadura (Q) no se espera que los aceros expuestos a 1,0 y 1,5M de ión cloruro vayan a sufrir procesos de corrosión bajo tensión ya que el daño provocado mediante la generación de picaduras es insuficiente. Sin embargo, la superficie de exposición del acero en contacto con el medio más clorurado (2,5M) presenta un ataque más severo con acumulación de picaduras a lo largo de su superficie. Este acero expuesto a una concentración de 2,5M reuniría las características para sufrir riesgo de fragilización por CBT.

En pH 13,5 solamente se consiguió generar picadura en el medio contaminado con la máxima concentración de ión cloruro (2,5M). Los valores calculados de carga durante el proceso de picadura en este medio se exponen en la tabla 6.

Tabla 6. Carga electroquímica generada durante el proceso de propagación de picaduras en pH 13,5.

[Cl ⁻]/M	Q _{1c} /C	Q _{2c} /C	Q tot/C	Q C/cm ²
2,5	65,26	11,41	68,94	11,41

El valor de carga electroquímica (Q), en este medio no es alto comparado con los calculados para el medio de pH 13,2 y 12,5 para la misma concentración de cloruros. En la tabla puede observarse como en el segundo ciclo el proceso de picadura que se genera es seis veces menos intenso que el generado en el primer ciclo indicando las buenas condiciones de repasivación del acero en este medio. Tanto la baja carga electroquímica generada en el primer ciclo, como el decrecimiento de ésta en el segundo ciclo ponen de manifiesto la alta resistencia del acero en este medio al ataque del ión cloruro.

En la tabla 7 se presenta un resumen con todos los valores de carga electroquímica (Q) que se han registrado durante el proceso de generación de picadura en cada alambre y medio, y sus correspondientes valores de reducción relativa de sección e indicando si se ha detectado, en el estudio fractográfico, fragilización del acero por procesos de CBT.

Como puede observarse en la tabla 7, el acero presenta mayor resistencia frente a los procesos de corrosión bajo tensión inducida por el ión cloruro, cuanto mayor es el pH del medio.

Tabla 7. Carga electroquímica y propiedades mecánicas en relación al riesgo de CBT.

Medio agresivo pH+[Cl ⁻]	Q/ C/cm ²	Reducción relativa de área	CBT
12,5+0,75	5,61	0,90	No
12,5+1,0M	11,31	0,30	Si
12,5+1,5M	32,91	0,27	Si
12,5+2,5M	109,89	0,94	No
13,2+1,0M	4,95	1,11	No
13,2+1,5M	5,84	1,28	No
13,2+2,5M	86,36	0,60	Si
13,5+2,5M	11,41	0,93	No

Los resultados obtenidos con el acero inoxidable de alta resistencia tipo 1.4436 muestran como es necesario un valor de carga entre 10-80 C/cm² para asegurar que el fenómeno de CBT tenga lugar, a partir de un proceso de corrosión por picadura crítico desarrollado en el acero inoxidable de alta resistencia 14436. Las roturas de los aceros en los que se alcanzó ese rango de carga electroquímica presentaron fractura frágil con apenas reducción en área indicando la presencia de fragilización en el acero.

Este rango de carga electroquímica informa de la intensidad que debe presentar el proceso de corrosión para que se produzca CBT independientemente de la composición del medio de exposición. Desde el punto de vista de la durabilidad este valor de carga del proceso de corrosión se alcanzará con mayor facilidad cuando descienda el pH del medio y aumente el contenido de iones cloruro, ya que la capa pasiva resiste menos al ión cloruro cuanto menor es el pH del medio [12].

CONCLUSIONES

- Es posible generar daños locales por corrosión de forma controlada a partir de la evaluación de la carga electroquímica desarrollada en el proceso de picadura en aceros inoxidables de alta resistencia.
- Se ha determinado para el acero inoxidable austenítico trefilado, 14436, que es necesario un valor de carga entre 10 a 80 C/cm² de daño local inducido para que el proceso de CBT tenga lugar.
- Existe riesgo de CBT cuando se alcanza el nivel de daño crítico en aceros inoxidables austeníticos con transformación martensítica. Este daño se alcanza más fácilmente a menores pH y con el aumento de concentración de agresivo en el medio al aumentar el pH.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer a la financiación conseguida a través de los proyectos BIA2007-65394 y 2011-22760 del MINECO

REFERENCIAS

- [1] Wu, Y. and Nürnberger, U., Corrosion-technical properties of high strength stainless steels for the application in prestressed structures, *Mater. and Corros.* 60, N10, pp 771-780, 2009.
- [2] Peguet, L., Malki, B. and Baroux B., Influence of cold-working on the pitting corrosion resistance of stainless steel. *Corrosion Science.* 49. pp 1933-1948, 2007.
- [3] Mirzadeh, H. and Najafizadeh, A., Correlation between processing parameters and strain induced martensitic deformation in cold worked AISI 301 stainless steel. *Materials Characterization.* 59, pp 1650-1654, 2008.
- [4] Das, A., Sivaprasad, S., Ghosh, M., Chakraborti, P.C. and Tarafder S. Morphologies and characteristics of deformation induced martensite during tensile deformation of 304 LN stainless steel. *Materials Science & Engineering A*, 486 pp 283-286, 2008
- [5] Tavares, S.S.M., Neto, J.M., Gomes da Silva, M.R., Vasconcelos, I.F. and de Abreu, H.F.G., Magnetic properties and α' martensite quantification in an AISI 301LN stainless steel deformed by cold rolling, *Materials Characterization* 59, pp 901-904, 2008.
- [6] Tavares S.S.M., Pardal, J.M., Gomes da Silva, M.J., H.F.G. de Abreu, H.F.G. M.R. Gomes da Silva, M.R., Deformation induced martensitic transformation in a 201 modified austenitic stainless steel *Materials Characterization*, 60, pp 907-911, 2009.
- [7] Recio F.J., Wu, Y., Alonso, MC and Nürnberger, U., Hydrogen embrittlement risk in cold-drawn stainless steels, *Materials Science and engineering A*, 564, pp57-64, 2013.
- [8] Nürnberger U, Wiume D, Beul W., Korrosionsverhalten von Litzen aus hochfesten austenitischen Stählen. *Bauingenieur* 65, pp171-181, 1990.
- [9] Nürnberger, U. and Wu, Y., Stainless steel in concrete structures and the fastening technique, *Mat. & Corros.*, 59, 2 pp144-158, 2008.
- [10] Mosser, R.D., Singh, P.M., Khan, L.F. and Kurtis, K.E., Chloride induced corrosion resistance of high strength stainless steels in simulated alkaline and carbonated pore solutions, *Corrosion Science*, 57, pp241-253, 2012.
- [11] Nürnberger U, Breul W (1996) Entwicklung einfacher und reproduzierbarer Prüfverfahren für die Empfindlichkeit von Spannstählen gegenüber Spannungsrisskorrosion, Abschlussbericht DafStb.
- [12] Recio F.J., Corrosión de aceros inoxidables y galvanizados de alta resistencia, como alternativa a los aceros convencionales de pretensado, Tesis Doctoral, Univ. Autoóoma de Madrid, 2010
- [13] Compson H.R., *Physical Metallurgy of Stress Corrosion Fracture interscience*, N.Y., pp247, 1959.

INFLUENCIA DE LAS CONDICIONES DE CONTORNO EN LA RESPUESTA MECÁNICA DE MEZCLAS BITUMINOSAS EN CALIENTE

R. Tino¹, B. González¹, J.C. Matos² y J. Toribio¹

¹Ingeniería de Materiales (Universidad de Salamanca),
E.P.S., Campus Viriato, Avda. Requejo, 33, 49022. Zamora. España.
Correo-e: rubentino@gmail.com

²Departamento 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 el presente artículo se analiza el efecto de distintas condiciones de contorno a las que se pueden ver sometidas las mezclas bituminosas en caliente (MBC) sobre la respuesta mecánica de las mismas durante su vida en servicio. Para ello se han utilizado probetas cilíndricas fabricadas en laboratorio, clasificadas en series según el proceso de acondicionamiento al que han sido sometidas: inmersión en agua o en salmuera (tanto de forma continuada como intermitente). Se ha evaluado su comportamiento estructural a partir de ensayos dinámicos de tracción indirecta en los que se determinó el módulo de rigidez de la MBC. Los resultados muestran como el efecto perjudicial de la humedad y la salinidad sobre la respuesta de la MBC se agrava sustancialmente cuando las salmueras se aplican regularmente

ABSTRACT

The present paper analyses the effect of different boundary conditions affecting the hot mix asphalts (HMA) on their mechanical performance during service life. To this end, laboratory cylindrical specimens were used, classified in series according to the conditioning process on them: immersion in water or deicing salts (both continuous and intermittent). The structural behaviour of the specimens was evaluated from dynamic indirect tensile tests, in order to determine the stiffness modulus of the HMA. The results show how the damaging effect of humidity and salinity on the HMA is significantly worse when deicing salts are applied on a regular form.

PALABRAS CLAVE: Mezclas bituminosas en caliente, Agentes externos, Comportamiento dinámico.

1. INTRODUCCIÓN

La degradación del firme se produce como efecto del paso del tiempo, debido al envejecimiento y fatiga de los materiales constituyentes de las mezclas bituminosas en caliente (MBC) que integran sus capas [1].

Al tratarse (la MBC) de un material compuesto, su comportamiento es resultado de la integración del que tienen sus componentes (el refuerzo lo constituyen los áridos, de naturaleza elastoplástica, y la matriz la conforma el ligante más el polvo mineral o *filler*, de naturaleza viscoelástica), teniendo en su conjunto una respuesta viscoelastoplástica [2].

El paso del tiempo no es la única variable que afecta al deterioro del firme, sino que hay otros condicionantes que aceleran esta degradación en mayor o menor medida. Así, entre las diferentes variables que pueden afectar a su vida, pueden distinguirse dos grandes grupos bien diferenciados: las condiciones de contorno a las que están sometidos los materiales que lo integran y las condiciones de trabajo.

Por condiciones de trabajo se entienden las cargas transmitidas al firme como consecuencia del tráfico que soporta, mientras que como condiciones de contorno se consideran todos aquellos agentes externos a los que se encuentran sometidas las MBC, tanto climatológicas

(humedad, temperatura, insolación, heladas...), como agentes aplicados sobre las MBC (arenas, sales para deshielo, aceites, carburantes...). Es importante reseñar que muchas de estas condiciones (cargas del tráfico real, efecto de los períodos de carga y tiempos muertos, condiciones climáticas locales...) a las que se encuentra sometido el firme en servicio no se suelen considerar en el diseño y comprobación de las MBC puestas en obra.

La combinación de altas temperaturas y la presencia de agua son los agentes climatológicos más negativos a los que se ven sometidas las MBC [3]. A pesar de la influencia negativa que producen los diferentes tratamientos con fundentes utilizados durante la época de vialidad invernal sobre los pavimentos [4], la utilización de algunos de éstos (salmueras) no aumenta de forma significativa el carácter perjudicial que de por sí ya tiene la presencia de agua [3].

En este artículo se ha realizado una simulación con la combinación de algunas de las condiciones más habituales a las que se ve sometida una mezcla (como son la aplicación de cargas de forma repetitiva, las bajas temperaturas, el agua y la aplicación de salmueras) para evaluar los cambios en el comportamiento que puede suponer la aplicación de cada una de ellas. Además, se ha decidido introducir una nueva condición de contorno que se ha mostrado crucial una vez evaluada: la realización de tramos de aplicación de las condiciones anteriores. De esta forma se distingue entre una aplicación continuada de agua y salmuera respecto de una aplicación intermitente de las mismas, que es como se suele producir en la realidad.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.1. Material de ensayo

El material estudiado ha sido una MBC en capa delgada de granulometría discontinua, descrita en el artículo 543 del pliego de prescripciones técnicas generales para obras de carreteras y puentes del Ministerio de Fomento [5], fabricada con ligante hidrocarbonado tipo betún convencional de penetración 50/70. Se trata de una MBC de tipo BBTM11A B50/70 [6], siendo F10 su antigua denominación.

Se fabricaron probetas de geometría cilíndrica siguiendo la norma UNE-EN 12697-30 [7]. De los procedimientos que autoriza esta norma, se ha usado el método de compactación por impacto con 50 golpes por cara. Las dimensiones de las probetas fueron de 67 mm de diámetro y 101.4 mm de longitud.

Las probetas se han distribuido en series de tres testigos. La primera de las series se mantuvo al aire y se empleó como referencia, sometiendo al resto de probetas (por series) a diferentes procesos de acondicionamiento mediante inmersión en agua o salmuera a +3°C, con objeto de simular distintas condiciones reales de contorno (tabla 1).

Tabla 1. Tratamientos realizados a las probetas.

Serie	Condiciones	Descripción
1	Aire	Probetas de referencia.
2	Inmersión en agua	Las probetas se sumergen en agua durante 6 días.
3	Inmersión en salmuera	Las probetas se sumergen en salmuera durante 6 días.
4	Inmersión en agua (6 repeticiones)	Se realizan 6 tramos inmersión-aire, con una duración de 12 h de inmersión en agua y 12 h en aire.
5	Inmersión en salmuera (6 repeticiones)	Se realizan 6 tramos inmersión-aire, con una duración de 12 h de inmersión en salmuera y 12 h en aire.
6	Inmersión en agua (12 repeticiones)	Se realizan 12 tramos inmersión-aire, con una duración de 12 h de inmersión en agua y 12 h en aire.
7	Inmersión en salmuera (12 repeticiones)	Se realizan 12 tramos inmersión-aire, con una duración de 12 h de inmersión en salmuera y 12 h en aire.

2.2. Procedimiento de ensayo

Las probetas ensayadas deben colocarse en un entorno a una temperatura controlada. Las temperaturas de ensayo recomendadas en la norma UNE-EN 12697-26, anexo C [7], son: +2°C, +10°C y +20°C. En este trabajo se ha utilizado la temperatura más baja que permite la citada normativa, +2°C, ya que es la que más se asemeja a las condiciones de trabajo reales de una MBC cuando se somete a tratamientos con sal o salmuera.

Para una mejor reproducción de las condiciones de trabajo reales (pavimentos sometidos a las cargas del tráfico), los ensayos que se utilizaron fueron de tipo dinámico –ensayos de tracción indirecta (figura 1)– con la aplicación de una carga sinusoidal de medio seno, de forma que el actuador de carga aplica impulsos de carga repetidos que se alternan con periodos de descanso.

El valor de la carga máxima utilizada se ajustó para alcanzar una deformación horizontal transitoria máxima de referencia del 0.005% del diámetro de la probeta (5 µm). El tiempo de subida, que es el tiempo necesario para que la carga aplicada aumente de cero hasta el valor máximo, fue de 124 ms. Por último, el periodo de repetición de impulsos, o tiempo transcurrido desde el inicio de una aplicación de carga hasta el inicio de la siguiente, fue de 3 s (figura 2).



Figura 1. Ensayo de tracción indirecta.

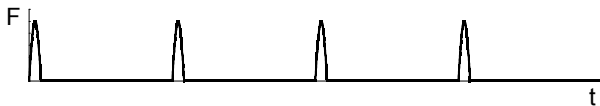


Figura 2. Ciclos de carga.

En el ensayo se aplican al menos 10 impulsos de acondicionamiento previo, para permitir que el equipo se ajuste a la magnitud de la carga y su duración. A continuación, se realizan cinco impulsos de carga adicionales y para cada uno de ellos se registra cómo varía con el tiempo la carga aplicada y la deformación diametral horizontal de la probeta.

3. RESULTADOS EXPERIMENTALES

El módulo de rigidez S_m , valor absoluto del módulo complejo $|E^*|$, se ha calculado a través de la siguiente fórmula:

$$S_m = \frac{F(\nu + 0.27)}{z h} \tag{1}$$

donde F es el valor máximo de la carga vertical aplicada, z la amplitud de la deformación horizontal durante el ciclo de carga, h el espesor de la probeta y ν el coeficiente de Poisson (para el cual se toma el valor 0.35 tal y como marca la norma).

El módulo de rigidez se ha medido en los 5 impulsos de carga (realizados después de los impulsos de acondicionamiento), determinándose a continuación el valor medio. En la tabla 2 se presentan los resultados obtenidos en los ensayos (densidad y módulo de rigidez) para los testigos de MBC sometidos a las distintas condiciones de contorno. La densidad es aproximadamente la misma para todas las probetas.

Tabla 2. Resultados de los ensayos dinámicos.

Serie	Densidad (kg/m ³)	S_m (MPa)
1	2290	15830
2	2285	13314
3	2297	13381
4	2294	13603
5	2292	13469
6	2294	13075
7	2292	10834

4. DISCUSIÓN

Del análisis de la variación del módulo de rigidez se pueden extraer diversas conclusiones. En primer lugar, como se puede apreciar en la tabla 3 y en la figura 3, que cualquiera de las condiciones estudiadas (agua y salmuera) provocan una disminución apreciable del módulo de rigidez de la MBC.

Tabla 3. Variación del módulo de rigidez (S_m).

Condiciones		Serie	Variación S_m
+3°C - 6 días	Agua	2	-15.89%
	Salmuera	3	-15.47%
Repeticiones +3°C - 6 días	Agua	4	-14.07%
	Salmuera	5	-14.91%
Repeticiones +3°C - 12 días	Agua	6	-17.40%
	Salmuera	7	-31.56%

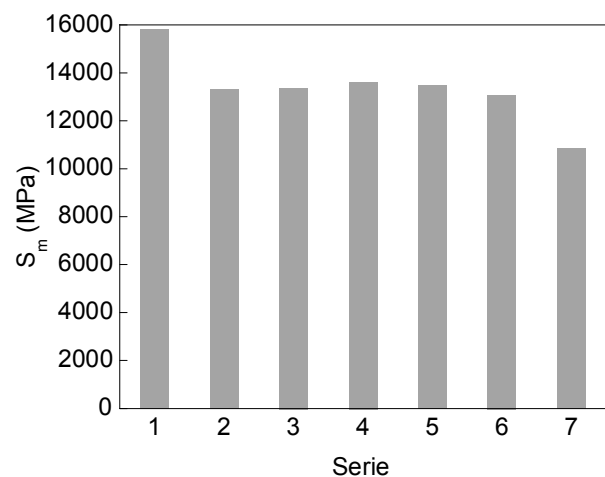


Figura 3. Módulo de rigidez (S_m) de las MBC sometidas a diferentes condiciones de contorno.

La realización del acondicionamiento de las MBC de forma intermitente (inmersión-desección no forzada) en agua o salmuera provoca una disminución mayor del

módulo de rigidez que cuando el acondicionamiento de las MBC se hace en forma de baño continuado en agua o salmuera, durante el mismo tiempo de permanencia en el medio agresivo.

Por lo que se refiere a la diferencia de comportamiento entre el agua y la salmuera, si bien es cierto que en condiciones de baño continuado no se aprecian discrepancias reseñables, en el momento en que se somete la MBC a ciclos de inmersión-deseccación se observa que las probetas sometidas a baños con salmuera presentan un módulo de rigidez menor que las sometidas a baños con agua solamente.

Como se observa en la figura 4, la prolongación en el tiempo de inmersión (debido a un mayor número de tramos de inmersión) muestra una caída del módulo de rigidez en ambos casos (MBC con inmersión-deseccación en agua o en salmuera). Dicha caída se ve amortiguada con el paso del tiempo para el caso del agua (no siendo tan pronunciada como en las primeras fases), mientras que es constante en el caso de la salmuera. Esto corrobora el hecho observado en los tramos de carretera de montaña, donde existe un deterioro temprano de las mezclas bituminosas que componen el firme.

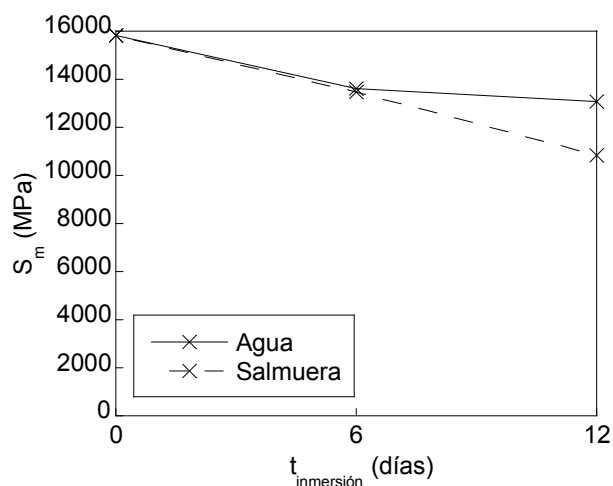


Figura 4. Evolución a lo largo del tiempo del módulo de rigidez (S_m) de una MBC sometida a ciclos de inmersión en agua y salmuera.

Por tanto, el efecto más negativo sobre la MBC se produce por la combinación de los diversos factores a los que se ve sometida, tanto inducidos (extensión de fundentes) como climatológicos (bajas temperaturas y humedad principalmente [4]).

5. CONCLUSIONES

Con respecto al comportamiento en fatiga de mezclas bituminosas en caliente (MBC), se pueden extraer las siguientes conclusiones:

- (i) La aplicación de agentes agresivos, agua y salmueras, a las mezclas bituminosas en caliente

provoca una disminución, al aplicar cargas cíclicas, de su módulo de rigidez S_m .

- (ii) El efecto perjudicial de la humedad y salinidad sobre las mezclas bituminosas en caliente se agrava sustancialmente cuando la aplicación de dichos factores se realiza en forma repetitiva.
- (iii) El empleo de salmueras a las que se someten las mezclas bituminosas en caliente, aplicadas de forma secuencial en extensos periodos, aumentan de forma significativa el carácter perjudicial que de por sí ya tiene la presencia de agua.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al Ministerio de Fomento el suministro de las mezclas bituminosas en caliente utilizadas en esta investigación.

REFERENCIAS

- [1] Toribio, J., Tino, R., González, B. and Matos, J.C., Fatigue performance of hot bituminous mixtures for firm reinforcement. *Proc. 18th European Conference on Fracture (ECF18)*, Dresden, Germany, 2010.
- [2] Garnica, P., Gómez, J.A. y Sesma, J.A., *Mecánica de materiales para pavimentos*. Publicación Técnica N° 197, Instituto Mexicano del Transporte. Sanfandila, Querétaro, Méjico, 2002.
- [3] Tino, R., González, B., Matos, J.C. y Toribio, J., Influencia de los agentes externos sobre el comportamiento de un pavimento de carretera. *Anales de Mecánica de la Fractura* **29**, pp. 547-552, 2012.
- [4] Tino, R., González, B., Matos, J.C. y Toribio, J., Efecto de la sal sobre el comportamiento mecánico de mezclas bituminosas en caliente. *Anales de Mecánica de la Fractura* **28**, pp. 687-692, 2011.
- [5] OC 24/2008 sobre el pliego de prescripciones técnicas generales para obras de carreteras y puentes (PG-3). Ministerio de Fomento, España, 2008.
- [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.
- [7] UNE-EN 12697, Mezclas bituminosas. Métodos de ensayo para mezcla bituminosa en caliente. AENOR (Asociación española de normalización y certificación), España, 2006.

TÉCNICAS EXPERIMENTALES

MICRO-MECHANICAL TESTING OF ADVANCED CERAMICS: TOOLS, PROCEDURES AND FIRST RESULTS

E. Camposilvan^{1,2,*}, E. Jiménez-Piqué^{1,2} and M. Anglada^{1,2}

¹Department of Materials Science and Metallurgical Engineering,
Universitat Politècnica de Catalunya, Av. Diagonal 647, 08028 Barcelona – Spain.

* E-mail: erik.camposilvan@upc.edu

²Center of Research in Nanoengineering CRnE, Universitat Politècnica de Catalunya

RESUMEN

La posibilidad de realizar ensayos micro-mecánicos se ha convertido recientemente en una herramienta más accesible para entender los mecanismos de deformación, endurecimiento y fallo de pequeños volúmenes de material. Frecuentemente se ha encontrado que las propiedades de los materiales que siempre se habían considerado intrínsecas o “intensivas”, es decir, no dependientes del tamaño, tienen en realidad un comportamiento extrínseco cuando el volumen de material a ensayar se reduce a escala micro o nano. Este cambio ha sido observado frecuentemente en los metales, donde se ha comprobado con diferentes enfoques experimentales que la resistencia aumenta considerablemente en volúmenes suficientemente pequeños.

En las cerámicas este tipo de enfoque no ha recibido gran interés debido a la menor importancia de los mecanismos de deformación controlados por dislocaciones. Sin embargo, es la única herramienta disponible para determinar directamente el comportamiento mecánico de recubrimientos y modificaciones de la superficie de los materiales inducidas por corrosión o desgaste. Además, en materiales cerámicos con un mecanismo de deformación basado en la transformación de fase, tal como ocurre en las cerámicas de base circona, éste depende del tamaño del grano, y por tanto podría ponerse de manifiesto al realizar ensayos a micro-escala.

En este trabajo se presenta la metodología de los ensayos micro-mecánicos aplicada a la circona estabilizada con itria. Se discuten las ventajas y limitaciones de la técnica y se proporcionan detalles sobre la combinación del mecanizado FIB y los ensayos por nanoindentación. Al mismo tiempo, se presentan unos primeros resultados sobre la resistencia a compresión de micro-pilares de circona y se discute el mecanismo de rotura.

ABSTRACT

Micro-mechanical testing has lately become a more accessible tool for understanding deformation, strengthening and failure mechanisms at small scales. It has been found that the often considered intrinsic or “intensive” properties of materials, i.e. not size dependent, start to exhibit an extrinsic behaviour if the volume of material tested is reduced down to the level of the micro- or nano-scale. This is true at least for metals, where diverse experimental approaches have shown that the ultimate strength strongly increases in enough small material volumes in the micro-nano range.

In ceramics, the small scale testing approach has received much less attention probably because of the absence of dislocation-controlled deformation mechanisms. Even though, it is the only direct method for the study of the mechanical behaviour of ceramics in thin coatings, superficial layers induced by surface degradation processes as in wear, corrosion, etc. Besides, in ceramics with a grain size dependent transformation toughening mechanism, such as zirconia-based ceramics, a clear effect is expected when testing at the micro-scale.

In this work the methodology of micro-mechanical testing is presented and is applied to yttria-stabilized zirconia. Advantages and limitations of the technique are discussed and details about the combination of FIB-machining and nanoindentation testing are illustrated. At the same time, first results of the strength in compression of zirconia micro-pillars are presented and the failure mechanism is discussed.

KEYWORDS: Micro-mechanical testing, zirconia, FIB machining

1. INTRODUCTION

Since the introduction of devices capable for machining, handling and testing samples with dimensions in the range of micro- and nano-meters, new techniques have been developed in order to assess materials properties at these scales and understand better their behaviour.

One of the most common approaches to determine the mechanical properties at small scales is represented by nanoindentation, where the most used method is the one introduced by Oliver and Pharr in 1992. This practice permits the extraction of hardness and elastic modulus as a function of the indenter penetration depth into the material surface [1]. Other methodologies can estimate several properties as fracture toughness, viscoelastic parameters or yield stress. This technique determines properties with a sub-nanometer resolution, and it is specially suited for assessing thin superficial layers and different microstructural phases.

However, nanoindentation measurements are done under contact loading, which implies a non-homogeneous complex triaxial stress state, with an important hydrostatic stress component, which may not be representative of the in-service conditions.

After the commercialization of Focused Ion Beam (FIB) devices, usually assembled together with a Scanning Electron Microscope (SEM) in a dual-beam station, it has become feasible to machine shapes of micro- nano-dimensions with a precision formerly impossible to achieve. This technology was initially designed for the electronic industry as an inspection device for integrated circuits and a complement of usual lithographic techniques, allowing high resolution direct patterning of semiconductors. Later on, dual beam stations were optimized with the main purpose of specimen preparation and manipulation for Transmission Electron Microscopy [2]. Nonetheless, during the last decade different research groups started to exploit the machining capabilities offered by FIB to design new mechanical experiments capable of testing material properties at small scales. This new approach began with machining cylindrical samples in the micrometer range, usually called micro-pillars, followed by testing in compression, exploiting the nanoindenters capabilities for measuring accurately load/displacement curves. In this case the sharp indenter tip is replaced by a “flat punch” in order to create an homogeneous uniaxial compressive state [3, 4]. This methodology was first described in detail by Uchic *et al.* [5] and then applied by diverse research groups.

1.1. Size effects in metals

With the approach previously introduced, several metal systems have been investigated, obtaining surprising results. The strength of metals is increasing considerably when the size is reduced in the micrometer

range, and this evidence has been related to dislocation nucleation, movement and annihilation at the free surfaces. According to different authors [6, 7, 8], when the dislocation multiplication distance is comparable to the crystal dimensions, dislocations do not breed and the so-called “starvation” takes place. Thus, stress needs to be increased to generate new dislocations. At the same time, various strain bursts can be observed in the stress-strain curves, due to the action of “dislocation avalanches”, in which strain hardening does not take place. A power law, valid for FCC metals, was also proposed to express the relationship between flow stress σ and pillar diameter d :

$$\sigma = Ad^n \quad (1)$$

Where A is a constant and n the power law exponent, which is substantially higher than the one derived from grain size strengthening.

1.2. Ceramics – interesting aspects

Since in ceramics there is generally no dislocation mobility at room temperature, the interaction of dislocations with the surface observed in metal systems is not likely to be expected. Even though, the micro-mechanical testing approach can still be interesting for different reasons. First of all, this methodology can be employed for testing very superficial regions of material as, for instance, coatings, degraded layers and damaged zones. All these aspects are especially important for contact load bearing applications, which is one of the typical areas of employment of technical ceramics. Besides, in ceramics like zirconia where phase transformation can occur, being this phenomenon size-dependent, an effect is expected when reducing the dimension of the tested sample. The methodology can also be applied to study hybrid materials and micro-composites because it is capable to separate the properties of the individual constituents.

1.3. Scope

Different kinds of micro-mechanical testing configurations can be successfully applied to advanced ceramics. Here, only micro-pillars fabrication and testing will be discussed, while the creation of more complex shapes and testing protocols is beyond the scope of the present work. First, the focus will be on the fabrication technique and issues, after that it will shift on testing tools and procedure, concluding with some results and after-testing visualization.

2. TOOLS: FIB MICRO-MACHINING

In the great majority of micro-compression experiments the samples have been machined, up to now, with the aid of FIB milling technique. Other techniques used commonly in micro electronics, like lithography and

selective etching, have been employed with success, but more with the aim of comparison than to develop a systematic testing protocol [8].

Several studies have been focused on the influence of the pillar fabrication procedure, currents and doses of Ga ions on the strength. In general, it has been concluded that any strengthening effect due to FIB-irradiation damage was negligible, at least in monocrystals. Moreover, the local disorder and dislocation substructure created by FIB irradiation seems to disappear in sub-micrometer micro-pillars upon loading [8].

Inside the dual-beam microscope, the configuration used for machining micro-pillars is usually the one described in Fig. 1, where SEM and FIB columns are placed at 54° with respect to each other. In this work, yttria-stabilized zirconia (3Y-TZP) was employed inside a Zeiss Neon 40 station equipped with a Gemini SEM column and a FIB column and a GIS (Gas Injection System) from Orsay Physics. Polished samples in the shape of disks with approx. 2 mm thickness were mounted on common electron microscopy stubs and coated with a very thin (approx. 20 nm) carbon layer to make them conductive. First, the eucentric point was set and then the region of interest was placed in the coincidence point between the beams, so that the features milled with FIB could be visualized right after with SEM. Before starting the fabrication, a thick platinum layer (approx. 300nm) was deposited close to the milling region in order to calibrate, once the sample was moved into the nanoindenter, the location of the observation point in the optical microscope with the position at which indentation is actually performed.

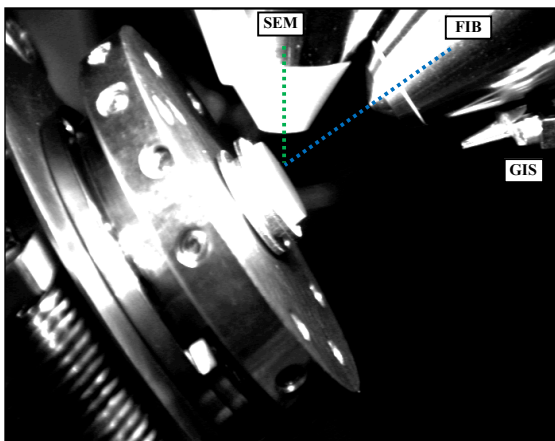


Figure 1. Typical configuration inside SEM-FIB chamber during milling. GIS: Gas Injection System.

With the aim of optimizing both the time and the quality of the resulting shapes, milling was performed in two steps. In order to allow after-test visualization and easy location during testing, in the first step a large ($30\ \mu\text{m}$ diameter) vessel was milled using the annular milling feature of the Zeiss SmartSEM software. This was done

employing a relatively high FIB current and milling from the border toward the centre of the vessel. The dwell time, and so the milling depth, was increased progressively during the process, leaving a cylinder of intact material in the centre (see Fig. 2). In the second step, lower and more focused FIB currents were employed, taking into account the sputtering and redeposition rates, in order to adjust the diameter and the height to the desired ones. Again, dwell times were adjusted for a fixed pixel size and varied along the milling in order to achieve a specific milling depth, reducing as much as possible the taper angle and maintaining sharp edges at the top of the pillar.

Optimizing finely the different milling parameters, micro-pillars could be machined in relatively short times, *e.g.* from 15 to 30 minutes. Different reactive gases including fluorine have been tried in order to see if the etching rate could be improved, without success. The final taper angle was between 2° and 5° and the aspect ratios between 1:2 and 1:3. As shown in Fig. 2, size and depth of the vessels were big enough to permit the correct visualization and location of the pillars; at the same time the vessel shape could avoid the loss of the broken parts after testing.

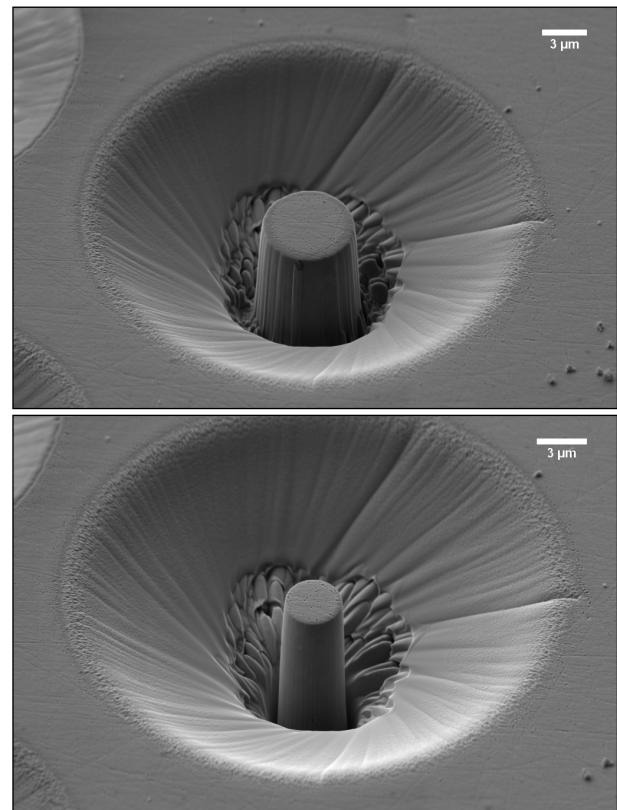


Figure 2. Two-steps milling of a micro pillar. After the first step, diameter is $6\ \mu\text{m}$ (upper picture). Final diameter is $3.4\ \mu\text{m}$ (lower picture). Scale bar = $3\ \mu\text{m}$.

3. TOOLS: NANOINDENTER TESTING

When it comes to compression testing, some concerns can arise regarding different aspects of testing configuration, procedure and data interpretation. First of all, there is an important difference with standard compression tests, where both sides of the sample are free to slide against compression plates. Here, the base of the pillars is rigidly constrained, resulting in a triaxial stress state in this region, which, in the case of metals, is also responsible for avoiding plastic deformation in the substrate. Another important aspect is represented by the possibility of either reciprocal sliding or conjoined lateral movement of the indenter flat surface and the pillar top face, being the second option the most likely to occur [8].

Displacement has to be transmitted to the sample in a very accurate and rigid way, especially when testing is addressed to very small geometries and to dislocation movement detection [9]. Handling of the samples must be also very accurate during the transfer from the dual-beam station to the nanoindenter, so that the sample is not contaminated and the orientation of the pillar is maintained. For this purpose, a nanoindenter holder suited for electron microscopy stubs was machined, so that the same stub used during FIB milling could be placed directly inside the nanoindenter chamber, without touching the sample.

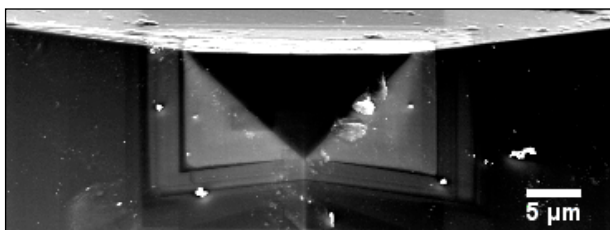


Figure 3. Flat punch indenter machined from a Berkovich tip, SEM picture.

A nanoindenter MTS XP equipped with a CSM module was employed in this study, with a homemade flat-punch diamond tip machined via FIB from a Berkovich indenter. The side of the equilateral triangle constituting the flat surface was of 18 μm , as can be seen in Figs. 3 and 4.

A fine microscope-to-indenter calibration is necessary when using the optical microscope coupled with the nanoindenter, like in this work. To perform this operation, a surface that is susceptible of easy plastic deformation is necessary, because the print has to be easily observed with the microscope. Due to the fact that hard ceramics do not show any residual mark after flat-punch indentation at small loads, an aluminium substrate, placed apart from the zirconia specimen, was used to perform a first calibration. A second calibration was done on the platinum layer deposited close to the micro-pillars, on the same zirconia substrate. Since

there is always certain grade of mechanical shift between the microscope and the indenter tip, which is around 1-2 μm , several calibrations have to be performed during the experiments. The residual marks are also useful to check, and eventually correct, the alignment between the flat indenter tip and the sample surface, since significant misalignments result in non symmetric residual marks.

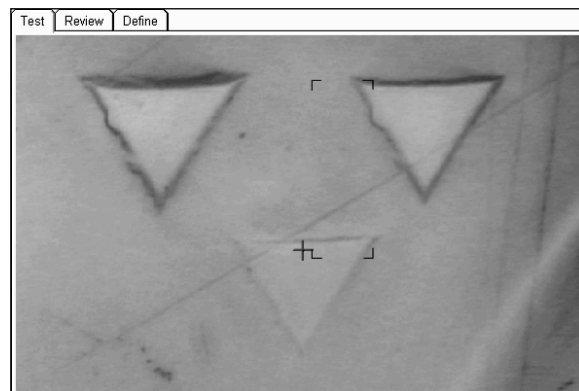


Figure 4. Residual indentation marks after microscope to indenter calibrations at different depths (200, 100 and 50 nm) on aluminium substrate. Optical microscope, 100X.

The force and displacement resolutions provided by a common nanoindenter are well suited for micro compression testing, having enough sensitivity in order to obtain detailed load-displacement curves in the small range studied [8]. Moreover, a nanoindenter is also capable of data correction for thermal drift, which can be important at these scales. On the other hand, deviations from linearity in the early stages of the compression tests are often detected. This effect is often caused by non perfect planarity of the surfaces in contact, which results in a hertzian shape recognizable in the bottom-left side of the resulting curves (Fig. 6).

Several compression tests were performed to validate the testing set-up, and different indentation depths were applied, in order to evaluate the failure load and have also information about earlier stages of damage. Up to now, only micro-pillars with diameters around 3.4 μm have been tested.

4. FIRST RESULTS

As shown in Fig. 5, which represents a micro-pillar after testing, the compression was performed in a very precise way and there is no evidence of misalignment between the indentation direction and pillar axis, neither between pillar and indenter surfaces.

In Fig. 6, the stress-displacement curves of four micro-pillars are showed. Pillar G was compressed up to 450 nm, without reaching failure, while pillars H, I and J were loaded to failure, being the strengths between 8.5 and 9.9 GPa. It can be observed that for some tests, like

G and H, the compression curves are exactly superimposed, although for tests I and J there is a limited deviation with respect to the first ones.

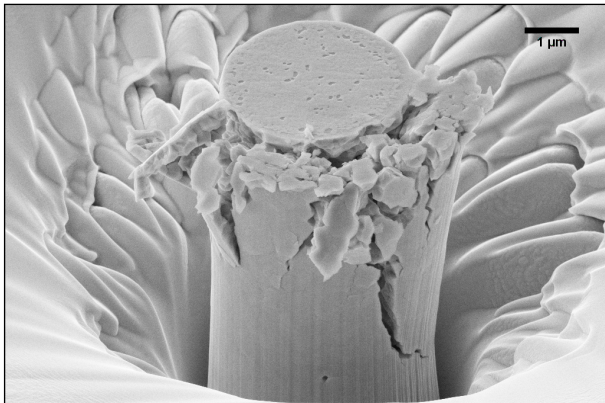


Figure 5. SEM imaging of a micro-pillar after testing. Scale bar = 1 μm .

The reason for this should be carefully considered in the interpretation of the results, analysing the influence of different artefacts before extracting any material property from the curves. The following artefacts can be originated from the reasons previously described: changes in the elastic response, underestimation of the failure stress and buckling. Moreover, if one is interested in obtaining elastic modulus, the value should be corrected for the deflection of the substrate. Nonetheless, for the results presented here, good reproducibility seems to be attained.

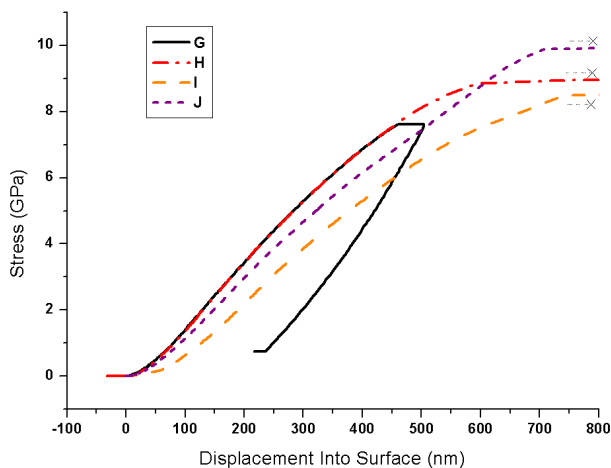


Figure 6. Stress-displacement curves of 4 micro-pillars. Test G was stopped before breakage, while tests H, I, J were carried out until catastrophic failure.

The failure mechanism seems to follow the evolution described in detail for macroscopic brittle solids elsewhere [10]. Initial crack-like flaws oriented around 45° with respect to the compression axis begin to grow stably, in a direction parallel to the applied stress. The interaction of growing cracks with each other and with

the surface promotes faster growth, leading to catastrophic failure once cracks coalescence occurs. Observation of the micro-pillars after the test showed transformation bands and the simultaneous presence of small micro-cracks in diverse regions of the pillars.

Indeed, there is evidence of plastic-like deformation, starting from 250-300 nm of compression. Whether this is imputable to phase transformation, micro-cracking or small-scale plasticity will be the subject of future research.

5. CONCLUSIONS

The micro-mechanical testing approach has been applied to yttria-stabilized zirconia. Micro-pillars with diameters from sub micrometer range to few micrometers were milled on the surface and tested in compression with the aid of a nanoindenter with flat-punch tip. Machining and testing procedures have been described in detail and optimized in order to be time effective. First results show that stress-displacement curves are similar to each other and that certain amount of quasi-plastic deformation takes place. Post-testing imaging shows the existence of transformation bands and the presence of micro-cracks before catastrophic failure. All these results give the impression that some size effect is luckily to be found when a complete research will be carried out.

ACKNOWLEDGEMENTS

This work was supported by MICINN under the project ref. MAT2011-23913 and by Generalitat de Catalunya under the project ref. 2009SGR01285. The author acknowledges Universitat Politècnica de Catalunya for the grant FPU-UPC and Dr. T. Trifonov for his help during SEM/FIB sessions.

REFERENCES

- [1] W. C. Oliver and G. M. Pharr, *An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments*, *Journal of Materials Research*, vol. 7, no. 6, pp. 1564–1583, 1992.
- [2] J. Gierak, *Focused ion beam technology and ultimate applications*, *Semiconductor Science and Technology*, vol. 24, no. 4, pp. 1–23, 2009.
- [3] M. D. Uchic, D. M. Dimiduk, J. N. Florando, and W. D. Nix, *Exploring specimen size effects in plastic deformation of Ni3(Al, Ta)*, *MRS Proceedings*, vol. 753, p. BB1.4, 2002.
- [4] M. D. Uchic, D. M. Dimiduk, J. N. Florando, and W. D. Nix, *Sample dimensions influence strength and crystal plasticity*, *Science (New York, N.Y.)*, vol. 305, pp. 986–9, 2004.

- [5] M. D. Uchic and D. M. Dimiduk, *A methodology to investigate size scale effects in crystalline plasticity using uniaxial compression testing*, *Materials Science and Engineering: A*, vol. 400–401, pp. 268–278, 2005.
- [6] J. R. Greer, *Bridging the gap between computational and experimental length scales: a review on nano-scale plasticity*, *Reviews on Advanced Materials Science*, vol. 13, pp. 59–70, 2006.
- [7] J. R. Greer and J. T. M. De Hosson, *Plasticity in small-sized metallic systems: Intrinsic versus extrinsic size effect*, *Progress in Materials Science*, vol. 56, no. 6, pp. 654–724, 2011.
- [8] M. D. Uchic, P. a. Shade, and D. M. Dimiduk, *Plasticity of Micrometer-Scale Single Crystals in Compression*, *Annual Review of Materials Research*, vol. 39, no. 1, pp. 361–386, 2009.
- [9] D. S. Gianola, A. Sedlmayr, R. Mönig, C. a Volkert, R. C. Major, E. Cyrankowski, S. a S. Asif, O. L. Warren, and O. Kraft, *In situ nanomechanical testing in focused ion beam and scanning electron microscopes*, *The Review of Scientific Instruments*, vol. 82, no. 6, p. 063901-063901-12, 2011.
- [10] M. F. Ashby and S. D. Hallam, *The failure of brittle solids containing small cracks under compressive stress states*, *Acta Metallurgica*, vol. 34, no. 3, pp. 497–510, 1986.

FATIGUE TEST PERFORMANCE ON VHCF WITH AN ULTRASONIC TESTING FACILITY

Y. Lage¹, A. Ribeiro¹, L. Reis¹ and M. de Freitas^{1*}

¹ ICEMS & IDMEC, Departamento de Engenharia Mecânica, Instituto Superior Técnico, Av. Rovisco Pais, 1049-001 Lisboa, Portugal.

* e-mail: manuel.freitas@ist.utl.pt

RESUMO

Este trabalho descreve o desempenho de uma máquina de ensaios de fadiga operando a um regime de 20 kHz. A máquina foi desenvolvida pelos autores deste artigo e funciona de modo autónomo durante a realização dos ensaios. Através da monitorização do deslocamento na extremidade do provete e da medição da temperatura no centro deste, é estabelecido um controlo capaz de ajustar a potência do atuador e os períodos de arrefecimento no decorrer do ensaio. A aquisição dos dados de deslocamento e de temperatura são efetuados respectivamente por um laser de alta resolução e por um pirómetro ou câmara termográfica. As comunicações entre os diferentes sensores/atuadores e o computador são efectuados por uma placa DAQ multifuncional da National Instruments com taxa de amostragem de 400KS/s. O programa para visualização, controlo e gravação de dados foi desenvolvido utilizando o programa comercial LabView[®]. O presente artigo descreve as vantagens e desvantagens dos ensaios realizados a altas frequências com foco no controlo de amplitude da deformação e da temperatura. Foram realizados ensaios de fadiga para três metais diferentes, cobre 99%, ferro fundido e aço carbono, com a determinação das curvas S-N no regime de muito elevado número de ciclos.

ABSTRACT

This paper describes the performance of an ultrasonic fatigue testing machine at 20 kHz working frequency. In order to achieve fully automated tests, a closed loop control system was developed to use monitored temperature and displacement amplitude of the specimen to set the power and the cooling periods of the specimen. The monitoring of the displacement, considered here in the bottom face of the specimen, is carried out using a high resolution laser. The specimen's temperature is monitored online through a pyrometer and an infrared thermograph camera. To manage and process, a data acquisition device with 400 KS/s sampling rate from National Instruments is used. The software was developed in house using the LabView[®] package. The present paper describes the advantages and drawbacks of metal fatigue testing at very high frequencies with special emphasis on the strain and temperature control. Fatigue tests were carried out on three metallic materials, copper 99%, cast iron and carbon steel, with the determination of S-N curves.

KEYWORDS: Fatigue, Very High Cycle Fatigue, Ultrasonic testing machine.

1. INTRODUCTION

Very High Cycle Fatigue (VHCF) tests represent at these days an extremely important research area. Increase lifetime and safety in mechanical components or structures with the proper knowledge of the damage and fracture mechanisms is of prime importance nowadays. To this aim the material fatigue is studied at the very high cycle fatigue domain, to reach 1E9 cycles.

As an alternative to the use of conventional fatigue testing machines operating at lower frequencies, the new concept of ultrasonic fatigue testing machines arise.

These machines work with frequencies up to 20 kHz and carry out VHCF tests in a very short period of time. It is possible to achieve in few hours the fatigue strength at 1E9 cycles. Nevertheless, the accurate measurement of the parameters (displacement, stress, strain, strain-rate, temperature, frequency ...) that influence fatigue life at ultrasonic frequencies still is a matter of concern and continuous development. Due to the high frequency of testing, the heat generated on the specimens greatly affects the parameters that influence fatigue behaviour. The so-called VHCF regime is now under intense studies in which concerns the performance and control of ultrasonic fatigue testing machines.

The first application of this concept (20 kHz as working frequency) was presented by Mason in 1950, 50 years after the first concept of piezoelectric fatigue testing machine working in longitudinal resonance frequency 33Hz by Hopkinson. In last decades authors like Stanzl et al [1-3] and Bathias et al [4-8] have studied intensively these testing machines and results have been presented in a number of publications with an important impact in the scientific community. In the development of the ultrasonic high frequency testing machines some authors have tried to operate at frequencies over 90 kHz, but due to the poor correlation between results and experiments usually these machines are optimized to work at 20 kHz.

2. ULTRASONIC FATIGUE MACHINE PERFORMANCE

The ultrasonic high frequency machine used to perform tests was developed by the authors on the laboratory and first versions of this machine are described in detail in [9 - 12]. With the continuing development of the fatigue testing machine, in the last updates the controls have been optimized and currently an algorithm has been developed to estimate the damping ratio during tests. In the next subsections a summary description of the components of the VHCF machine and their performance are presented.

2.1. Machine setup

As described in last mentioned paper this machine integrates four fundamental systems, see Fig. 1, 2:

- resonant system;
- cooling system;
- measuring system;
- data acquisition and processing system.

In the resonant system all elements, piezoelectric actuator, booster, horn and specimen are mechanically connected by a screw connection. These four elements form the resonant system of the testing machine. Power delivered to the piezoelectric is controlled by signal generator which is permanently in search for the natural frequency of the mechanical system; amplitude power can also be controlled by LabView software. The cooling system is composed by two fans, helping to cool the resonant system during the different phases of test. The measurement system is composed by a high resolution laser, measuring the displacement in the bottom of the specimen (additional strain gauge in the center of the specimen is possible in another channel), a pyrometer, to monitor on-line the temperature of the center of the specimen and a thermographic camera to monitor temperature distribution. In data acquisition and processing system, all information delivered by the measuring and resonant system or commands necessary to control the resonant system are processed by a bus-powered multifunction data acquisition (DAQ) device, from National Instruments which is the interface between the peripherals and the LabView routine. This

LabView routine, indicates the specimen temperature history, displacement amplitude, frequency, power delivered to piezoelectric, number of cycles during test or at rupture time and also is able to estimate damping ratio during test. When the fatigue test is finished, a summary with the monitoring history is shown and registered in a data file.

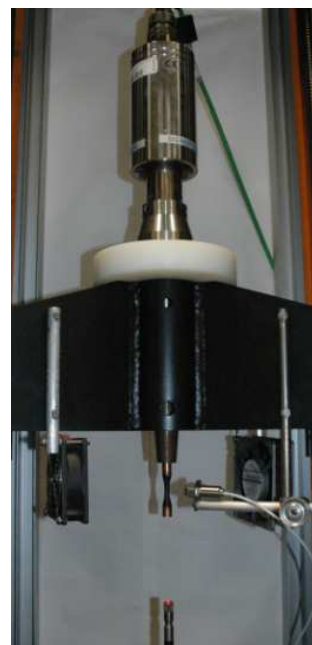


Figure 1. Resonant system and sensors.

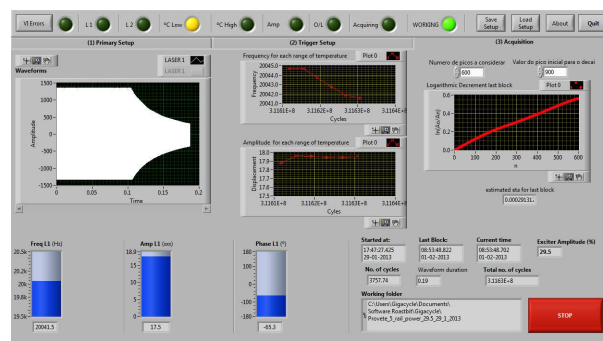


Figure 2. Acquisition panel of LabView routine (signal visualisation, block amplitude and frequency, damping ratio for last block, times, cycles ...).

2.2. Parameters control

The LabView routine also allows performing two types of control during fatigue test, amplitude control and temperature control. First attempt of these controls are described in detail in [11] and current control have been optimized and shows very promising results.

In order to start fatigue tests in the machine and proceed by the desired mode, it is necessary to define some parameters in the LabView routine, such as amplitudes of vibration, temperature range and type of control (temperature, amplitude or both). If only the power provided to the piezoelectric actuator is defined, the fatigue test start and run without interruption,

performing 20k cycles/second, the signals from the laser and pyrometer are acquired and stored in order to monitor the specimen behavior. Consequently in this case, the temperature may rise to a value outside the acceptable range. This problem is overcome when the fatigue test is carried out within temperature control, within an interval of ΔT . In Fig. 3 this procedure is illustrated: the test is in progress, the temperature is continuously checked, the LabView routine process signals and record the mean values of temperature, amplitude, frequency and power in each period of time (block); when temperature reaches the maximum value defined by the user, the routine interrupt the test to cool the specimen and record the last block in a data file with the number of correspondent block; when temperature reaches the minimum defined by the user the test is restarted.

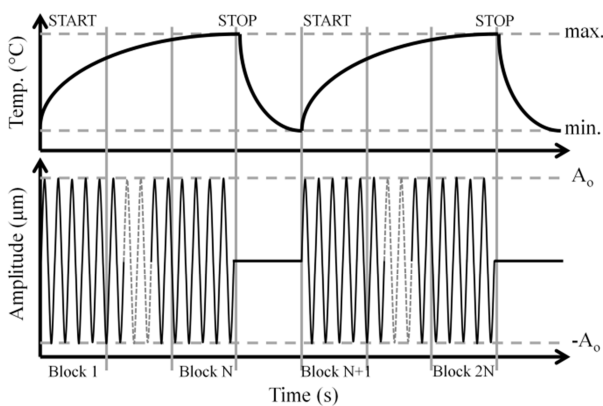


Figure 3. Record signal with amplitude/temperature control.

Concerning the displacement amplitude control, two possibilities can be achieved on the test: a) with power fixed, i. e. setting the power on the piezoelectric actuator and having no control on the amplitude of the displacement; b) with amplitude displacement control, i. e. setting fixed displacement amplitude for the bottom of the specimen with the variation of the power.

The period of each acquisition block (example 0.125 s) and number of point per block can be defined by the user on testing starting procedure.

3. TESTING MATERIALS

To perform ultrasonic fatigue tests, specimen's dimensions must be determined to obtain the first axial resonant frequency close to 20 kHz and dynamic mechanical properties of the material are needed. For the accomplishment of fatigue tests, three different types of materials, copper (99%), cast iron and a carbon steel used on railways equipment was chosen.

The materials properties are described in Table 1 where E_d , ρ , YS and UTS represent respectively the dynamic modulus, material density, yield strength and ultimate tensile strain for each material.

Table 1. Material properties.

	E_d [GPa]	ρ [kg/m ³]	YS [MPa]	UTS [MPa]
Copper	106	9019	272	285
Cast iron	111	7008	208	233
Steel	196	7850	455	800

Knowing the properties of material and using appropriate equations [4], it is now possible to estimate the dimensions of specimen with resonant frequency equal to 20kHz (actuator work frequency). The specimen dimensions for each material are presented in figures 4, 5 and 6 respectively for copper, cast iron and carbon steel.

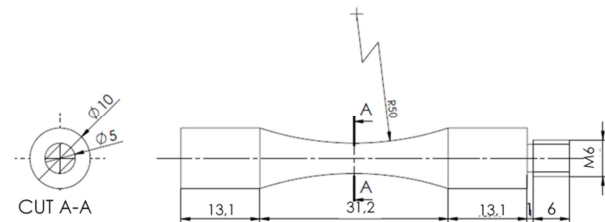


Figure 4. Copper specimen dimensions.

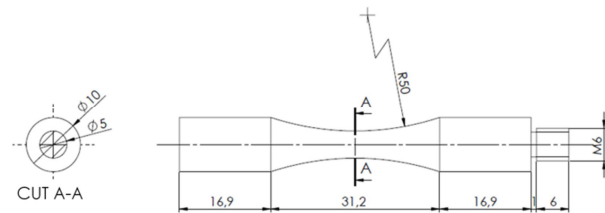


Figure 5. Cast iron specimen dimensions.

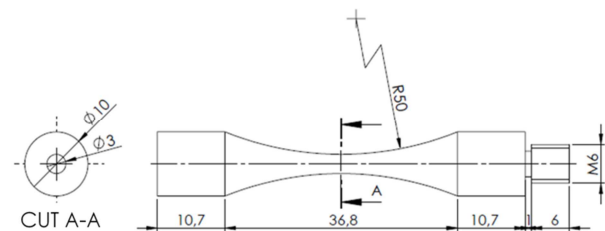


Figure 6. Carbon steel specimen dimensions.

In Fig. 7 the typical evolution of displacement and stress is presented for this type of specimens.

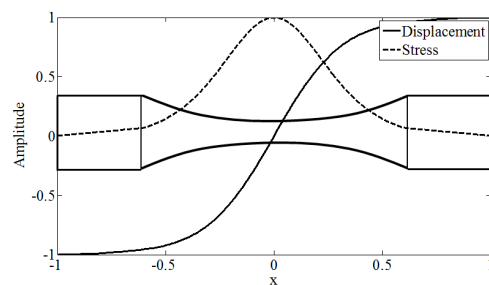


Figure 7. Displacement and stress on the specimen.

4. EXPERIMENTAL PROCEDURE

Tests were carried out with material and dimension specimens shown in Table 1 and Fig. 4, 5 and 6 presenting a natural frequencies close to 20 kHz. The work frequency is guaranteed by actuator power box control with range between 19.5-20.5 kHz. In Labview routine we configure program to 400 kHz of sampling rate and acquisition block with period equal to 0.125 s. Hence, the feedback loop was updated every 2500 cycles. To carry out S-N curves, several specimens of each material were tested, either with amplitude control and/or temperature control. Each of these configurations is presented in Table 2.

Table 2. Amplitude and temperature test specification.

Amplitude and Temperature test specification		
Copper	With and without amp. control	All with Temp. control 45-50 °C
Cast Iron	With and without amp. control	All with Temp. control 40-60 °C
Carbon steel	All without amp. control	With Temp. control 40-60 °C and without.

To correlate stress value applied in the center of specimen σ_{max} with amplitude value A_0 , measured at bottom of specimen a numerical formulation of longitudinal resonance regime is used [4]. Considering the appropriated boundary conditions in the specimen, see Fig. 8, the displacement behaviour $u_1(x,t)$ at longitudinal mode is described by eq. (1) and (2).

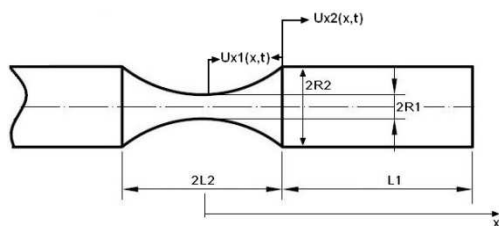


Figure 8. Standard specimen test geometry.

$$u_1(x,t) = \frac{A_0 \cos(kL_1) \cosh(\alpha L_2)}{\sinh(\beta L_2) \cosh(\alpha x)} \sin(\omega t), \quad (1)$$

$$|x| < L_2$$

$$u_2(x,t) = A_0 \cos(k(L-x)) \sin(\omega t), \quad (2)$$

$$L_2 < |x| \leq L$$

with:

$$\alpha = \frac{1}{L_2} \operatorname{arccosh} \left(\frac{R_2}{R_1} \right) \quad (3)$$

$$k = \sqrt{\frac{\omega^2}{C^2}} \quad (4)$$

$$\beta = \sqrt{\alpha^2 - k^2} \quad (5)$$

$$C = \sqrt{\frac{E_d}{\rho}} \quad (6)$$

where ω is the resonance frequency in rad/s.

The strain and stress are given by:

$$\varepsilon(x,t) = \frac{\partial u(x,t)}{\partial x} \quad (7)$$

$$\sigma(x,t) = E_d \varepsilon(x,t) \quad (8)$$

For fatigue tests with constant amplitude (amplitude control) the value of the displacement amplitude, which defines the strain and stress amplitude, is defined at the beginning of the test. For fatigue tests with fixed power, the displacement amplitude is the average of values measured at the end of the test when some stabilization is reached.

5. RESULTS AND DISCUSION

As mentioned before fatigue tests were carried out with an ultrasonic fatigue testing machine for different stress amplitudes under fully reversed load (R=-1) and different type of control (amplitude control and temperature control) at a frequency of 20 kHz. The objective of present work is the study of VHCF regime, therefore S-N curves will be presented only for lives from 1E6 up to more than 1E9 cycles.

5.1. S-N Curves

Fatigue tests shown in following figures were performed with the different control configurations presented in Table 2. In Fig. 9 we present the S-N results for copper tests. It is evident that the present S-N curve shows a typical behaviour of this type of material and stress amplitudes are within the expected. The remarks made for the testing copper specimens can also be applied to S-N curve obtained for the cast iron specimens. Fig. 10 shows typical fatigue test behaviour for the cast iron material.

In ultrasonic fatigue tests performed on the carbon steel we verified an enormous heat generation in the center of specimen for the required amplitude stress. With uninterrupted conditions of test (20 kHz frequency working) the specimen reached temperatures around 270 °C in few seconds. In Fig. 11 we show the S-N results for carbon steel with temperature control [40 - 60]°C and without temperature control. In this S-N curve we also include some results available on literature [13] for the same material.

Tests for copper and cast iron presented on Fig. 9 and 10, were performed with temperature control for range [45 - 50]°C and [40 - 60]°C respectively. With these limited ranges of temperature we can neglect its effect

on fatigue process. In both cases, the effect of amplitude control has no effect on the results represented by S-N curves, because temperature control restricts the variation of control parameters. As expected there are no major differences in results using the amplitude control because the variation of amplitude vibration depends on temperature and this is confined to a very small range. As mentioned in previous works, the heat generated during the ultrasonic test alters the frequency and amplitude vibration of the system, having consequences in the stress applied to the center of the specimen [11].

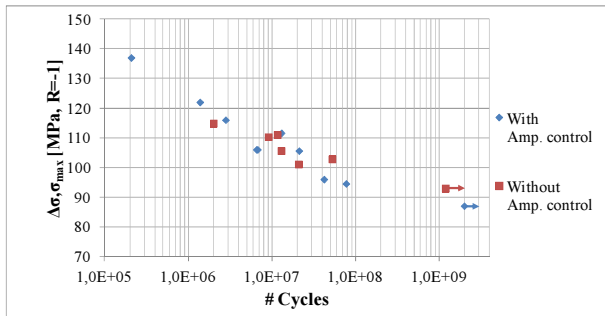


Figure 9. Copper S-N curve.

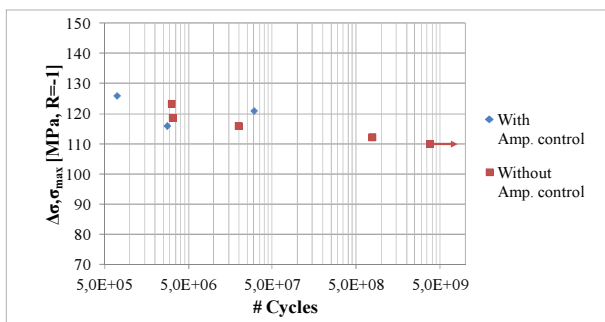


Figure 10. Cast Iron S-N curve.

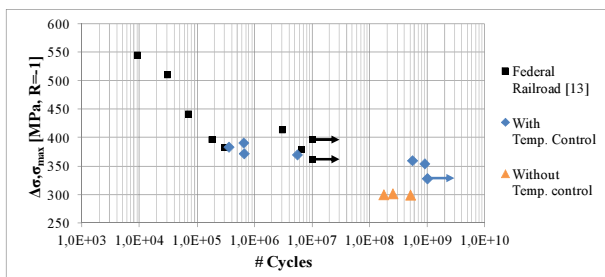


Figure 11. Steel S-N curve.

From the analysis of Fig. 11, it is possible to verify that the experimental results obtained near to 1E6 for temperature range of [40 - 60]°C are similar to those presented in literature (Federal Railroad [13]) As expected, the material performance up to 1E9 cycles with temperature control are in agreement with literature description. Analysing now the results without temperature control, we note that fractures occurred to a lower level of stress, less than 55 MPa to the equivalent

for temperature control. In this case, ultrasonic fatigue test were performed at 270°C at the center of the specimen, which was the temperature achieved only by the internal heat generation of the material in the process of energy dissipation.

5.2. Performance of the fatigue machines

In Table 3 a comparison among time duration of the fatigue tests performed with different fatigue testing machines is presented. It is clear that the ultrasonic fatigue testing machine has obvious advantages over the others time wise, but correlation among results obtained concerning material behaviour remains a topic of discussion.

Table 3. Time estimation to perform 1E9 cycles.

Machine	Control Temp	Frequency Hz	Time duration to 1E9 cycles
Servo-hydraulic	non	10	≈ 3.15 years
Rotating bending	non	33	≈ 1 yeras
Ultrasonic	40-60 °C	≈ 2500	≈ 111 h
Ultrasonic	non	20000	≈ 13.8 h

4.3. Fractography

In VHCF regime fractures may occur due to internal or external cracks [4]. A systematic observation was carried out for all fractured specimens in an optical stereoscopic microscope and photographs are shown on Fig. 12, 13 and 14 respectively for copper, cast iron and carbon steel.

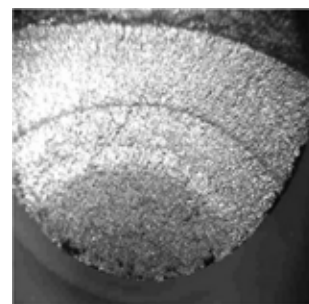


Figure 12. Copper fracture surface (94.5 MPa; 7.7E7 cycles).

Observing Fig. 12, it can be seen that for copper the crack initiates on the surface of specimen, being observed clearly the three stages of fatigue, crack initiation, propagation and rupture. In Fig. 12 is still possible to observe beach marks occurred due to fatigue.

The fatigue surfaces presented on Fig. 13 for cast iron don't have similar characteristics of fatigue fracture, as observed in copper and the crack initiation site cannot be immediately identified. This is due to the fact that

cast iron is a very fragile material therefore the number of cycles between crack initiations, propagation and final fracture is very short.

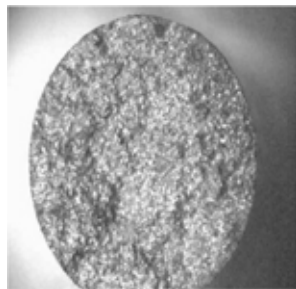


Figure 13. Cast iron fracture surface (112.3 MPa; 7.69E8 cycles).

Fig. 14 shows a fracture surface initiated in interior of the carbon steel specimen. It is clearly observed a “fish-eye” structure very characteristic of VHCF failures on steels. As can be observed “fish-eye” is characterized by a “Fine Granular Area” FGA initiation and an inclusion near the center. To examine this FGA a scanning electronic microscope observation is required.

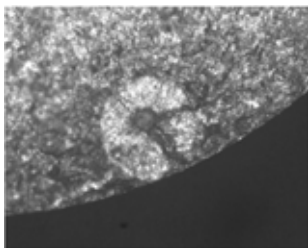


Figure 14. Interior initiated fracture surface on Carbon Steel (360 MPa; 5.5E8 cycles).

CONCLUSIONS

A set of experimental tests using an ultrasonic fatigue testing machine were carried out, using two types of control:

- with controlled temperature at the area of maximum stress of specimen, ensuring that the specimen does not exceed the pre-defined temperature values;
- with controlled amplitude vibration at the bottom of specimen ensuring that the stress level is kept constant.

The resulting S-N curves show typical behaviors of the materials tested, copper, cast iron and carbon steel and are in good agreement with results available in literature.

S-N curves for a railway carbon steel, show the influence of temperature on fatigue results with lower lives for higher temperature at similar stress level, therefore for this steel temperature monitoring shall be used in order to obtain the material behavior at the VHCF regime.

Acknowledgements

The current investigation had the support of FCT, under the contract PTDC/EME-PME/100204/2008.

REFERENCES

- [1] Stanzl, S., Fatigue testing at ultrasonic frequencies, *J Soc Environ Eng*, 25, 1, pp 11-16, 1986.
- [2] Stanzl, S. et al., Ultrasonic Fatigue, *Fatigue* 96, pp. 1887-1898, 1996.
- [3] Stanzl, S., Very high cycle fatigue measuring techniques, *International Journal of Fatigue*, 2012.
- [4] Bathias, C. and Paris, P.C., *Gigacycle fatigue in mechanical practice*, Marcel Dekker, New York, 2005.
- [5] Bathias, C., Piezoelectric fatigue testing machines and devices, *International Journal of Fatigue*, Vol. 28, Issue 11, pp. 1438-1445, 2006.
- [6] Takamoto, I. et al., Giga cycle fatigue life of type STBA 24 steel at room and high temperatures. *Proc. on the 3rd international conference on very high cycle fatigue*, Kyoto, Japan, p. 528–35, 2004.
- [7] Huang, Z., Wagner, D., Bathias, C. & Paris, P., Subsurface crack initiation and propagation mechanisms in gigacycle fatigue, *Acta Materialia*, Vol. 58, pp 6046-6054, 2010.
- [8] Xue, H. Q., Bayraktar, E. and Bathias, C., Fatigue behaviour and energy dissipation of a nodular cast iron in ultrasonic fatigue loading, *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, Vol. 18; Issue 1-2, pp 251-254, 2006.
- [9] Freitas, M., Anes, V., Montalvao, D., Reis, L. and Ribeiro, A. M. R., Design and Assembly of an Ultrasonic Fatigue Testing Machine, *Anales de Mecánica de la Fractura*, Vol. 28, pp. 335-340, 2010.
- [10] Anes, V., Montalvao, D., Ribeiro, A. M. R., Freitas, M and Fonte, M., Design and instrumentation of an ultrasonic fatigue testing machine, *5th International Conference on Very High Cycle Fatigue*, Berlin, Germany, 2011.
- [11] Lage, Y., Freitas, M., Montalvao, D., Ribeiro, A. M. R and Reis, L., Ultrasonic Fatigue Analysis on Steel Specimen with Temperature Control: Evaluation of Variable Temperature Effect, *XIII Portuguese Conference on Fracture*, Coimbra, Portugal, 2012.
- [12] Lage, Y., Freitas, M., Reis, L., Ribeiro, A. M. R. and Montalvao, D., Instrumentation of Ultrasonic High-Frequency Machine to Estimate Applied Stress in Middle Section of Specimen, *15th International Conference on Experimental Mechanics*, Porto, Portugal, 2012.
- [13] Fatigue Behavior of AAR Class A of Transportation Railroad Wheel Steel at Ambient and Elevated Temperatures, *Federal Railroad Administration, Office of Research and Development* Washington, DC, 2006.

ANÁLISIS DE FALLO SOBRE SEGUIDOR SOLAR PERTENECIENTE A PLANTA SOLAR FOTOVOLTAICA

R. Rivera^{1,*}, J.J. Sánchez¹, C. López¹, S. Calvo¹

¹ División de Materiales y Componentes,
Instituto Tecnológico de Aragón, C/ María de Luna 8, 50018 Zaragoza, España.
*E-mail: rrivera@ita.es

RESUMEN

En el presente trabajo se describen los análisis efectuados para la identificación de las causas del incidente ocurrido en una planta de generación de energía solar fotovoltaica, consistente en el volcado de varios de los seguidores solares.

La sistemática empleada está basada en la metodología general aplicable a los estudios de análisis de fallo. Los resultados obtenidos en los análisis efectuados a nivel experimental y cálculo estructural (MEF) han permitido emitir una hipótesis sobre la secuencia del fallo que justifica el volcado de los seguidores, concluyendo que dicho volcado se ha producido por la insuficiente resistencia que ofrece el seguidor desde el punto de vista de diseño estructural bajo los distintos casos analizados de aplicación de carga sobre la estructura derivados de la acción del viento.

ABSTRACT

In the present work, the analyses carried out for the identification of the causes of several solar trackers rollover occurred in a photovoltaic solar generation plant are summarized.

The methodology employed in the study is based on the general methodology applicable to the failure analysis studies. The results obtained in the experimental and simulation analysis (MEF) have allowed to emit a hypothesis about the sequence of failure, which justifies the solar trackers rollover, concluding that it has occurred due to the inadequate resistance of the structure from the point of view of structural design, under several analysed cases of application of load on the structure resulting from the wind action.

PALABRAS CLAVE: Seguidor solar, resistencia frente a cargas de viento, Diseño.

1. INTRODUCCIÓN

En el siguiente trabajo se presentan los resultados obtenidos en el análisis de fallo llevado a cabo sobre los seguidores solares de una instalación fotovoltaica tras el volcado de varios de ellos por el efecto del viento, transcurrido menos de un año desde su puesta en servicio.

La metodología empleada se basa principalmente en la utilización de técnicas experimentales de análisis de fallo y simulaciones numéricas para la comprobación resistente de la estructura [1]. La primera etapa del estudio ha consistido en la recopilación de los antecedentes del incidente: características de la instalación, documentación técnica de los seguidores instalados, dirección y velocidad del viento en el momento del incidente, etc. Posteriormente a la inspección visual efectuada en campo sobre los seguidores volcados, se han caracterizado diversas roturas a nivel macro y microscópico (SEM). A partir de estos análisis se han identificado los mecanismos de rotura actuantes, que junto a la caracterización del material de fabricación de la estructura y la caracterización mecánica de los cilindros hidráulicos del seguidor han permitido establecer el carácter principal o

secundario de las roturas. Estos resultados, junto a los correspondientes a los cálculos efectuado en el análisis resistente de la estructura del seguidor, han proporcionado las bases necesarias para identificar la causa del fallo del componente y clasificarlo en un fallo de diseño, uso/mantenimiento o fabricación.



Figura 1. Fotografía general del seguidor analizado.

Los seguidores analizados presentan un emparrillado superior denominado estructura secundaria, donde las placas fotovoltaicas son amarradas y atornilladas. La estructura secundaria se encuentra a su vez apoyada en otra denominada primaria, que es fija sin posibilidad de abatimiento. Ambas estructuras están unidas por medio de unos bulones y 4 pistones hidráulicos para el cambio de posicionamiento y giro cenital del conjunto.



Figura 2. Esquema del seguidor solar.

El conjunto formado por las dos estructuras (primaria y secundaria) está dispuesto sobre una cimentación circular sobre la que se encuentra instalado un raíl (perfil I) que sirve de guía para canalizar el movimiento rotatorio y giro azimutal del mismo. El movimiento del seguidor solar se realiza mediante una transmisión de cadena.

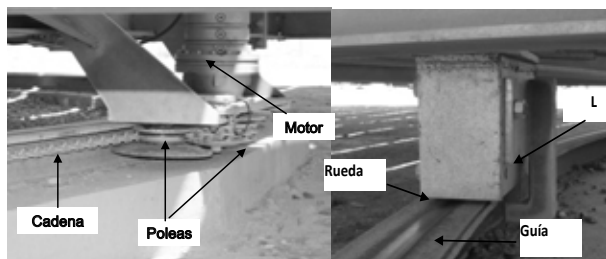


Figura 3. Mecanismo de movimiento acimutal y apoyo del seguidor.

El control de los seguidores se lleva a cabo mediante un autómatas con programación astronómica de la trayectoria solar a lo largo del año, para el lugar del emplazamiento de la instalación.

La posición de reposo de los seguidores corresponde a la orientación sur, y cuando la velocidad del viento supera los 60-70 km/h, además de ponerse en posición de reposo la estructura secundaria gira desde su posición de trabajo, 47° sobre la horizontal, a una posición de unos 25° sobre la horizontal.

En el momento del incidente, la dirección del viento era noroeste, y hacía girar forzosamente sobre su raíl a los seguidores, resultando orientados de tal forma que quedaba expuesta al viento la parte posterior de los mismos.

En los siguientes apartados se describen las tareas llevadas a cabo y los resultados obtenidos en el estudio.

2. INSPECCIÓN VISUAL

La inspección en campo efectuada sobre los restos de los seguidores revela que las guías sobre las que se produce el movimiento rotatorio y giro azimutal de los seguidores están constituidas por perfiles I, y ofrecen deformaciones/plastificaciones locales en el ala superior del perfil, coincidentes con las zonas de contacto de los anclajes de los puntos de apoyo del seguidor (L) con la guía.

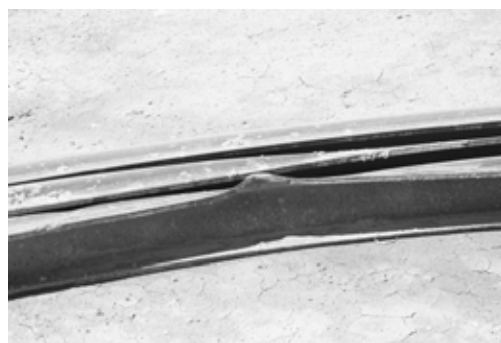


Figura 4. Macrografía de guías.

El análisis de un seguidor no siniestrado perteneciente a la misma instalación, pone de manifiesto que la separación existente entre la L del sistema de apoyo del seguidor y la guía es tal que en el hipotético caso de que la rueda se levantara no existiría apenas interferencia entre ambos elementos. No se descarta que dicha holgura sea consecuencia de los esfuerzos que ha soportado el seguidor durante el funcionamiento del mismo.



Figura 5. Macrografía de restos de perfiles, guías, y cilindros de los seguidores.

Los restos correspondientes a los perfiles de la estructura de los seguidores que componen la estructura primaria y secundaria del seguidor ofrecen deformaciones plásticas y pérdida de su geometría original. Adicionalmente, la estructura secundaria presenta roturas localizadas en zonas próximas a uniones y zonas de sujeción de los cilindros hidráulicos cuya macromorfología es coherente con una rotura dúctil por sobrecarga [2].

El análisis de los cilindros hidráulicos revela que algunos de los mismos se encuentran fracturados en el extremo de sujeción del vástago a la estructura secundaria. Su macromorfología de rotura, con marcas superficiales relacionadas con la progresión de la rotura que permiten localizar el inicio de la rotura en la periferia del vástago en una de sus generatrices a 90° respecto a la entrada y salida del aceite hidráulico, apunta a una rotura por sobrecarga bajo la actuación de esfuerzos a flexión sobre el vástago [2].

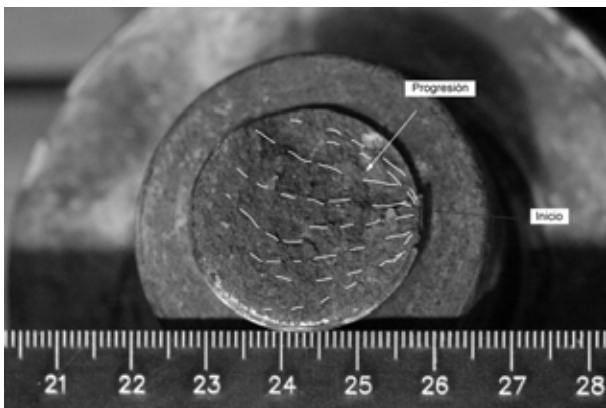


Figura 6. Macrografía superficie de rotura de cilindro.

Las dos hipótesis barajadas que explicarían la rotura observada en los cilindros hidráulicos son coherentes con roturas o fallos secundarios: bien por el volcado del seguidor, o bien derivar de una insuficiente presión del circuito hidráulico para contrarrestar los esfuerzos transmitidos a los cilindros como consecuencia de la acción del viento sobre la estructura.

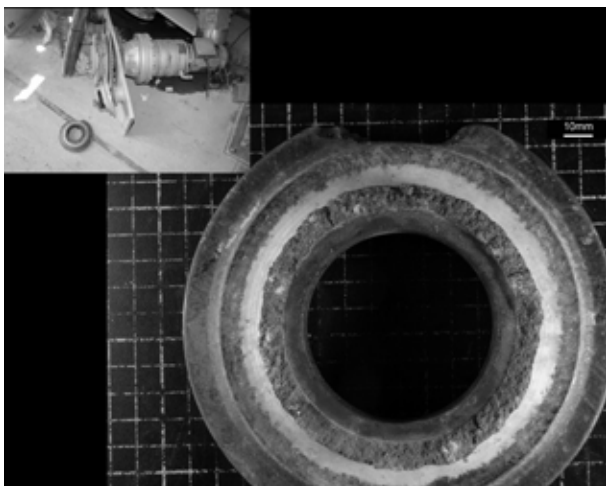


Figura 7. Macrografía general y detalle de la rotura de la polea.

La inspección del motor que transmite el movimiento a la cadena de uno de los seguidores afectados, representativo del estado del resto de los motores de los seguidores afectados, ofrece una de las poleas del sistema de sujeción de la cadena fracturada y deformación del eje a la que se encuentra sujeta. La macromorfología de la rotura contenida en la polea es

coherente con una rotura frágil por sobrecarga bajo la actuación de esfuerzos a flexión en ausencia de restricción y deformación en el material [2].

La cadena no presenta daño aparente y será objeto de análisis posteriores.

3. ANÁLISIS POR MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE BARRIDO (SEM)

El análisis microfractográfico de los perfiles de la estructura secundaria, del cilindro hidráulico y polea del motor 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) tras tratar las muestras por métodos químicos para la eliminación del óxido superficial.

La micromorfología de rotura tanto de los perfiles como de la superficie de rotura del cilindro, es de carácter predominantemente dúctil con presencia de cúpulas dúctiles o “dimples” [3].

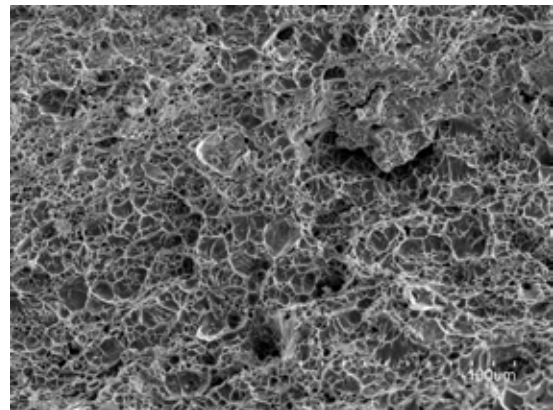


Figura 8. Micrografía electrónica de la superficie de rotura de perfil de la estructura secundaria.

Los microcaracteres de rotura de la polea son similares a los característicos de una rotura por pseudodescohesión transcrystalina [3].

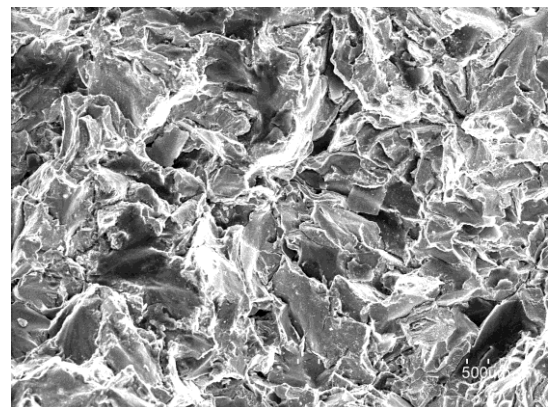


Figura 9. Micrografía electrónica de la superficie de rotura de perfil de la estructura secundaria.

4. CARACTERIZACIÓN MECÁNICA DEL MATERIAL DE FABRICACIÓN DE LA ESTRUCTURA, GUÍA Y ENSAYO DE CARGA HASTA ROTURA DE LA CADENA

Se llevan a cabo unos ensayos de tracción a temperatura ambiente sobre probetas estándar mecanizadas a partir de diferentes perfiles de la estructura secundaria y primaria y de un fragmento de guía [4]. Los resultados se presentan en la tabla 1.

Tabla 1. Resumen de resultados de los ensayos de tracción a temperatura ambiente.

Referencia	Límite elástico (MPa)	Resistencia (MPa)	Alargamiento o %
Perfil estructura secundaria	328	467	33,5
Perfil celosía de refuerzo de estructura secundaria	412	485	30,0
Perfil IPE de la estructura primaria	378	493	30,0
Guía	357	510	25,0

El material de fabricación de las muestras de perfil de la estructura primaria, de la celosía refuerzo de la estructura secundaria y guía ofrece unas características mecánicas a tracción a temperatura ambiente en el rango especificado para un acero no aleado en estado de tratamiento térmico de normalizado de designación S355 [5].

En el caso del perfil de la estructura secundaria, las propiedades se encuentran dentro del rango de la designación S275 [5].

Adicionalmente se lleva a cabo un ensayo de carga hasta rotura a temperatura ambiente sobre una muestra de cadena mediante el empleo de una máquina de ensayos universal. La carga máxima a temperatura ambiente alcanzada antes de la rotura por la cadena del seguidor es de 4,832 Tm.

5. CARACTERIZACIÓN MECÁNICA DEL CILINDRO HIDRAÚLICO

Se lleva a cabo una caracterización mecánica a temperatura ambiente de uno de los cilindros hidráulicos que no presenta daño correspondiente a los seguidores solares objeto de estudio para determinar la relación fuerza presión de dicho cilindro.

El procedimiento de ensayo consta de los siguientes pasos: Llenado parcial de la cámara de retroceso (C1) con aceite hidráulico Cepsa HM (ISO68), purgado de dicha cámara, cierre de la entrada de dicha cámara y colocación de un sensor de presión y tracción del

vástago mediante servocilindro hidráulico para obtener la curva Fm/P.

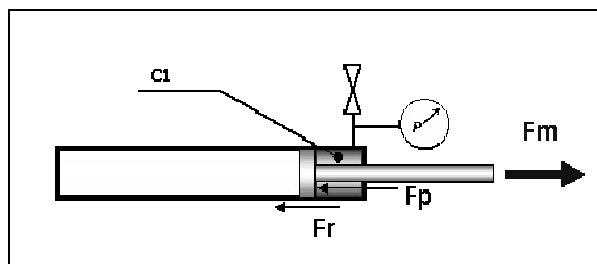


Figura 10. Esquema del ensayo.

Fm = Fuerza medida por la célula de carga del servoactuador hidráulico (N)
 Fp = Fuerza debida a la presión del aceite hidráulico (N)
 Fr = Fuerza de rozamiento del vástago y émbolo en su desplazamiento (N)

Dónde se cumple (1):

$$Fm = Fp + Fr \quad Fp \text{ teórica} = (A1-A2) \times P \times 0,1$$

A1 = área del émbolo (mm²)
 A2 = área del vástago (mm²)
 P = presión (bar)

El equipamiento utilizado en el ensayo consiste en un servocilindro hidráulico de 100 kN con célula de carga y sensor de desplazamiento, y un sensor de presión de 0-500 bar. El control del ensayo se realiza por desplazamiento, siendo la velocidad de ensayo de 0,2 mm/s.

Los resultados del ensayo se presentan en la gráfica adjunta.

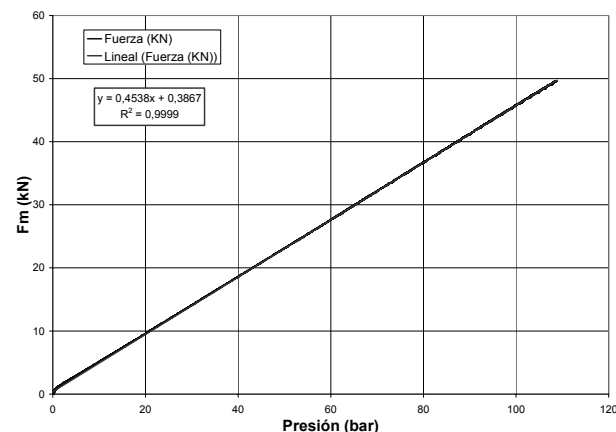


Figura 11. Relación fuerza presión para cilindro seguidor.

6. MICROSCOPIA ÓPTICA Y ENSAYO DE DUREZA SOBRE LA POLEA

Se prepara una probeta metalográfica a partir de una sección radial a la polea coincidente con la zona de inicio de la rotura.

una distribución de grafito predominante de tipo A en el núcleo del material con un cierto porcentaje de grafito tipo C en la periferia del material [6].

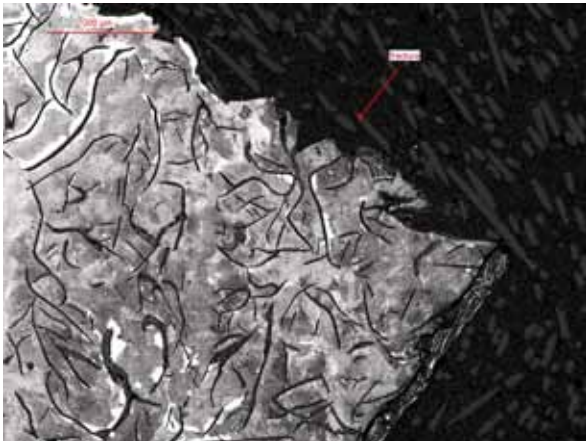


Figura 12. Micrografía óptica con revelado metalográfico sección radial polea.

Se realizan medidas de dureza Brinell HBW 5/750 sobre la sección analizada [7]. Los resultados de las medidas efectuadas se presentan la tabla 2.

Tabla 2. Resumen de resultados de los ensayos de dureza Brinell a temperatura ambiente de la polea.

Referencia	Dureza HBW 5/750	Dureza media HBW 5/750
Polea	152	123
	152	
	156	

El material de fabricación de la polea ofrece una dureza similar a la especificada para una fundición gris de designación EN-JL-2020 [8].

7. ANÁLISIS RESISTENTE

El análisis resistente del seguidor solar en su posición de reposo (25° sobre la horizontal) se realiza mediante el método de los elementos finitos (MEF) empleando el software comercial Ansys v1.1. Mediante el análisis resistente de la estructura se evalúa el diseño de la misma frente a dos situaciones de carga de viento. El modelo de elementos finitos, compuesto principalmente por placas y elementos barra, se muestra en la figura 13.

Los seguidores solares no tienen una normativa específica que permita definir las acciones provenientes del viento, es por lo cual que se toma como referencia para el cálculo de la presión de viento, la NBE-AE88 [9]. A la hora de definir las cargas de viento, se adopta una velocidad básica de viento de 120km/h y la tipología estructural de planos exentos (NBE-AE88).



Figura 13. Modelo de elementos finitos.

Los casos de carga analizados son:

- Caso 1: Viento actuando lateralmente con un ángulo α que va a servir para determinar el ángulo, a partir del cual, el seguidor perdería el contacto con la guía en sus ruedas traseras y por lo tanto podría tocar la L con la guía.

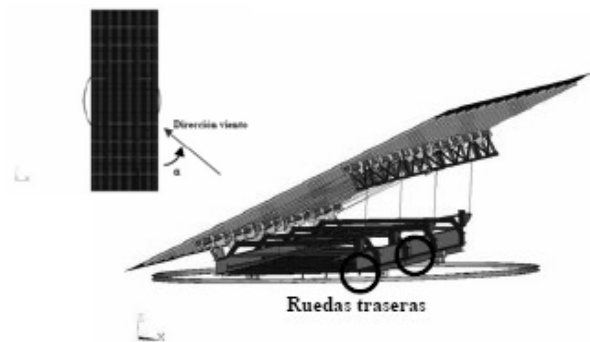


Figura 14. Caso 1.

- Caso 2: Viento actuando desde sotavento para determinar el estado tensional de la guía cuando la L toca en la guía. Ver figura 15.

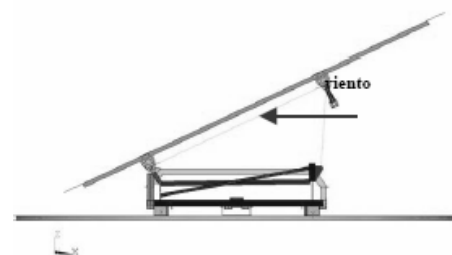


Figura 15. Caso 2.

En ambos casos de carga la guía se fija al suelo.

Los análisis realizados son de tipo estático, con caracterización del material del seguidor – acero-elástico, lineal, homogénea e isótropo, definido según las propiedades de Módulo de Young :210000N/mm², Módulo de Poisson: 0,3 y Densidad: 7800 Kg/m³.

7.1. Caso de carga 1

El resultado del caso de carga 1 es que el ángulo de incidencia del viento, a partir del cual, las ruedas traseras perderían el contacto con la guía sería de 46° , figura 16.

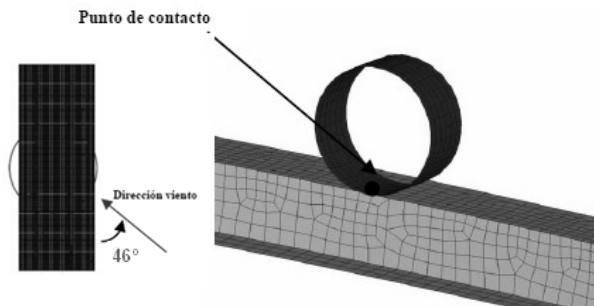


Figura 16. Contacto rueda-guía.

En esta situación, el volcado del seguidor es evitado por el contacto de la L de la caja de las ruedas traseras con la guía. Asimismo, la deformada de las cadenas provoca unos esfuerzos de flexión sobre las poleas del motor que hacen que trabajen de manera inadecuada pudiéndose producir su rotura y por lo tanto el giro libre de la estructura.

7.2. Caso de carga 2

El resultado del segundo caso de carga, en el que el viento incide desde sotavento es verificar el estado tensional de la guía debido a la acción de las L sobre ella, motivada por la pérdida de contacto de las ruedas traseras.

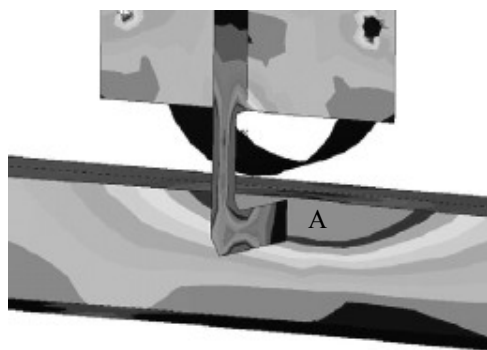


Figura 17. Tensiones equivalentes de Von Mises.

Los resultados obtenidos en términos de tensiones de von Mises se muestran en la figura 17. La amplia zona que aparece marcada con una A corresponde a localizaciones con tensiones por encima del límite elástico del material lo cual indicaría zonas susceptibles de plastificación, lo que podría derivar en una falta de retención del seguidor llegando a producir el volcado de la estructura.

En los análisis realizados no se ha adoptado ningún coeficiente de mayoración de las cargas ni de minoración de las propiedades del material.

8. CONCLUSIONES

En base a los resultados de las inspecciones, ensayos y análisis llevados a cabo sobre los seguidores solares, se concluye que la hipótesis más probable de fallo que justifica el siniestro de los seguidores consistente en el volcado de varios de los mismos radica en la insuficiente resistencia que aporta el seguidor desde el punto de vista de diseño estructural, bajo los distintos casos analizados de aplicación de carga sobre la estructura derivados de la acción del viento (NBE-EA-88 "Acciones en la Edificación").

Se recomienda un cambio en el diseño actual de los seguidores y su posterior validación mediante cálculo con el objeto de asegurar que los esfuerzos que tiene que soportar el seguidor (sistema de giro, estructura primaria y secundaria, cilindros, etc) sean admisibles en las condiciones de trabajo del mismo.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al Instituto de Carboquímica de Zaragoza por su colaboración en los análisis por microscopía electrónica de barrido (SEM).

REFERENCIAS

- [1] ASM HANDBOOK. *Failure Analysis and Prevention*, vol 11, Metals Park (OH, USA):ASM International 2002.
- [2] ASM HANDBOOK. *Failure Analysis and Prevention* 9th ed, vol 11, Metals Park (OH, USA):ASM International 1992.
- [3] Pintado Fe, J. M. *Fallos en servicio de los materiales metálicos*, INTA 1992.
- [4] UNE EN 10002-1: 2002. *Materiales metálicos. Ensayos de tracción. Parte 1: Método de ensayo a temperatura ambiente*.
- [5] UNE EN 10025-2:2006. *Productos laminados en caliente de aceros para estructuras. Parte 2: Condiciones técnicas de suministro de los aceros estructurales no aleados*.
- [6] UNE-EN ISO 945:1996. *Fundición. Designación de la microestructura del grafito*.
- [7] UNE EN ISO 6506-1:2006. *Materiales metálicos. Ensayo de dureza Brinell. Parte 1: Método de ensayo*.
- [8] UNE EN 1561:1997 *Fundición. Fundición gris*.
- [9] NBE-AE88. *Norma Básica en la edificación, Acciones en la edificación*. 1988.

EVALUACIÓN DEL RETARDO EN EL CRECIMIENTO DE GRIETA A FATIGA A PARTIR DEL ANÁLISIS DE LOS FACTORES DE INTENSIFICACIÓN DE TENSIONES EMPLEANDO LA TÉCNICA DE FOTOELASTICIDAD

J.M. Vasco-Olmo¹, F.A. Díaz¹, R. Dorado¹, L. Felipe-Sesé¹

¹ Escuela Politécnica Superior de Jaén, Universidad de Jaén. Campus las Lagunillas s/n, 23071, Jaén, España.

E-mail:

jvasco@ujaen.es

fdiaz@ujaen.es

rdorado@ujaen.es

lfelipe@ujaen.es

RESUMEN

En el presente trabajo se desarrolla una metodología para evaluar el retardo que se origina en la propagación de una grieta debido a la zona plástica que se establece tanto en las caras de la grieta como en las inmediaciones del vértice de la misma. Este retardo se determina a partir del análisis de imágenes fotoelásticas capturadas durante la realización de distintos ensayos a fatiga sobre probetas CT fabricadas en policarbonato. La metodología propuesta emplea los factores de intensificación de tensiones como parámetros de estudio, combinando el método de phase-stepping de Patterson y Wang junto con el método Multi-Point Over-Deterministic (MPODM) de Sanford y Dally. En este trabajo se emplea como modelo de definición del campo de tensiones alrededor del vértice de la grieta el denominado CJP (Christopher-James-Patterson), siendo un nuevo modelo matemático que tiene en cuenta los efectos de contacto que se establecen entre las caras de la grieta.

ABSTRACT

In this paper a methodology is developed to evaluate the retardation in the propagation of a fatigue crack due to the plastic zone at the crack flanks and in the vicinity of the crack tip. This retardation is determined from the analysis of photoelastic images captured during different fatigue tests on polycarbonate CT specimens. The proposed methodology employs the stress intensity factors as study parameters. It combines the phase-stepping method developed by Patterson and Wang with Multi-Point Over-Deterministic Method (MPODM). In this paper, the CJP (Christopher-James-Patterson) model is employed to characterize the stress fields around the crack tip.

PALABRAS CLAVE: Fatiga, factor de intensificación de tensiones, fotoelasticidad.

1. INTRODUCCIÓN

Desde hace mucho tiempo, un tema que ha interesado a gran número de investigadores ha sido proporcionar respuestas de forma cuantitativa a problemas relacionados con grietas contenidas en elementos mecánicos o estructurales. Dentro de estos problemas, cabe destacar la evaluación del daño originado por grietas debidas a procesos de fatiga. En este contexto, un aspecto fundamental es el análisis de tensiones alrededor del vértice de la grieta, jugando un papel determinante en este punto la técnica de fotoelasticidad. Tratándose de una técnica óptica experimental de campo completo que se emplea para el análisis de tensiones [1].

En una grieta que se encuentra sometida bajo cargas cíclicas, son muchos los fenómenos que pueden originar un retardo en la velocidad de crecimiento de la misma. Dentro de estos fenómenos cabe destacar el denominado cierre prematuro de grieta. Este concepto fue descubierto accidentalmente por Elber [2], quien

observó una anomalía en el comportamiento elástico de varios modelos sometidos a fatiga. Para altos valores de carga, el comportamiento de los modelos tenía total correspondencia con las expresiones teóricas de dichos modelos, pero para bajos valores de carga, el comportamiento era similar al observado en modelos sin grieta. Elber postuló que este cambio de comportamiento era debido al contacto establecido entre las caras de la grieta a cargas bajas distintas de cero. Argumentando que el cierre de grieta disminuyó la velocidad de crecimiento de la grieta debido a la reducción del rango del factor de intensificación de tensiones efectivo. Este tipo de cierre de grieta observado por Elber se denomina cierre de grieta inducido por plasticidad. Sin embargo, otras investigaciones publicadas a principio de los años 80 [3, 4] establecieron que el mecanismo observado por Elber no era el único que causaba el cierre de grieta, sino que existen otros tipos de fenómenos de cierre de grieta que también influyen en la velocidad de crecimiento de la grieta. A pesar de que hasta la fecha un gran número de trabajos referentes al fenómeno de cierre de grieta han

sido publicados, aún existen controversias y cuestiones sin resolver respecto a la naturaleza, magnitud, medición e interpretación del cierre de grieta a fatiga [5].

En la mecánica de la fractura lineal elástica (LEFM) [6] se ha asumido tradicionalmente que el campo de tensiones en las inmediaciones del vértice de una grieta puede ser caracterizado por los factores de intensificación de tensiones (SIFs) y el T-stress. Los primeros autores que aplicaron la técnica de fotoelasticidad en el campo de la mecánica de la fractura fueron Post y Wells [7, 8]. Éstos sin embargo no hicieron mención al concepto de SIF, que fue introducido por Irwin [9], siendo el primer autor en proponer una metodología para la determinación de K_I a partir de datos isocromáticos. Sanford y Dally [10] llevaron a cabo uno de los avances más importantes en el cálculo de los factores de intensificación de tensiones a partir de datos isocromáticos a través de su método Multi-Point Over-Deterministic (MPODM), siendo los primeros en proponer una metodología para la determinación de los SIFs en modo mixto junto con el T-stress. Otro avance importante en el cálculo de los SIFs empleando la técnica de fotoelasticidad fue llevado a cabo por Nurse y Patterson [11], quienes desarrollaron un método basado en los potenciales complejos de Muskhelishvili [12]. Recientemente, empleando estos mismos potenciales complejos, Christopher et al. [13] han desarrollado un nuevo modelo matemático de definición del campo de tensiones en las inmediaciones del vértice de una grieta. Este modelo se denomina CJP y tiene en cuenta los efectos de contacto que se establecen entre las caras de una grieta propagándose a fatiga, introduciendo nuevos factores de intensificación de tensiones que caracterizan el campo de tensiones alrededor del vértice de la grieta. Actualmente, se está trabajando en torno a este nuevo modelo ya que aún existen algunas controversias respecto al sentido físico de estos nuevos SIFs [14, 15].

En el presente trabajo se propone una metodología para la evaluación del retardo inducido en una grieta que está siendo sometida a un proceso de fatiga. Esta metodología emplea el modelo CJP [13] como modelo de definición del campo de tensiones alrededor del vértice la grieta, evaluando el retardo a través del análisis de los factores de intensificación de tensiones que definen el modelo. Además de esto, la metodología propuesta combina el método de phase-stepping de Patterson y Wang [16] para el procesamiento de las imágenes capturadas junto con el método MPOD de Sanford y Dally [10] para la determinación de los SIFs.

2. DESCRIPCIÓN TEÓRICA DEL MODELO CJP

Dentro de la literatura existe un gran número de modelos de definición del campo de tensiones en las inmediaciones del vértice de la grieta. En este trabajo se

ha empleado un nuevo modelo matemático desarrollado por Christopher, James y Patterson [13], denominado CJP por sus autores. Este modelo se basa en los potenciales complejos de Muskhelishvili [12] y tiene en cuenta los efectos de contacto que se establecen entre las caras de una grieta que se está propagando a fatiga. Este es el motivo que ha llevado a los autores a elegir este modelo en lugar de otros, ya que es el único existente en la literatura que considera el efecto protector de la zona plástica originada en las caras y vértice de la grieta sobre el campo de tensiones circundante. La figura 1 muestra las fuerzas que actúan en los límites entre la zona plástica y el material elástico circundante. Así, F_{Ax} y F_{Ay} son las reacciones a la carga aplicada sobre el modelo que genera el campo de tensiones alrededor del vértice de la grieta, tradicionalmente caracterizado por el factor de intensificación de tensiones K_I . La carga aplicada también genera un T-stress y la fuerza correspondiente, F_T , cuyo sentido es dependiente de la geometría del modelo. Estas fuerzas generan una zona plástica alrededor del vértice de la grieta, tal que el material quedará deformado permanentemente, induciendo las fuerzas F_{Px} y F_{Py} cuando el modelo es descargado. Si la carga aplicada se realiza a tracción, la deformación permanente será expansiva en la dirección y (dirección de la carga aplicada) y contractiva en la dirección x (dirección del crecimiento de grieta) como consecuencia del coeficiente de Poisson. Así, F_{Px} puede ser considerada como una fuerza retardadora del crecimiento de grieta. A medida que la grieta se va propagando va dejando una estela plástica a su paso. Este material queda deformado permanentemente tal que este camino se va expandiendo en la dirección y y causando unas fuerzas de contacto a compresión (F_C) cuando el modelo es descargado, de tal forma que la grieta se cierra bajo la acción del campo elástico. Por otro lado, en los límites entre las zonas elástica y plástica se establecen unas tensiones cortantes originando unas fuerzas F_S inducidas por requisitos de compatibilidad.

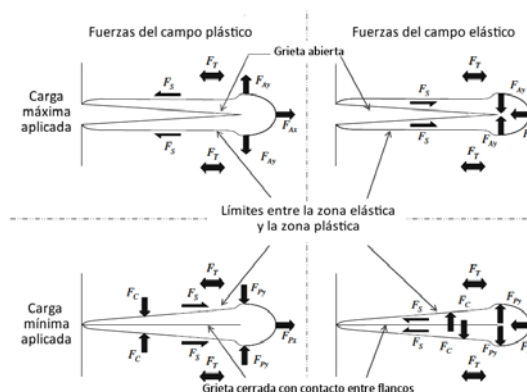


Figura 1. Fuerzas que actúan en una grieta a fatiga [13]

En fotoelasticidad por transmisión, la relación entre los campos de tensiones y el orden de franja viene dada por la siguiente expresión:

$$\frac{Nf}{h} = (\sigma_1 - \sigma_2) = \sqrt{(\sigma_y - \sigma_x)^2 + (2\sigma_{xy})^2} \quad (1)$$

Donde σ_1 y σ_2 son las tensiones principales; σ_x y σ_y son las tensiones normales en las direcciones x e y respectivamente; σ_{xy} es la tensión cortante; N es el orden de franja, f (N/mm) es el valor de franja del material y h (mm) es el espesor del modelo.

Usando los potenciales complejos de Muskhelishvili, la ecuación (1) puede ser reescrita como sigue:

$$\frac{Nf}{h} = (\sigma_1 - \sigma_2) = |\sigma_y - \sigma_x + 2i\sigma_{xy}| \quad (2)$$

Sustituyendo en la expresión anterior los campos de tensiones, el modelo CJP quedaría:

$$\frac{Nf}{h} = |Az^{-1/2} + Bz^{-3/2}\bar{z} + Cz^0 + Dz^{-1/2} \ln z + Ez^{-3/2}\bar{z} \ln z| \quad (3)$$

Donde $z = x + iy$ es la coordenada compleja y A, B, C, D y E son coeficientes desconocidos que han de ser determinados. Estos coeficientes se emplearán para definir los cuatro parámetros a través de los cuales el campo de tensiones en las inmediaciones del vértice de la grieta queda caracterizado.

Un factor de intensificación de tensiones análogo al clásico K_I , conductor del crecimiento de grieta y que es determinado a partir de la evaluación de σ_y

$$K_F = \sqrt{\frac{\pi}{2}}(A - 3B - 8E) \quad (4)$$

Un factor de intensificación de tensiones de retardo, que caracteriza las tensiones que actúan en la dirección del crecimiento de la grieta y se determina evaluando σ_x

$$K_R = \frac{\pi^{3/2}}{\sqrt{2}}(D - 3E) \quad (5)$$

Un factor de intensificación de tensiones cortantes, que caracteriza las tensiones tangenciales que se establecen en el límite elasto-plástico y se determina por evaluación de σ_{xy}

$$K_S = \sqrt{\frac{\pi}{2}}(A + B) \quad (6)$$

El T-stress, que es añadido a σ_x como un término constante y viene dado por

$$T = -C \quad (7)$$

3. DESCRIPCIÓN DE LA METODOLOGÍA

La metodología seguida en el presente trabajo para la determinación de los factores de intensificación de tensiones se muestra en el siguiente diagrama:

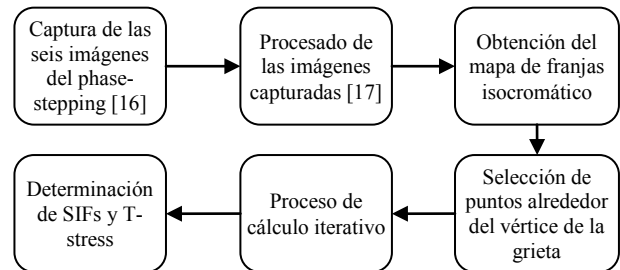


Figura 2. Metodología seguida para la determinación de los SIFs y el T-stress

El primer paso llevado a cabo en la metodología propuesta es la captura de las seis imágenes correspondientes al método de phase-stepping de Patterson y Wang [17]. Para todas las longitudes de grieta estudiadas se capturan las seis imágenes para distintos niveles de carga aplicados sobre el modelo. En la figura 3 se muestran los patrones de franjas correspondientes a las imágenes del phase-stepping. Las imágenes corresponden a una longitud de grieta de 29.12 mm a un nivel de carga de 20 N.

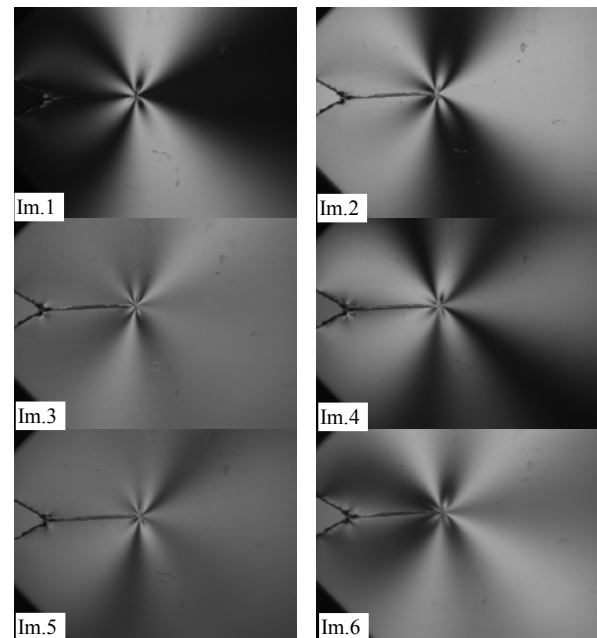


Figura 3. Patrones de franjas observados en las seis imágenes del método de phase-stepping ($a = 21.12$ mm, $P = 20$ N)

Para dicha captura se emplea un polariscopio circular, iluminando el modelo con una fuente de luz monocromática. Una vez que las imágenes han sido

capturadas, el siguiente paso es aplicar una máscara en las inmediaciones del vértice de la grieta y los flancos de la misma. Esta máscara tiene como finalidad eliminar del análisis las zonas plásticas existentes ya que este modelo está basado en la mecánica de la fractura lineal elástica. A su misma vez, la máscara elimina las zonas donde el equipo óptico no dispone de resolución suficiente.

El siguiente paso seguido es el procesado de las imágenes capturadas para la obtención del mapa de franjas isocromático u orden de franja. Dentro de este procesado, el primer paso en el mismo es obtener el mapa de isoclinas, que representan el ángulo que forman las direcciones de las tensiones principales con respecto a una dirección de referencia. A continuación, a partir del mapa de isoclinas se obtiene el mapa de isocromas, que representan el retardo relativo existente en los puntos del modelo. Sin embargo, este mapa presenta saltos abruptos de $\pm\pi/2$ debido a la aplicación de la función inversa de la tangente, por tanto, es necesario un desenvolvimiento de fase para la obtención de un mapa de retardo continuo, este proceso es conocido como unwrapping. El procesado de las imágenes se ha llevado a cabo empleando un software desarrollado por Siegmann et al. [17], que tiene implementado un algoritmo que actúa procesando áreas para la demodulación del mapa de isoclinas y emplea distintos mapas de calidad para guiar el proceso de unwrapping.

Obtenido el mapa de franjas isocromático u orden de franja, a continuación se lleva a cabo la selección de un conjunto de puntos alrededor del vértice de la grieta, identificando el mismo de forma manual. El tamaño de la región que componen los puntos seleccionados fue definido por Nurse y Patterson [11] como una malla anular de radio interno igual a 10 veces el radio del vértice de la grieta y radio externo de 0.4 veces la longitud de la grieta. Estos puntos seleccionados son los que se emplearán para la determinación de los SIFs mediante el MPODM de Sanford y Dally [10]. Para llevar a cabo el ajuste se emplea la ecuación (3), que relaciona el orden de franja con los coeficientes que definen los cuatro parámetros característicos del modelo y las coordenadas complejas de los puntos seleccionados. La resolución de la ecuación se realiza a través de un proceso iterativo, empleando el método de mínimos cuadrados no lineales. Para agilizar el proceso de cálculo de los SIFs se ha creado una interfaz en Matlab®. Dicha interfaz permite al usuario cargar la imagen de estudio, seleccionar el vértice de la grieta y a partir de este punto generar la malla anular de acuerdo con los parámetros introducidos por el usuario.

4. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

El objetivo principal de este trabajo es la evaluación del retardo inducido en una grieta que se encuentra

sometida a fatiga. Para poder observar este fenómeno, se realizaron dos ensayos a distintos R-ratios. Así, la primera probeta se ensayó a $R = 0.04$, mientras que la segunda fue ensayada a $R = 0.47$. Estos ensayos fueron realizados sobre una probeta CT (Compact-Tension) de policarbonato de 2 mm de espesor (figura 4).

Para la realización de los ensayos se empleó una máquina servohidráulica MTS 370.02 con una capacidad de carga de 25 kN (figura 5). El ciclo de carga aplicado sobre la primera probeta estaba comprendido entre 2 y 50 N, mientras que sobre la segunda se aplicó un ciclo de carga entre 35 y 75 N, empleando para ambos casos una frecuencia de 2 Hz.

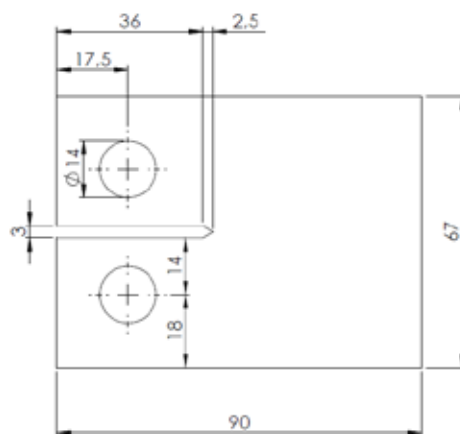


Figura 4. Probeta CT empleada en los ensayos

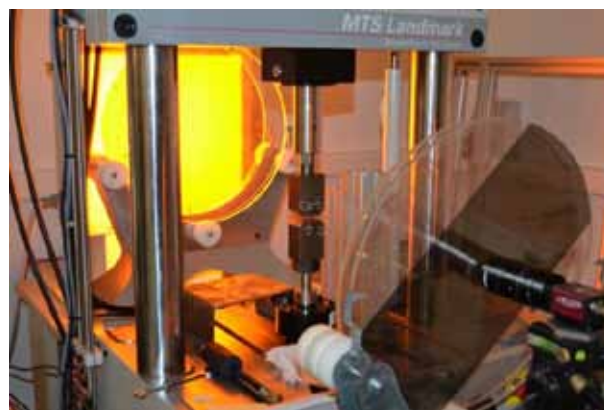


Figura 5. Equipos empleados para la realización de los ensayos

Para la visualización de los patrones de franjas en la probeta se empleó un polariscopio circular en transmisión, iluminando al modelo con una fuente de luz monocromática (figura 5). Las imágenes fueron capturadas mediante una cámara CCD AVT Marlin F-146 IRF (figura 5) controlada por un ordenador portátil Dell-Vostro 3500 Intel Core i3 mediante una tarjeta de vídeo FWB-EC3402. Además de esto, para aumentar la resolución espacial en la región cercana al vértice de la grieta, se empleó una lente zoom MLH-10X EO (figura 5).

Los resultados obtenidos experimentalmente se han contrastado con los calculados de forma teórica [6] según la siguiente expresión:

$$\Delta K = \frac{\Delta P}{B\sqrt{W}} \frac{2 + \alpha}{(1 - \alpha)^{3/2}} \left(0.886 + 4.64\alpha - 13.32\alpha^2 + 14.72\alpha^3 - 5.6\alpha^4 \right) \quad (8)$$

Donde ΔP es el rango de carga, B es el espesor de la probeta, W es el ancho de la probeta y $\alpha = a/W$, siendo a la longitud de la grieta.

5. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

En la figura 6 se muestran los resultados experimentales correspondientes a la probeta ensayada a $R = 0.04$ ($2 \text{ N} \leq P \leq 50 \text{ N}$). Los resultados corresponden a los valores normalizados de K_F y los valores de K_R para distintas longitudes de grieta en un ciclo de carga completo. Asimismo, en dicho gráfico se muestran también los valores normalizados de K_I calculados de forma teórica.

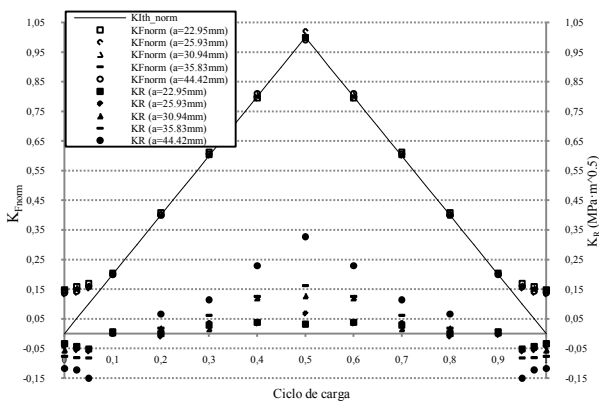


Figura 6. Valores normalizados de K_F y valores de K_R para la probeta ensayada a $R = 0.04$

Se ha optado por normalizar los valores de K_F porque es el factor de intensificación de tensiones que puede ser comparable con el clásico K_I y, por tanto, como existirá una línea teórica por cada longitud de grieta, de esta forma todas las líneas se unifican y el gráfico resulta más claro a la hora de observar los resultados experimentales. Los distintos niveles de carga analizados corresponden a los valores de 0, 2.5, 5, 10, 20, 30, 40 y 50 N. Se puede observar como a partir de 10 N los valores de K_F tienen total correspondencia con los valores de K_I calculados de forma teórica, sin embargo, para bajos valores de carga (0, 2.5 y 5 N), los valores de K_F son mayores que los correspondientes valores de K_I , observando un cambio gradual en la tendencia seguida por los puntos. Este comportamiento es similar al descrito en la literatura [6] para definir el fenómeno de cierre prematuro de grieta inducido por plasticidad.

En lo que respecta al análisis de K_R , se observa como para 0, 2.5 y 5 N los valores son negativos y a partir de 10 N pasan a ser positivos y aumentan con la aplicación de la carga. De igual forma a lo observado para K_F , existe un cambio en el comportamiento entre los niveles de carga de 5 y 10 N. Este hecho lleva a pensar a los autores que puede existir un retardo inducido en el crecimiento de la grieta y que por tanto, la carga de apertura de grieta pueda estar comprendida entre estos valores. Establecer un valor exacto para la carga de apertura de grieta es difícil ya que el fenómeno de cierre de grieta es un proceso gradual y no puntual. Por tanto, existe un intervalo en el que la grieta pasa de estar completamente abierta a estar completamente cerrada.

De la misma forma que se realizó para la probeta ensayada a bajo R, en la figura 7 se muestran los mismos parámetros para la probeta ensayada a $R = 0.47$ ($35 \text{ N} \leq P \leq 75 \text{ N}$).

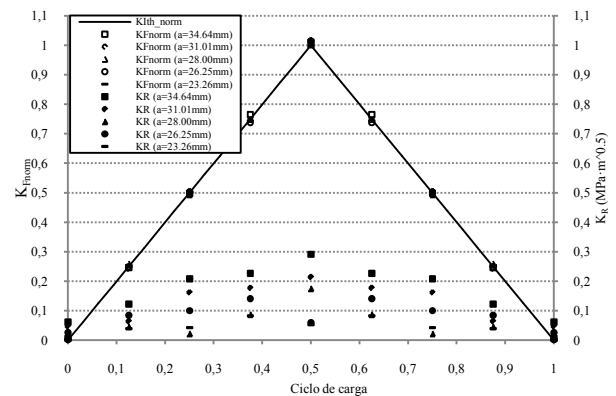


Figura 7. Valores normalizados de K_F y valores de K_R para la probeta ensayada a $R = 0.47$

Se puede observar como los valores de K_F coinciden con los correspondientes valores de K_I para todos los niveles de carga analizados, siendo estos 35, 45, 55, 65 y 75 N. No se observa por tanto, como en el caso anterior, variación en la tendencia seguida por los puntos. Respecto a K_R , todos los valores son positivos y van incrementando con la aplicación de la carga, por lo que no hay inversión en su signo como en el caso de la probeta ensayada a $R = 0.04$. Según estos resultados, la grieta está completamente abierta en todo el ciclo de carga y, por lo tanto, no hay existencia de retardo en el crecimiento de grieta.

De acuerdo con los resultados anteriores, el análisis de los factores de intensificación de tensiones K_F y K_R permite evaluar el retardo inducido en una grieta que se encuentra sometida a cargas cíclicas. Los resultados obtenidos respecto a K_R son consistentes con lo definido en la teoría, pudiendo evaluar los efectos protectores de la zona plástica ya que si el valor de este parámetro es negativo, esto quiere decir que la grieta está cerrada existiendo fuerzas en la dirección del crecimiento de grieta que se oponen al mismo.

6. CONCLUSIONES

En el presente trabajo se ha llevado a cabo la evaluación del retardo en el crecimiento de una grieta a fatiga a través del análisis de los factores de intensificación de tensiones empleando la técnica de fotoelasticidad en transmisión. El modelo de definición del campo de tensiones en las inmediaciones del vértice de la grieta empleado ha sido el modelo CJP, que tiene en cuenta los efectos de contacto que se establecen entre las caras de una grieta que se está propagando a fatiga.

La metodología experimental propuesta para la determinación de los factores de intensificación de tensiones a partir del análisis de datos isocromáticos combina el método de phase-stepping de Patterson y Wang y el método Multi-Point Over-Deterministic de Sanford y Dally. La evaluación del retardo se ha realizado a través de dos ensayos a fatiga con aplicados sobre probetas CT fabricadas en policarbonato. Las condiciones de carga empleadas para la realización de los dos ensayos fueron distintas con el fin de contrastar unos resultados con respecto a otros. De esta forma, los resultados experimentales obtenidos ponen de manifiesto el gran potencial que presenta el modelo CJP para evaluar los efectos protectores que la zona plástica ejerce sobre las caras y el vértice de la grieta respecto de la zona elástica circundante. Finalmente, todo lo expuesto en este trabajo pone de manifiesto la gran aplicabilidad que presenta la técnica de fotoelasticidad en el estudio de fenómenos relacionados con la mecánica de la fractura.

AGRADECIMIENTOS

Este trabajo se ha realizado con la financiación de la Junta de Andalucía a través del Proyecto de Investigación de Excelencia TEP 2009-5177, financiado con Fondos Europeos de Desarrollo Regional (FEDER).

REFERENCIAS

[1]. Ramesh, K., *Digital Photoelasticity: Advanced Techniques and Applications*, Springer, 2000.
 [2]. Elber, W., *Fatigue Crack Closure Under Cyclic Tension*, Engineering Fracture Mechanics 2, pp. 37-45, 1970.
 [3]. Suresh, S., Zamiski, G.F. and Ritchie, R.O., *Oxide-induced crack closure: an explanation for near-threshold corrosion fatigue crack growth behavior*, Metallurgical Transactions 12A, pp. 1435-1443, 1981.
 [4]. Ritchie, R.O. and Suresh, S., *Some considerations on fatigue crack closure at near-threshold stress intensities due to fracture surface morphology*, Metallurgical Transactions 13A, pp. 937-940, 1982.

[5]. James, M.N., *Some unresolved issues with fatigue crack closure – measurement, mechanism and interpretation problems*, Proc. 9th International Conference on Fracture 5, pp. 2403-2414, 1997.
 [6]. Anderson, T.L., *Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications*, Taylor and Francis, 2005.
 [7]. Post, D., *Photoelastic stress analysis for an edge crack in a tensile field*, Proc. SESA 12, pp. 99-116, 1954.
 [8]. Wells, A. and Post, D., *Dynamic stress distribution surrounding a running crack – a photoelastic analysis*, Proc. SESA 16 (1), pp. 69-92, 1958.
 [9]. Irwin, G.R., *Discussion of a paper: Dynamic stress distribution surrounding a running crack – a photoelastic analysis*, Proc. SESA 16 (1), pp. 93-96, 1958.
 [10]. Sanford, R.J. and Dally, J.W., *A general method for determining the mixed-mode stress intensity factor from isochromatics fringe patterns*, Engineering Fracture Mechanics 11, pp. 621-673, 1979.
 [11]. Nurse, A.D. and Patterson, E.A., *Determination of predominantly mode II stress intensity factors from isochromatics data*, Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures 16 (12), pp. 1339-1354, 1993.
 [12]. Muskhelishvili, N.I., *Some Basic Problems of the Mathematical Theory of Elasticity*, Noordhoff International Publishing, 1977.
 [13]. Christopher, C.J., James, M.N., Patterson, E.A. and Tee, K.F., *Towards a new model of crack tip stress fields*, International Journal of Fracture 148, pp. 361-371, 2007.
 [14]. James, M.N., Christopher, C.J., Lu, Y. and Patterson, E.A., *Fatigue crack growth and craze-induced crack tip shielding in polycarbonate*, Polymer 53, pp. 1558-1570, 2012.
 [15]. James, M.N., Christopher, C.J., Lu, Y. and Patterson, E.A., *Local crack plasticity and its influences on the global elastic stress field*, International Journal of Fatigue 46, pp. 4-15, 2013.
 [16]. Patterson, E.A. and Wang, Z.F., *Towards full-field automated photoelastic analysis of complex components*, Strain 27, pp. 49-56, 1991.
 [17]. Siegmund, P., Backman, D. and Patterson, E.A., *A robust approach to demodulating and unwrapping phase-stepped photoelastic data*, Society for Experimental Mechanics 45, pp. 278-289, 2005.

VALIDACIÓN EXPERIMENTAL DE DIFERENTES MODELOS A PARTIR DE LOS CAMPOS DE DESPLAZAMIENTOS PARA EL CÁLCULO DE LOS FACTORES DE INTENSIFICACIÓN DE TENSIONES EN PROBETAS PLANAS

J.M. Vasco-Olmo¹, F.A. Díaz¹, R. Dorado¹, E. López-Alba¹

¹ Escuela Politécnica Superior de Jaén, Universidad de Jaén. Campus las Lagunillas s/n, 23071, Jaén, España.

E-mail:

jvasco@ujaen.es

fdiaz@ujaen.es

rdorado@ujaen.es

elalba@ujaen.es

RESUMEN

En el presente trabajo se lleva a cabo la validación experimental mediante la técnica de correlación digital de imágenes (DIC) de cuatro modelos distintos de definición de los campos de desplazamientos en las inmediaciones del vértice de una grieta. A partir del análisis de estos campos se determinan los factores de intensificación de tensiones procesando una serie de imágenes capturadas durante la realización de distintos ensayos a fatiga. Los modelos evaluados son los siguientes: Westergaard, Williams, Muskhelishvili y CJP (Christopher-James-Patterson). La metodología desarrollada combina el método de phase-stepping de las seis imágenes de Patterson y Wang y el método Multi-Point Over-Deterministic (MPODM) de Sanford y Dally. Dicha metodología se ha puesto en práctica empleando probetas CT (Compact-Tension) fabricadas en aluminio. Así, de la evaluación de los resultados experimentales se lleva a cabo un análisis comparativo de los modelos anteriores, poniendo de manifiesto el gran potencial que presenta la técnica de DIC para el estudio de fenómenos relacionados con la mecánica de la fractura.

ABSTRACT

In this paper, the experimental validation of four different models of displacement field definition around the crack tip is carried out by the digital image correlation technique (DIC). Stress intensity factors are determined from the analysis of these fields processing a series of images captured during different fatigue tests. The evaluated models are: Westergaard, Williams, Muskhelishvili and CJP (Christopher-James-Patterson). The developed methodology combines the six images phase-stepping method developed by Patterson and Wang and Multi-Point Over-Deterministic Method (MPODM). This methodology has been put into practice employing aluminum CT specimens (Compact-Tension). So, a comparative analysis of the previous models is carried out from the experimental results evaluation, highlighting the great potential of DIC technique for the study of phenomena related to fracture mechanics.

PALABRAS CLAVE: Fatiga, factor de intensificación de tensiones, correlación digital de imágenes.

1. INTRODUCCIÓN

Un tema que ha despertado enorme interés a un gran número de investigadores desde hace mucho tiempo es la evaluación del daño originado por el crecimiento de grietas debido a procesos de fatiga [1]. En este aspecto, el uso de la técnica de correlación digital de imágenes (DIC) [2] se ha extendido para el estudio experimental de la integridad estructural en elementos mecánicos. Tratándose de una técnica óptica experimental de campo completo que se emplea para el análisis de deformaciones y desplazamientos.

Tradicionalmente, en la mecánica de la fractura lineal elástica (LEFM) [1], se ha asumido que los campos de desplazamientos en las inmediaciones del vértice de una grieta pueden ser caracterizados a través de los factores de intensificación de tensiones (SIFs), K_I y K_{II} para los modos de carga I y II respectivamente. Estos parámetros

fueron introducidos por Irwin [3], dependiendo de la geometría del modelo y del modo y magnitud de la carga aplicada. Sin embargo, Irwin observó también que para definir con mayor exactitud el campo de desplazamientos alrededor del vértice de la grieta se ha de considerar otro parámetro. Éste es el T-stress (σ_{0x}) [3], siendo un término de tensión no singular que se añade a la tensión normal x (σ_x). Sutton et al. [4] y Quinta da Fonseca et al. [5] emplearon en sus investigaciones los campos de deformaciones, sin embargo, como éstos son obtenidos por diferenciación numérica de los campos de desplazamientos, existe una inevitable introducción de ruido y la consiguiente aparición de errores en los resultados experimentales. Trabajos recientes [6-8] han desarrollado nuevas metodologías que combinan el análisis de los campos de desplazamientos obtenidos mediante DIC con el método MPOD de Sanford y Dally [9] para la determinación de los factores de intensificación de tensiones. Yoneyama

et al. [6] propusieron una metodología basada en las series de expansión de Williams [10] para la determinación de los SIFs, mientras que López-Crespo et al. [7, 8] desarrollaron una metodología basada en los potenciales complejos de Muskhelishvili [11]. Por otro lado, Yates et al. [12] presentaron en sus investigaciones posibles aplicaciones de la técnica de DIC sobre la caracterización del vértice de grieta. Dichas aplicaciones fueron las siguientes: determinación de los factores de intensificación de tensiones y el T-stress para grietas propagándose a fatiga, para lo que emplearon las series de expansión de Williams [10]; efectos del cierre de grieta a través del análisis de los SIFs; caracterización del ángulo de apertura de grieta (CTOA) a partir de los campos de desplazamientos; y comportamiento a fractura de materiales anisotrópicos empleando DIC-3D. Recientemente, James et al [13, 14] han propuesto un nuevo modelo matemático de definición del campo de desplazamientos en las inmediaciones del vértice de una grieta. Este modelo está basado en los potenciales complejos de Muskhelishvili [11] y tiene en cuenta los efectos de contacto que se establecen entre las caras de una grieta cuando ésta se encuentra sometida a procesos de fatiga. Los autores postularon que la zona plástica que se origina tanto en el vértice de la grieta como en los flancos de la misma ejerce un efecto protector respecto del material elástico circundante. Así, introdujeron nuevos factores de intensificación de tensiones para la evaluación del posible retardo que se pueda inducir en el crecimiento de grieta a fatiga.

En el presente trabajo se propone una metodología experimental para la determinación de los factores de intensificación de tensiones a partir del análisis de los campos de desplazamientos en las inmediaciones del vértice de una grieta mediante el empleo de la técnica de DIC. De esta forma, se pretende llevar a cabo la validación experimental de cuatro modelos distintos de definición de los campos de desplazamientos alrededor del vértice de la grieta. Los cuatro modelos estudiados son los siguientes: el primero está basado en las ecuaciones clásicas de Westergaard [1], el segundo se basa en las series de expansión de Williams [12], el tercero se fundamenta en los potenciales complejos de Muskhelishvili [8], mientras que el cuarto es un nuevo modelo matemático denominado CJP [13] por sus autores, Christopher, James y Patterson. Por otro lado, a través de esta validación se pretende a su misma vez realizar un análisis comparativo entre los distintos modelos y establecer de esta forma posibles diferencias o discrepancias que puedan existir.

2. DESCRIPCIÓN TEÓRICA DE LOS MODELOS

En la literatura se encuentran recogidos un gran número de modelos de definición de los campos de desplazamientos en las inmediaciones del vértice de una grieta. En este trabajo se lleva a cabo la validación

experimental de cuatro modelos distintos que definen estos campos mediante la evaluación de los factores de intensificación de tensiones. Los modelos de estudio son los siguientes:

- Modelo de Westergaard: basado en las ecuaciones clásicas de Westergaard [1].
- Modelo de Williams: fundamentado en las series de expansión de Williams [12].
- Modelo de Muskhelishvili: basado en los potenciales complejos de Muskhelishvili [8].
- Modelo CJP: nuevo modelo matemático desarrollado por Christopher, James y Patterson [13].

2.1. Modelo de Westergaard

Según el modelo de Westergaard [1], los campos de desplazamientos alrededor del vértice de una grieta puede ser definidos a partir de los factores de intensificación de tensiones y las coordenadas polares de los puntos seleccionados asumiendo como origen el vértice de la grieta [expresión (1)].

$$\begin{aligned} \begin{Bmatrix} u \\ v \end{Bmatrix} &= \frac{K_I}{2\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \begin{Bmatrix} \cos \frac{\theta}{2} \left(k - 1 + 2 \sin^2 \frac{\theta}{2} \right) \\ \sin \frac{\theta}{2} \left(k + 1 - 2 \cos^2 \frac{\theta}{2} \right) \end{Bmatrix} \\ &+ \frac{K_{II}}{2\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \begin{Bmatrix} \sin \frac{\theta}{2} \left(k + 1 + 2 \cos^2 \frac{\theta}{2} \right) \\ \cos \frac{\theta}{2} \left(k - 1 - 2 \sin^2 \frac{\theta}{2} \right) \end{Bmatrix} \\ &+ \frac{\sigma_{0x}}{8\mu} r \begin{Bmatrix} (k+1) \cos \theta \\ (k-3) \sin \theta \end{Bmatrix} \end{aligned} \quad (1)$$

Donde u y v son los campos desplazamientos horizontales y verticales respectivamente, $\mu = \frac{E}{2(1+\nu)}$

es el módulo de elasticidad transversal del material, E y ν son el módulo de elasticidad longitudinal y el coeficiente de Poisson del material respectivamente, y $k = \frac{3-\nu}{1+\nu}$ para tensión plana y $k = 3-4\nu$ para deformación plana.

Las expresiones anteriores son lineales respecto a los SIFs y el T-stress, por lo que su determinación se realizará mediante la resolución de un sistema de ecuaciones lineales.

2.2. Modelo de Williams

El segundo modelo evaluado se fundamenta en las series de expansión de Williams [12], según el cual, los campos de desplazamientos alrededor del vértice de la grieta son descritos en función de los coeficientes de las

series, el número de términos empleado y las coordenadas polares de los puntos [expresión (2)].

$$\begin{cases} u \\ v \end{cases} = \sum_{n=1}^{\infty} \frac{r^{n/2}}{2\mu} a_n \begin{cases} \left[\left(k + \frac{n}{2} + (-1)^n \right) \right] \cos \frac{n\theta}{2} - \frac{n}{2} \cos \frac{(n-4)\theta}{2} \\ \left[\left(k - \frac{n}{2} - (-1)^n \right) \right] \sin \frac{n\theta}{2} + \frac{n}{2} \sin \frac{(n-4)\theta}{2} \end{cases} \\ + \sum_{n=1}^{\infty} \frac{r^{n/2}}{2\mu} b_n \begin{cases} - \left[\left(k + \frac{n}{2} - (-1)^n \right) \right] \sin \frac{n\theta}{2} - \frac{n}{2} \sin \frac{(n-4)\theta}{2} \\ \left[\left(k - \frac{n}{2} + (-1)^n \right) \right] \cos \frac{n\theta}{2} + \frac{n}{2} \cos \frac{(n-4)\theta}{2} \end{cases} \quad (2)$$

Donde a_n y b_n son los coeficientes de las series y n es el número de términos. Los SIFs y el T-stress se determinarán a través de las siguientes expresiones:

$$a_1 = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi}}, \quad b_1 = -\frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi}}, \quad a_2 = \frac{\sigma_{0x}}{4} \quad (3)$$

De la misma forma que en el modelo de Westergaard, la resolución de un sistema de ecuaciones lineales permite la obtención de los SIFs y el T-stress.

2.3. Modelo de Mushkelishvili

En este trabajo se ha empleado la metodología desarrollada por López-Crespo et al. [8], basada en los potenciales complejos de Mushkelishvili [11]. Según este modelo, los campos de desplazamientos en las inmediaciones del vértice de una grieta son definidos a través de dos funciones analíticas de variable compleja, $\phi(z)$ y $\psi(z)$, pudiendo ser representadas como series de Fourier. De esta forma, los campos de desplazamientos vendrán definidos por el siguiente sistema de ecuaciones lineales:

$$2\mu u^j = \sum_{k=-N}^N A_k^j \alpha_k + \sum_{k=-N}^N B_k^j \beta_k \quad (4)$$

$$2\mu v^j = \sum_{k=-N}^N C_k^j \alpha_k + \sum_{k=-N}^N D_k^j \beta_k$$

Donde j representa el punto seleccionado sobre los campos de desplazamientos, A_k^j, B_k^j, C_k^j y D_k^j son coeficientes calculados para este mismo punto, $\pm N$ son los límites de las series de Fourier y α_k y β_k son los parámetros que han de ser determinados. Así, los SIFs quedan definidos a partir de estos parámetros:

$$K = K_I - iK_{II} = 2\sqrt{\frac{\pi}{a}} \sum_{k=-N}^N k a_k \quad (5)$$

Donde a es la mitad de la longitud de la grieta y $a_k = \alpha_k + i\beta_k$. Así, la parte real del factor de intensificación de tensiones complejo corresponde a K_I , mientras que la parte imaginaria corresponde a K_{II} . Ha de ser indicado

que este modelo no tiene implementado la determinación del T-stress.

2.4. Modelo CJP

El modelo CJP es un nuevo modelo matemático desarrollado por Christopher, James y Patterson [13] que se fundamenta en los potenciales complejos de Muskhelishvili [11]. Este modelo tiene en cuenta los efectos de contacto que se establecen entre las caras de una grieta propagándose a fatiga y considera los efectos protectores que la zona plástica, originada en el vértice y las caras de la grieta, ejerce respecto de la zona elástica circundante. Los campos de desplazamientos vendrán dados por la siguiente expresión:

$$2\mu(u + iv) = k \left[-2(B + 2E)z^{1/2} + 4Ez^{1/2} - 2Ez^{1/2} \ln z - \frac{C - F}{4} z \right] \\ - z \left[-(B + 2E)\bar{z}^{-1/2} - E\bar{z}^{-1/2} \ln \bar{z} - \frac{C - F}{4} \right] \\ - \left(A\bar{z}^{1/2} + D\bar{z}^{1/2} \ln \bar{z} - 2D\bar{z}^{1/2} + \frac{C + F}{2} \bar{z} \right) \quad (6)$$

Donde, $z = x + iy$ es la coordenada compleja y A, B, C, D, E y F son los coeficientes que han de ser determinados. Así, los campos de desplazamientos alrededor del vértice de una grieta pueden ser caracterizados a partir de los siguientes parámetros:

- Un factor de intensificación de tensiones similar al clásico K_I . Éste es obtenido a través de la evaluación de σ_y .

$$K_F = \sqrt{\frac{\pi}{2}} (A - 3B - 8E) \quad (7)$$

- Un factor de intensificación de tensiones de retardo, obteniéndose por la evaluación de σ_x .

$$K_R = \frac{\pi^{3/2}}{\sqrt{2}} (D - 3E) \quad (8)$$

- Un factor de intensificación de tensiones cortantes, determinado por la evaluación de σ_{xy} .

$$K_S = \sqrt{\frac{\pi}{2}} (A + B) \quad (9)$$

- El T-stress, que es añadido a σ_x como un término constante y viene dado a partir de sus componentes:

$$\begin{aligned} T_x &= -C \\ T_y &= -F \end{aligned} \quad (10)$$

3. METODOLOGÍA EXPERIMENTAL

Mediante la técnica de DIC, los campos de desplazamientos son obtenidos de forma directa. Por otro lado, como la relación entre los desplazamientos y los factores de intensificación de tensiones es lineal, éstos últimos se determinan a través de la resolución de un sistema de ecuaciones lineales. Según esto, la metodología experimental llevada a cabo en el presente trabajo se muestra en el siguiente diagrama:

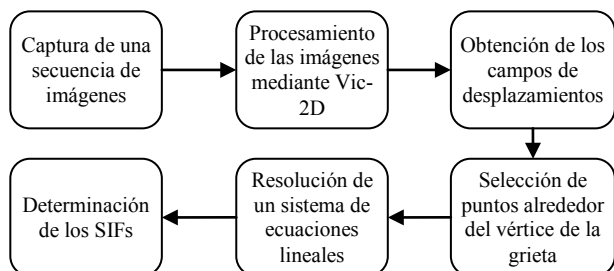


Figura 1. Metodología experimental

El primer paso llevado a cabo en la metodología desarrollada es la captura de una secuencia de imágenes desde un estado inicial (indeformada) hasta un estado final (deformada). Para el empleo de la técnica de DIC el modelo ha de ser preparado, de tal forma que de forma aleatoria se aplican puntos negros sobre un fondo blanco (speckle) en su superficie (figura 2).

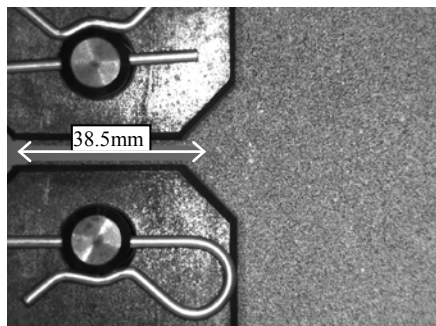


Figura 2. Speckle aplicado sobre la probeta CT

Una vez capturada la secuencia de imágenes, el siguiente paso es el procesamiento de dichas imágenes mediante el software Vic-2D (Correlated Solutions). De esta forma, se obtienen de forma directa los campos de desplazamientos, tanto horizontales como verticales. Para el correcto análisis de las imágenes, se ha de aplicar una máscara en las zonas que no resultan de interés, en este caso, mordazas y zona de entalla que no contiene speckle. En la figura 3 se muestran los campos de desplazamientos para una longitud de grieta de 34.08 mm y un nivel de carga de 500 N. De igual forma se obtuvo para todas las longitudes de grieta y todos los niveles de carga aplicados.

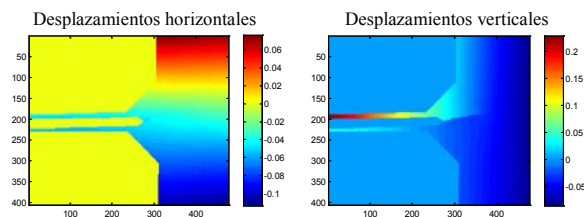


Figura 3. Campos de desplazamientos para una longitud de grieta de 34.08mm y un nivel de carga de 500 N

El siguiente paso de la metodología consiste en la selección de un conjunto de puntos alrededor del vértice de la grieta, seleccionando el mismo directamente sobre la imagen en estudio. El tamaño y forma de la región de interés fue definida por Nurse y Patterson [15] como una malla anular de radio interno igual a 10 veces el radio del vértice de la grieta y radio externo de 0.4 veces la longitud de la grieta. Estos puntos seleccionados son los que se emplearán para llevar a cabo la resolución del sistema de ecuaciones lineales. Es importante en este punto indicar que en estos sistemas de ecuaciones se han de incluir unos coeficientes para compensar la traslación y rotación del sólido rígido. Esta corrección se ha de llevar a cabo porque durante la realización de los ensayos, el modelo experimenta unos movimientos de traslación y rotación que el software detecta como desplazamientos propios de los puntos que conforman el speckle. De esta forma, los factores que se introducen en cada uno de los campos de desplazamientos son los siguientes:

$$\begin{Bmatrix} u \\ v \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} f(SIFs, r, \theta, a_0, Rr \cos \theta) \\ g(SIFs, r, \theta, b_0, -Rr \sin \theta) \end{Bmatrix} \quad (11)$$

Donde a_0 y b_0 son coeficientes que tienen en cuenta la traslación horizontal y vertical respectivamente del sólido rígido, y R es un coeficiente que tiene en cuenta la rotación del mismo.

Así, con la resolución de los sistemas de ecuaciones lineales se obtienen los SIFs mediante la combinación de los dos campos de desplazamientos. Para agilizar el proceso de cálculo, se ha creado una interfaz en Matlab® que permite al usuario cargar las imágenes de estudio correspondientes a ambos campos de desplazamientos, seleccionar el vértice de la grieta y a partir de este punto generar la malla anular de acuerdo con los parámetros introducidos por el usuario.

4. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Este trabajo tiene como objetivo principal la validación experimental de cuatro modelos distintos de definición de los campos de desplazamientos en las inmediaciones del vértice de una grieta. Para llevar a cabo dicha validación se realizó un ensayo a fatiga sobre una probeta CT (Compact-Tension) de aluminio (figura 4).

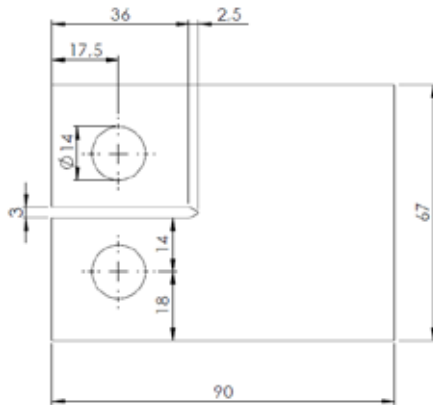


Figura 4. Probeta CT empleada

El ciclo de carga aplicado sobre la probeta estaba comprendido entre 200 y 1000 N a una frecuencia de 10 Hz. Una máquina servohidráulica MTS 370.02 con una capacidad de carga de 25 kN (figura 5) fue empleada para la realización del ensayo.



Figura 5. Equipos empleados para la realización del ensayo

Las imágenes fueron capturadas empleando una cámara CCD AVT Stirling, utilizando una lente Edmund Optics de 75 mm (figura 5) controlada por un ordenador portátil Dell-Latitude E6510 Intel Core i5 mediante una tarjeta de video FWB-EC3402.

Los resultados obtenidos experimentalmente se han contrastado con los calculados de forma teórica [1] según la siguiente expresión:

$$\Delta K = \frac{\Delta P}{B\sqrt{W}} \frac{2 + \alpha}{(1 - \alpha)^{3/2}} \left(\begin{matrix} 0.886 + 4.64\alpha \\ -13.32\alpha^2 + 14.72\alpha^3 - 5.6\alpha^4 \end{matrix} \right) \quad (12)$$

Donde ΔP es el rango de carga, B es el espesor de la probeta, W es el ancho de la probeta y $\alpha = a/W$, siendo a la longitud de la grieta.

5. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

En la figura 6 se muestran los factores de intensificación de tensiones obtenidos experimentalmente para dos

longitudes de grieta (22.07mm y 34.08 mm correspondientes a la mínima y máxima longitudes de grieta analizadas) y todos los niveles de carga analizados (de 200 N a 1000 N con incrementos de 100 N). En este gráfico también se han representado los valores de K_I calculados de forma teórica.

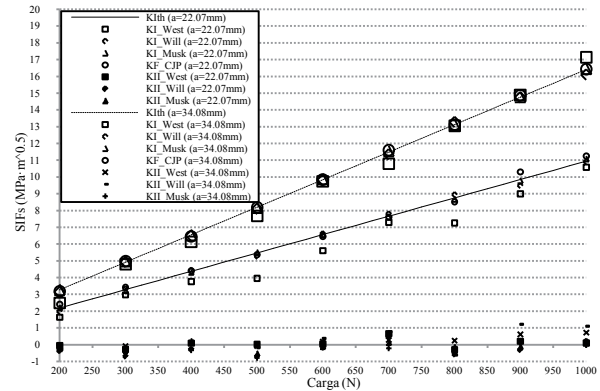


Figura 6. Valores experimentales para K_I y K_{II}

Como se puede observar, los valores del factor de intensificación de tensiones para modo I correspondientes a los modelos de Williams, Muskhelishvili y CJP muestran gran correspondencia con los calculados de forma teórica, existiendo mayor dispersión para los obtenidos mediante el modelo de Westergaard, siendo dicha dispersión menos importante para la longitud de grieta de 34.08mm. Además de esto, los valores de K_{II} para los modelos de Westergaard, Williams y Muskhelishvili están próximos a 0. Esto era esperar ya que sobre el modelo se aplicó el modo de carga I. La dispersión existente puede ser debida a que la grieta a lo largo de su crecimiento sufre pequeños giros, no propagándose de forma recta. Además de esto, se ha de sumar la posible presencia de ruido en las imágenes durante su captura.

Otros resultados experimentales representados han sido los nuevos factores de intensificación de tensiones (K_R y K_S) definidos en el modelo CJP. Estos valores son mostrados en la figura 7.

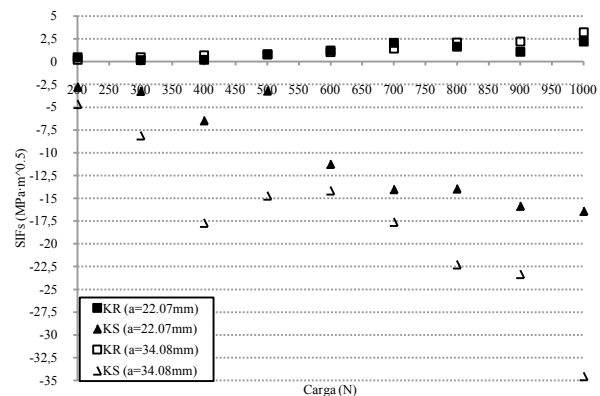


Figura 7. Valores experimentales para K_R y K_S

Se observa como los valores de K_R son positivos, aumentando con la carga aplicada. A través de este parámetro se evalúa el retardo que puede ser introducido en el crecimiento de una grieta que se encuentra sometida a fatiga, por consiguiente, el que todos los valores del mismo sean positivos indica que no se induce retardo en el crecimiento de la grieta, por lo que ésta se encuentra abierta en todo el ciclo de carga y, por tanto, no hay existencia de cierre de grieta ya que no se establece contacto entre las caras de la misma. Por otro lado, los valores de K_S son negativos, aumentando (hablando en términos negativos) con la carga aplicada y la longitud de grieta. Este factor evalúa las tensiones cortantes que se establecen entre la zona plástica y la zona elástica circundante. Como el tamaño de la zona plástica aumenta con la carga y la longitud de la grieta, existirán mayores fuerzas cortantes entre esta zona y el material elástico circundante, siendo esto observado en el comportamiento de K_S . Todo lo expuesto en torno al análisis de estos dos parámetros pone de manifiesto que los efectos de la zona plástica pueden ser evaluados a través del nuevo modelo CJP.

6. CONCLUSIONES

En el presente trabajo se ha llevado a cabo la validación experimental de cuatro modelos distintos de definición de los campos de desplazamientos alrededor del vértice de una grieta. Los modelos evaluados han sido: el primero está basado en las ecuaciones clásicas de Westergaard, el segundo se fundamenta en las series de expansión de Williams, el tercero se basa en los potenciales complejos de Muskhelishvili, y el cuarto es un nuevo modelo matemático denominado CJP, desarrollado por Christopher, James y Patterson. Así, la técnica de DIC ha sido empleada para la determinación de los factores de intensificación de tensiones y a partir de su análisis realizar una comparativa.

Los resultados experimentales obtenidos muestran gran nivel de concordancia con los calculados de forma teórica, existiendo una dispersión algo más importante para el modelo de Westergaard. Por otro lado, de la observación de K_I y K_{II} , se puede establecer que el modelo que mejor se adapta a problemas en modo mixto es el de Muskhelishvili. También han sido analizados los nuevos factores K_R y K_S definidos en el modelo CJP, cuyo análisis ha puesto de manifiesto que los efectos de la zona plástica pueden ser evaluados a través de este modelo. Como trabajo futuro se encuentra su análisis empleando modelos de geometría y material distintos para observar si el comportamiento es similar y de esta forma poder establecer conclusiones representativas y contundentes. Todo lo expuesto en este trabajo pone de manifiesto el gran potencial que presenta la técnica de DIC para el estudio de fenómenos relacionados con la mecánica de la fractura.

AGRADECIMIENTOS

Este trabajo se ha realizado con la financiación de la Junta de Andalucía a través del Proyecto de Investigación de Excelencia TEP 2009-5177, financiado con Fondos Europeos de Desarrollo Regional (FEDER).

REFERENCIAS

- [1]. Anderson, T.L., *Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications*, Taylor and Francis, 2005.
- [2]. Chu, T.C., Ranson, W.F., Sutton, M.A. and Peters, W.H., *Applications of digital-image correlation techniques to experimental mechanics*, *Experimental Mechanics*, 25 (3), pp. 232-244, 1985.
- [3]. Irwin, G.R., *Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate*, *J. Appl. Mech.* 24, pp. 361-364, 1957.
- [4]. Sutton, M.A., McNeill, S.R., Helm, J.D. and Chao, Y.J., *Advances in two-dimensional and three-dimensional computer vision*, *Topics in Appl. Physics* 77, pp. 323-372, 1999.
- [5]. Quinta da Fonseca, J.P., Mummery, P.M. and Withers, P.J., *Full-field strain mapping by optical correlation of micrographs acquired during deformation*, *J. Microscopy* 218, pp. 9-21, 2005.
- [6]. Yoneyama, S., Morimoto, Y. and Takashi, M., *Automatic evaluation of mixed-mode stress intensity factors utilizing digital image correlation*, *Strain* 42, pp. 21-29, 2006.
- [7]. López-Crespo, P., Burguete, R.L., Patterson, E.A., Shterenlikht, M., Withers, P.J. and Yates, J.R., *Study of a crack at a fastener hole by digital image correlation*, *Experimental Mechanics* 49, pp. 551-559, 2008.
- [8]. López-Crespo, P., Shterenlikht, A., Patterson, E.A., Withers, P.J. and Yates, J.R., *The stress intensity of mixed mode cracks determined by digital image correlation*, *Journal Strain Analysis* 43 (8), pp. 769-780, 2008.
- [9]. Sanford, R.J. and Dally, J.W., *A general method for determining the mixed-mode stress intensity factors from isochromatics fringe patterns*, *Engineering Fracture Mechanics* 11, pp. 621-633, 1979.
- [10]. Williams, M.L., *On the stress distribution at the base of a stationary crack*, *J. Appl. Mech.* 24, pp. 109-114, 1957.
- [11]. Muskhelishvili, N.I., *Some basic problems of the mathematical theory of elasticity*, Noordhoff International Publishing, 1977.
- [12]. Yates, J.R., Zanganeh, M. and Tai, Y.H., *Quantifying crack tip displacement fields with DIC*, *Eng. Fract. Mech.* 77, pp. 2063-2076, 2010.
- [13]. James, M.N., Christopher, C.J., Lu Yanwei and Patterson, E.A., *The plastic 'inclusion' as a bridge between local crack plasticity and the global*

elastic field, Proc. Int. Conf. Characterization of Crack Tip Stress Fields, Forni di Sopra, Udine, Italy, pp. 178-184, 2011.

- [14]. James, M.N., Christopher, C.J., Lu, Y. and Patterson, E.A., *Fatigue crack growth and craze-induced crack tip shielding in polycarbonate*, Polymer 53, pp. 1558-1570, 2012.
- [15]. Nurse, A.D. and Patterson, E.A., *Determination of predominantly mode II stress intensity factors from isochromatics data*, Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures 16 (12), pp. 1339-1354, 1993.

INFLUENCIA DEL PROCESO DE ENDEREZADO POR LLAMA SOBRE LAS PROPIEDADES MICROESTRUCTURALES, MECÁNICAS Y EN FRACTURA DE LOS ACEROS ESTRUCTURALES S235 JR, S460 ML Y S690 QL

R. Lacalle¹, J. A. Álvarez¹, D. Ferreño¹, J. Portilla^{1,*}, E. Ruiz¹, B. Arroyo¹, F. Gutiérrez-Solana¹

¹LADICIM, Universidad de Cantabria
ETS de Ingenieros de Caminos Canales y Puertos
Av/Los Castros s/n, 39005, Santander, Spain
* E-mail: portillaj@unican.es

RESUMEN

En este trabajo se analiza la influencia del procedimiento de flexión mediante llama sobre la microestructura de tres aceros estructurales muy diferentes (S235 JR, ML S460 y S690 QL, respectivamente), ampliamente utilizados para la construcción de estructuras metálicas. Las consecuencias del tratamiento térmico sobre las propiedades mecánicas y de fractura fueron caracterizadas a través de ensayos de micro-dureza Vickers y de impacto Charpy; además, algunos ensayos adicionales de fractura en régimen elástico-plástico fueron llevados a cabo sobre probetas Charpy prefisuradas fabricados con acero S235 JR. La relación entre las propiedades microestructurales y el comportamiento mecánico y de fractura del material fue estudiada en profundidad en todos los casos. Para una adecuada comprensión de las consecuencias microestructurales de este tratamiento térmico de enderezado, fue necesario desarrollar un modelo numérico de elementos finitos.

ABSTRACT

In this paper, the influence of the flame bending procedure on the microstructure of three very different structural steels (S235 JR, S460 ML and S690 QL, respectively), widely used for the construction of metallic structures, is analysed. The consequences of the heat treatment on the mechanical and fracture properties were characterised through micro-hardness Vickers and Charpy impact tests; in addition, some elastic-plastic fracture tests were performed on precracked Charpy specimens manufactured with the S235 JR steel. The relationship between the microstructural features and the material mechanical and fracture behaviour was studied in depth in all cases. For a proper understanding of the microstructural consequences of this straightening heat treatment, it was necessary to develop a Finite Element numerical model.

PALABRAS CLAVE: Enderezado por llama; S235 JR; S460 ML; S690 QL; microestructura; propiedades mecánicas y en fractura.

1. INTRODUCCIÓN

El enderezado por llama (o flexión por llama) es una técnica ampliamente utilizada para el control de las distorsiones geométricas o de las desviaciones respecto de las tolerancias que pueden surgir en los procesos de fabricación o de soldadura de elementos de acero. Sin embargo, muchos aspectos del proceso permanecen como incertidumbres: La cuestión de los efectos inducidos por el proceso de calentamiento en la microestructura y, como consecuencia, sobre las propiedades mecánicas y en fractura es actualmente un importante problema abierto. [1-5]. La presente contribución analiza la influencia del procedimiento de flexión por llama en las propiedades de tres aceros estructurales muy diferentes (S235 JR, ML S460 y S690 QL, respectivamente), ampliamente utilizados para la construcción de estructuras metálicas para edificios o puentes. En primer lugar, los cambios microestructurales y metalúrgicos inducidos por el

calentamiento de llama fueron analizados para evaluar, a continuación, las propiedades mecánicas y en fractura.

2. OBJETIVOS DE LA INVESTIGACIÓN

Según la información disponible por los autores del presente trabajo, escasa investigación específica se ha desarrollado hasta el momento en el ámbito de la influencia de la técnica de flexión por llama sobre la microestructura y las propiedades mecánicas o en fractura de los aceros estructurales. Por estas razones, el alcance experimental de la presente contribución se diseñó con el fin de analizar la influencia del calor aportado durante el enderezado sobre tres aceros estructurales muy diferentes: S235 JR, ML SA460 y QL S690. Con el fin de entender completamente los cambios microestructurales que tienen lugar en el material como consecuencia del calentamiento superficial causado por la llama, se desarrolló un modelo numérico por elementos finitos (FE). Sólo a

través de una técnica numérica es posible tener en cuenta la influencia de los numerosos factores que participan en el proceso (propiedades de los materiales, flujos de calor de la llama, la trayectoria y velocidad de la antorcha, ubicación del punto de material a analizar, etc.)

3. MATERIALES

Los siguientes grados de acero estructural [6-8] fueron estudiados en esta investigación: S235 JR, S460 ML y S690 QL. La microestructura del S235 JR y del S460 ML se compone de ferrita y perlita mientras que el acero S690 QL muestra una microestructura de bainita y bainita revenida. Las composiciones químicas especificadas de los aceros [6-8] se incluyen en la Tabla 1. Para el análisis microestructural de las consecuencias inducidas por el tratamiento de calor de la llama, el diagrama de fases Fe-C específico del material debe ser considerado. Por esta razón, será preciso tener en cuenta los cambios inducidos por los elementos de aleación de los tres materiales analizados (Tabla 1) sobre el diagrama básico Fe-C.

Tabla 1. Composición química (% en peso), indicada por la especificación de los aceros analizados en este trabajo

Grade	C	Mn	Si	Ni	S	Cr	P
S235JR	≤ 0.17	≤ 1.40	-	-	≤ 0.035	-	≤ 0.035
S460ML	≤ 0.16	≤ 1.70	≤ 0.6	≤ 0.8	≤ 0.02	≤ 0.3	≤ 0.025
S690QL	≤ 0.2	≤ 1.70	≤ 0.80	≤ 2.0	≤ 0.010	≤ 1.5	≤ 0.20

4. RESULTADOS EXPERIMENTALES

4.1. Composición química

Las composiciones químicas de los tres aceros analizados se muestran en la Tabla 2. La comparación entre estos resultados y los límites indicados por la especificación del material [6-8], permite comprobar que todos los valores se encuentran en los rangos esperados.

Tabla 2. Composición química para los aceros S235 JR, S460 ML y S690 QL (% en peso)

Grade	C	Mn	Si	Ni	S	Cr	P
S235 JR	0.13	0.72	0.20	< 0.085	0.016	0.02	0.016
S460 ML	0.12	1.57	0.45	< 0.085	< 0.012	0.04	0.014
S690 QL	0.18	1.23	0.29	< 0.085	< 0.010	0.02	< 0.012

4.2. Microestructura

Acero S235 JR steel: En la Fig. 1 se pueden observar dos imágenes correspondientes a la microestructura del acero S235 JR en estado previo a la aplicación de la llama, para dos diferentes ubicaciones en el espesor de la chapa (0.5 y 10 mm respectivamente). En la Fig. 2,

otras dos imágenes (con diferentes magnificaciones) muestran la microestructura del acero S235 JR tras la aplicación de la llama en la ubicación a 0.5 mm bajo la superficie. Dos efectos microestructurales relevantes fueron detectados: en primer lugar, Fig. 2 (a), se observa cómo el grano experimenta un notable refinamiento (de $20 \pm 4 \mu\text{m}$ a $14 \pm 4 \mu\text{m}$). En segundo lugar, se aprecia la formación de precipitados de cementita terciaria en algunos bordes de grano, Fig. 2 (b).

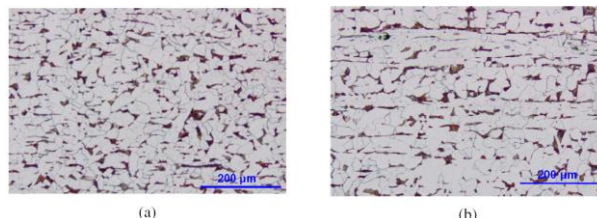


Figura 1. Microestructura del acero S235 JR antes de la aplicación de la llama a dos distintas profundidades en la chapa: (a) 0.5 mm, (b) 10 mm

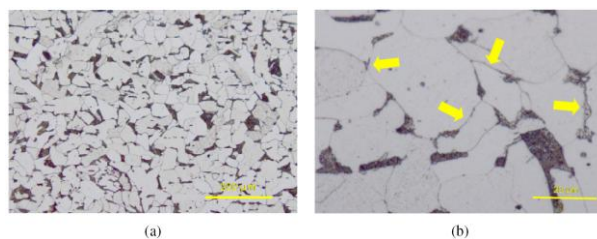


Figura 2. Microestructura del acero S235 JR tras aplicación de la llama (profundidad aproximada de 0.5 mm)

Acero S460 ML: En la Fig. 3, dos imágenes tomadas a una profundidad de 0.5 mm muestran la microestructura del acero S460 ML, previamente a la aplicación del calentamiento. Puede observarse claramente una combinación de ferrita proeutectoide (blanca) y perlita (negra). En este caso resulta evidente la disposición no simétrica de los granos, con importantes elongaciones consecuencia del proceso de laminado. Respecto a la microestructura del acero S460 ML tras la aplicación de la llama, en la Fig. 4 se muestra una imagen tomada a una profundidad de 0.5 mm bajo la superficie. Se observa una alteración en la morfología de los granos junto con una cierta pérdida de uniformidad de los mismos. Estos efectos son consecuencia de la recrystalización inducida por el proceso de calentamiento por llama.

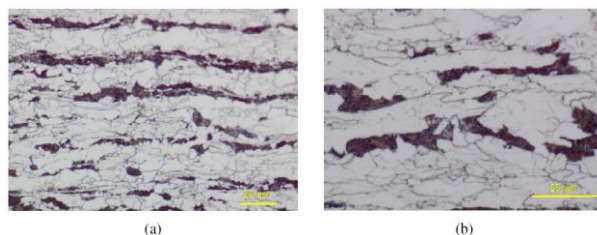


Figura 3. Microestructura del acero S460 ML antes de la aplicación de la llama a una profundidad aproximada de 0.5 mm

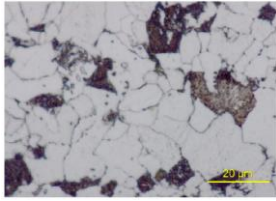


Figura 4. Microestructura del acero S460 ML tras la aplicación de la llama a una profundidad aproximada de 0.5 mm

Acero S690 QL: En la Fig. 5 se puede observar la microestructura del acero S690 QL antes de la aplicación de la llama (esta imagen fue tomada a una profundidad de 15 mm). De acuerdo con lo esperado, la microestructura de este material está constituida por una combinación de bainita y ferrita. Aunque la máxima temperatura alcanzada durante el calentamiento en este caso fue de 688 °C, el material ha experimentado un segundo revenido, que se superpone al original, Fig. 6. No se aprecia, por otra parte, un cambio significativo ni de la forma ni del tamaño de grano, lo que resulta consistente con el hecho de que la máxima temperatura alcanzada esté por debajo de T_{Ac1} .

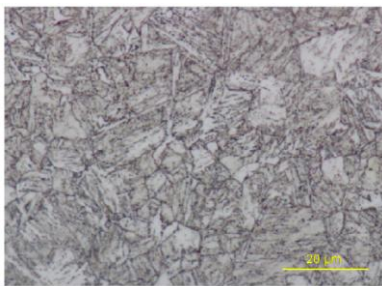


Figura 5. Microestructura del acero S690 QL antes de la aplicación de la llama a una profundidad aproximada de 15 mm

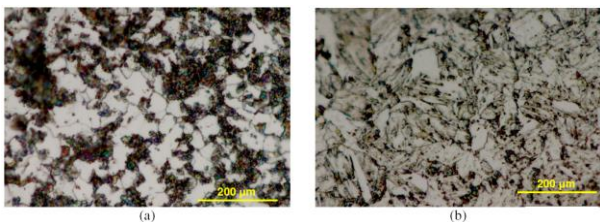


Figura 6. Microestructura del acero S690 QL tras la aplicación de la llama a profundidades aproximadas de steel: (a) 0.5 mm, (b) 5 mm

4.2. Caracterización mecánica

Ensayos de dureza Vickers: Estos ensayos fueron llevados a cabo a lo largo del espesor de las chapas, bajo la superficie calentada por la llama (Tabla 3 y Fig. 7). El acero S235 JR no experimentó cambios sustanciales en su dureza, mientras que tanto el acero S460 ML como el S690 QL sufrieron un ablandamiento como consecuencia del tratamiento realizado. En promedio, la dureza Vickers decrece en estos materiales un 13% y un 26% respectivamente.

Tabla 3. Resumen de los resultados de los ensayos de dureza Vickers

Material	As received	After heating	Variation (%)
S235 JR	147 ± 6	147 ± 11	0
S460 ML	198 ± 4	172 ± 11	-13
S690 QL	291 ± 7	215 ± 21	-26

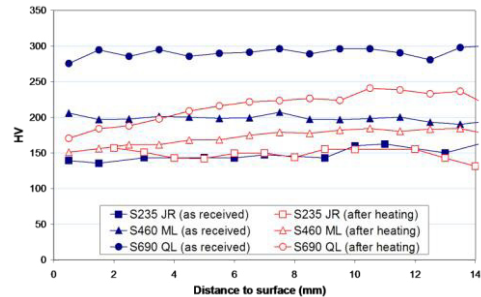


Figura 7. Resultados de los ensayos de dureza Vickers llevados a cabo a través del espesor de las chapas, antes y después del calentamiento para cada tipo de acero

Ensayos de tracción: Una probeta tomada de una muestra sin calentar junto con una probeta de la zona calentada fueron ensayadas para cada uno de los materiales. Los ensayos se realizaron a temperatura ambiente (~20°C). Las curvas Fuerza-Alargamiento fueron registradas hasta el instante de la rotura. A partir de esos registros se obtuvieron las curvas tensión-deformación, Fig. 8, y de estas curvas fueron estimados los principales parámetros mecánicos (Tabla 4). Las curvas muestran cómo la influencia del calentamiento por llama en la respuesta mecánica es claramente dependiente del material. Siguiendo la misma tendencia apreciada en la sección previa, la aplicación de la llama apenas modifica las propiedades del acero S235 JR, mientras que el cambio en los otros materiales va de moderado en el acero S460 ML a significativo en el acero S690 QL.

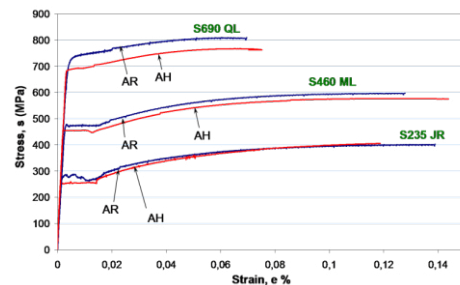


Figure 8. Curvas tensión-deformación (en estado de recepción y tras el calentamiento por llama).

Caracterización en fractura: Los resultados experimentales, expresados en términos de energía absorbida frente a temperatura, se incluyen en la Fig. 9 (S235 JR), Fig. 10 (S460 ML) y Fig. 11 (S690 QL). Para facilitar el análisis posterior, las curvas CVN se

ajustaron a una curva tangente hiperbólica. Todos los resultados relevantes se muestran en la Tabla 5.

Tabla 4. Resultados relevantes obtenidos de la caracterización mediante ensayos Charpy

Material	Property	As received	After heating	Variation (%)
S235 JR	S _{Y(0.2%)} (MPa)	284	247	-13.0
	S _U (MPa)	402	410	2.0
	e _U (%)	13.8	11.8	-14.5
S460 ML	S _{Y(0.2%)} (MPa)	469	455	-3.0
	S _U (MPa)	597	576	-3.5
	e _U (%)	12.7	14.4	13.4
S690 QL	S _{Y(0.2%)} (MPa)	732	688	-6.0
	S _U (MPa)	809	767	-5.2
	e _U (%)	6.9	7.5	8.7

Las curvas incluidas en las Fig. 9-11 muestran claramente que la influencia del calentamiento por llama en la respuesta a fractura es, nuevamente, dependiente del material. El acero S235 JR ha sufrido una marcada fragilización como consecuencia del calentamiento por llama. La influencia de la llama en el acero S460 ML es bastante más compleja (ver Fig. 10) ya que la forma de la curva se vio totalmente modificada. Finalmente, el comportamiento en fractura del acero S690 QL no fue apenas modificado como consecuencia del calentamiento por llama. Algunas macrografías representativas de las superficies de fractura pueden ser apreciadas in las Fig. 12 (S235 JR), Fig. 13 (S460 ML) y Fig. 14 (S690 QL).

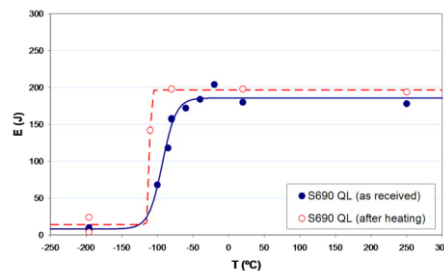


Figure 11. Curvas CVN (energía frente a temperatura) para el acero S690 QL (en estado de recepción y tras el calentamiento por llama).

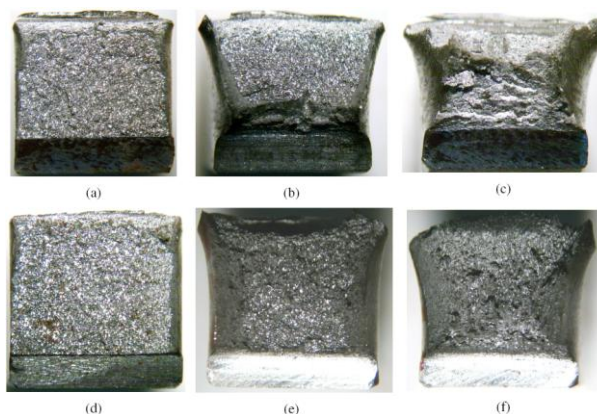


Figure 12. Macrografías mostrando las superficies de fractura de las probetas CVN del acero S235 JR. En condición de recepción: (a) -50 °C, (b) 20 °C, (c) 250 °C. Tras el calentamiento por llama: (d) -40 °C, (e) 60 °C, (f) 100 °C.

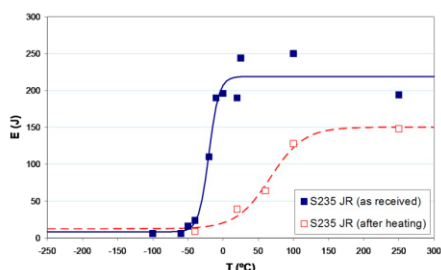


Figure 9. Curvas CVN (energía frente a temperatura) para el acero S235 JR (en estado de recepción y tras el calentamiento por llama).

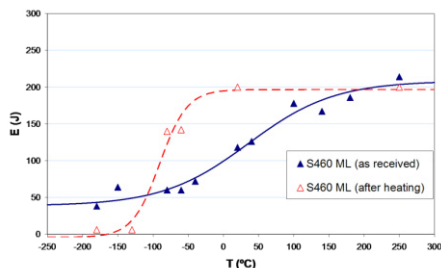


Figure 10. Curvas CVN (energía frente a temperatura) para el acero S460 ML (en estado de recepción y tras el calentamiento por llama).

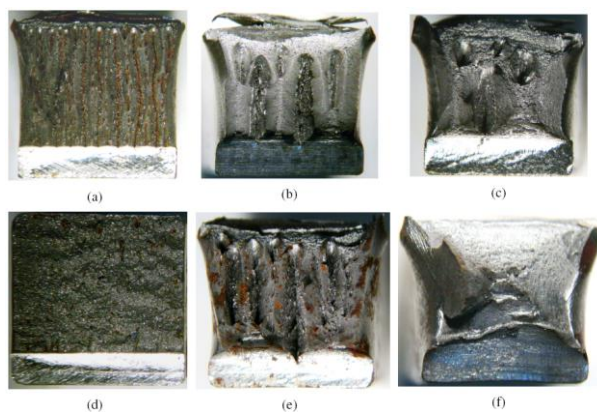


Figura 13. Macrografías mostrando las superficies de fractura de las probetas CVN del acero S460 ML. En estado de recepción: (a) -150 °C, (b) 40 °C, (c) 140 °C. Tras calentamiento por llama: (d) -135 °C, (e) -60 °C, (f) 250 °C.

Caracterización ampliada del acero S235 JR: Este acero ha sufrido una notable fragilización como consecuencia del calentamiento por llama. Para analizar esta característica la integral J como una tasa de liberación de energía [9-10] ha sido empleada en este trabajo. En este sentido, dos probetas CVN de S235 JR (una en estado de recepción del material y la otra tras el calentamiento por llama) fueron prefisuradas por fatiga

(para inducir la presencia de una grieta afilada, a_0) y subsiguientemente ensayadas por flexión en tres puntos a temperatura ambiente; se obtuvieron las curvas de resistencia a fractura, que se muestran en la Fig. 15. Estas curvas destacan la diferencia significativa en la respuesta a fractura entre el acero S235 JR en estado original y tras el proceso de calentamiento por llama.

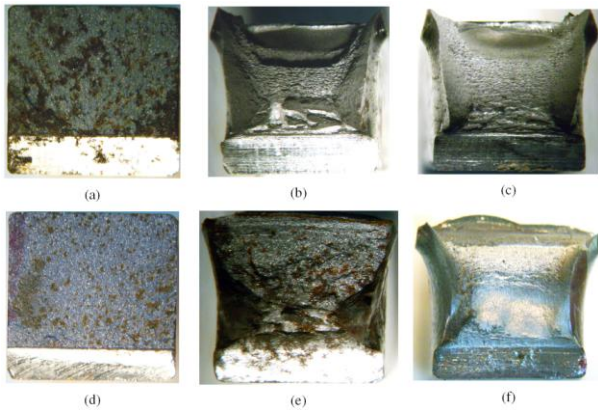


Figura 14. Macrografías de las superficies de fractura de probetas CVN de acero S690. Sin calentar: (a) -196 °C, (b) -60 °C, (c) 20 °C. Calentados: (d) -196 °C, (e) -110 °C, (f) 250 °C.

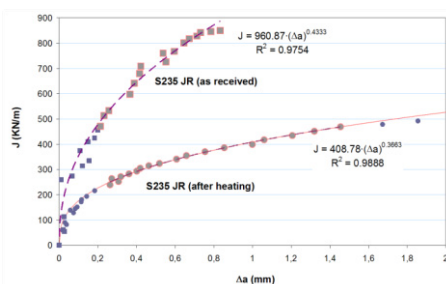


Figura 15. Curvas de Resistencia a fractura (integral J vs. longitud de fisura, Δa) obtenidas para el acero S235 JR. Se compara la respuesta del acero sin calentar con la del calentado.

5. ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE LOS RESULTADOS EXPERIMENTALES

5.1. Acero S235 JR

Como se muestra mediante el análisis por E.F., Fig. 16 (a), este material permanece a una temperatura superior a $\sim 750^\circ\text{C}$ ($T_{AC1}=714^\circ\text{C}$; $T_{AC3}=846^\circ\text{C}$) durante al menos 10 segundos en una banda que contiene a los 3 mm más superficiales. Este proceso, que puede ser considerado como un "recocido intercrítico", causa la disolución parcial de la fase perlita, la cual, como resultado del enfriamiento siguiente puede perder su estructura laminar (bandeada), previamente apreciada en la microestructura original. Un segundo aspecto mostrado viene causado por la alta temperatura alcanzada, superando $T_{AC3}=846^\circ\text{C}$, por el material en la banda de los 2 mm superficiales. Este proceso da como resultado la transformación de las fases existentes en austenita, fenómeno que se conoce como "recocido completo". Un

tercer punto a tener en cuenta en este caso es la formación de "cementita terciaria", como resultado de las condiciones de enfriamiento a las que el material está sometido. Como muestra el modelo de E.F., ver Fig. 16 (a), la velocidad de enfriamiento por debajo de 600°C es muy lenta a cualquier profundidad del espesor, permitiendo así la formación de dicha microestructura; de hecho, el tiempo para que la temperatura descienda de 600°C a 400°C es substancialmente mayor a 100 segundos.

La caracterización mecánica se basó en los ensayos de dureza Vickers y en ensayos de tracción. Como característica general, el no se apreciarse cambios notables en el comportamiento mecánico puede atribuirse al proceso de calentamiento por llama. Respecto al comportamiento en fractura, la Fig. 9 y la Fig. 15 demuestran que tuvo lugar una alta fragilización como consecuencia del calentamiento por llama. Esto sólo puede ser atribuido a la precipitación de cementita apreciada en algunos bordes de grano.

5.2. Acero S460 ML

Como se ha demostrado anteriormente, este acero muestra una microestructura fuertemente deformada debido al proceso de laminado. Las consecuencias que el calentamiento del acero va a tener dependen de la temperatura que se alcance en el proceso. Cuando la superficie de la placa expuesta al calentamiento supera la temperatura $T_{AC1}=704^\circ\text{C}$, el material se verá sometido a un tratamiento de recocido intercrítico siendo completo si la temperatura alcanzada en el acero supera $T_{AC3}=859^\circ\text{C}$. Estos dos tratamientos conducen a la formación de austenita así como a la recrystalización de la ferrita.

El perfil de durezas Vickers que se muestra en la Fig. 7 indica que no existen cambios notables a lo largo del espesor en el material sin calentar. El material calentado, por el contrario, muestra una tendencia a una pérdida de dureza en las proximidades de la superficie expuesta al calentamiento; este hecho puede ser una consecuencia de la recrystalización inducida por el proceso de calentamiento con llama, que es particularmente intenso en la superficie de la placa. Las consecuencias de la recrystalización también se hacen notables al comparar la respuesta en tracción del material sin calentar con la del material calentado. Estas propiedades se ven reflejadas en la respuesta del material frente a fractura, como se muestra en la Fig. 10, en la que se hace notable una mejoría en el comportamiento del material tratado frente al material sin tratar.

5.3. Acero S690 QL

Como se ha indicado anteriormente, la velocidad de movimiento de la llama en este caso fue significativamente superior que en los otros aceros. Este

hecho deriva en una temperatura máxima inferior y en unos patrones de enfriamiento diferentes a los expuestos anteriormente. El análisis que se representa en la Fig. 17(b) establece que, como ningún punto de la placa ha alcanzado la temperatura T_{AC1} , el material, de origen martensítico-bainítico, ha sufrido un tratamiento térmico de templado.

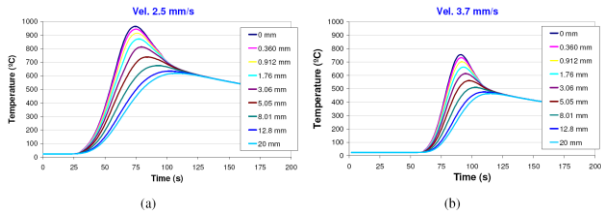


Figura 16. Curvas de Temperatura vs. Tiempo en función de la profundidad de la placa obtenidas por elementos finitos. (a) 2.5 mm/s (aceros S235 JR y S460 ML); (b) 3.7 mm/s (acero S690 QL).

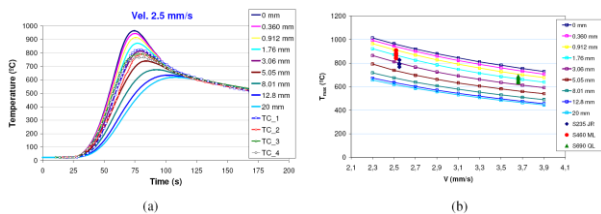


Figura 17. (a) Comparativa de las distintas curvas de temperatura vs. tiempo determinadas numérica y experimentalmente (acero S235 JR, 2.5 mm/s); (b) Curvas que determinan la temperatura máxima, T_{max} , en relación con la velocidad de desplazamiento de la llama para distintas profundidades de la placa; se incluyen los resultados experimentales obtenidos de temperaturas máximas.

La Fig. 7 muestra que este acero ha experimentado una gran disminución en la dureza debido al calentamiento de la llama. Este hecho se ve reflejado a su vez en la caracterización del acero en tracción, Fig. 8, en la que se pone de manifiesto una disminución del límite elástico y de resistencia a rotura. Este comportamiento es perfectamente razonable teniendo en cuenta el segundo templado que sufre el material, detectado en las investigaciones realizadas en la microestructura; sin embargo, la respuesta en fractura solo se ve ligeramente afectada por estos cambios microestructurales.

6. CONCLUSIONES

Como se puede apreciar, la influencia del proceso de enderezado por llama sobre la microestructura, el comportamiento mecánico y de fractura depende de la naturaleza del acero que va a recibir este tipo de tratamiento térmico. Los resultados expuestos aportan evidencias claras de que no es posible determinar a priori las consecuencias que va a sufrir un determinado tipo de acero al someterle a un enderezado por llama; más bien deberían ser obtenidas experimentalmente caso por caso. A pesar de esto, los resultados

experimentales presentados en este trabajo permiten diferenciar comportamientos entre las distintas familias de aceros y a partir de esto realizar las siguientes recomendaciones: En general, cuando se alcanza la temperatura crítica (T_{Ac3}) / intercrítica (entre T_{Ac1} y T_{Ac3}), se debe controlar la velocidad de enfriamiento para evitar la formación de martensita. Además, en los aceros ferrítico-perlíticos de baja aleación al carbono, para prevenir la formación de cementita terciaria se deben evitar bajas velocidades de enfriamiento cuando se alcanzan temperaturas inferiores a 650 °C.

Los tratados convencionales recomiendan no alcanzar temperaturas superiores a la temperatura crítica de disolución de la perlita para evitar posibles consecuencias dañinas producidas por el enderezado por llama. La literatura, sin embargo, no hace referencia a las características particulares ni del material ni del tratamiento de calor, tales como la velocidad de enfriamiento. Este trabajo ha revelado la importancia de este y otros aspectos y como, en algunos casos, las recomendaciones generales pueden llevar a resultados no deseables.

7. REFERENCIAS

1. Avent RR (1989) Heat-Straightening of Steel: Fact and Fable. J. Structural Eng. 115 (11): 2773-2793.
2. Avent RR, Mukai DJ, Robinson PF (1998) Heat-Straightening Repairs of Damaged Steel Bridges, A Technical Guide and Manual of Practice. Report No FHWA-IF-99-004, Federal Highway Administration, USA.
3. Avent RR, Mukai DJ (2000) Heat-Straightening Rolled Shapes, A Technical Guide and Manual of Practice. J Structural Eng 126 (7): 755-763.
4. Avent RR (1995), Engineered heat straightening comes of age. Mod Steel Constr 35 (2): 32-39.
5. Avent RR (1992) Designing Heat Straightening Repairs, Proc. Nat. Steel Constr Conf, American Institute for Steel Construction (AISC).
6. European structural steel standard EN 10025: 2004 Part 2 - Technical delivery conditions for non-alloy structural steels.
7. European structural steel EN 10025: 2004 Part 4 Technical delivery conditions for thermomechanically rolled weldable fine grain structural steels.
8. European structural steel EN 10025: 2004 Part 6. Technical delivery conditions for flat products of high yield strength structural steels in the quenched and tempered condition.
9. Anderson TL (1995) Fracture Mechanics, Fundamentals and Applications, second ed., CRC Press.
10. Kanninen MF, Popelar CH (1985) Advanced Fracture Mechanics, Oxford University Press.

INFLUENCIA DE LA PREDEFORMACIÓN EN EL COMPORTAMIENTO MECÁNICO DE CHAPAS METÁLICAS

I. I. Cuesta^{1,*}, D. Gutiérrez^{2,**}, J. M. Alegre¹, M. Lorenzo¹, D. Casellas², J. M. Prado²

¹ Grupo de Integridad Estructural, Universidad de Burgos, Escuela Politécnica Superior. Avenida Cantabria s/n, 09006, Burgos, España.

* E-mail: iicuesta@ubu.es

² Fundació CTM Centre Tecnològic. Av. Bases de Manresa 1, 08242, Manresa, Barcelona, España.

** E-mail: david.gutierrez@ctm.com.es

RESUMEN

El ensayo miniatura de punzonado (EMP) es utilizado para caracterizar mecánicamente chapas metálicas de pequeño espesor, sobre todo en los casos que no se dispone de una cantidad suficiente de material para realizar ensayos normalizados. Este ensayo consiste en el punzonado de una probeta miniatura estando sus extremos empotrados por una matriz. Las propiedades mecánicas de chapas metálicas varían a medida que el material se deforma, es decir, al aplicar una predeformación al material. El ensayo de estirado Marciniak permite obtener estados predeformados de carácter biaxial, al deformar la chapa mediante un punzón cilíndrico plano. Con ello, es posible obtener diferentes niveles de predeformación biaxial, simplemente variando la altura de embutición del ensayo. En el presente trabajo se estudia la influencia de la predeformación sobre las propiedades mecánicas de una aleación de aluminio de la serie 5000, a partir de ensayos de estirado Marciniak y de ensayos miniatura de punzonado.

ABSTRACT

The small punch test (SPT) is used to determine the mechanical properties in thin sheet metals, especially in those cases where there is not sufficient material to carry out standard tests. This test consists in punching a small sample being embedded in a die. The mechanical properties of sheet metals change when the material is deformed, i.e. by applying a pre-straining. Marciniak stretching test allows to obtain biaxial pre-strained states, due to the sheet is deformed by a flat punch. With this, it is possible to obtain different levels of biaxial pre-straining simply varying the height of the drawing test. In this paper, the influence of the pre-straining on mechanical properties in an aluminium alloy 5000 series is studied from Marciniak stretching and small punch tests.

PALABRAS CLAVE: Ensayo Estirado Marciniak, Ensayo Miniatura de Punzonado, Comportamiento Mecánico.

1. INTRODUCCIÓN

El Ensayo Miniatura de Punzonado (EMP) o *Small Punch Test* (SPT) está siendo utilizado en la actualidad como una alternativa factible para la estimación de propiedades mecánicas en chapas metálicas de pequeño espesor, en especial en aquellos casos que no se dispone de una cantidad suficiente de material para poder realizar ensayos normalizados. Este ensayo fue desarrollado en el campo nuclear en los años ochenta [1] y desde entonces ha sido utilizado con éxito en numerosas ocasiones [2-7], sobre todo para los casos en los que no se dispone de material suficiente, tal y como se ha mencionado anteriormente.

Este ensayo consiste básicamente en el punzonado de una probeta miniatura estando sus extremos empotrados por una matriz. En la actualidad, existe un código europeo de buenas prácticas para la realización del ensayo [8]. Durante el ensayo se recogen los valores de carga aplicada y desplazamiento del punzón, tras el correcto tratamiento de los datos almacenados, se obtiene como resultado del ensayo EMP una curva carga-desplazamiento del punzón. Una curva típica para el caso de materiales dúctiles se puede ver en la Figura 1, correspondiente a un ensayo de una probeta EMP convencional de 10x10x0.5 mm. En general, en dicha curva se pueden diferenciar hasta seis zonas [9].

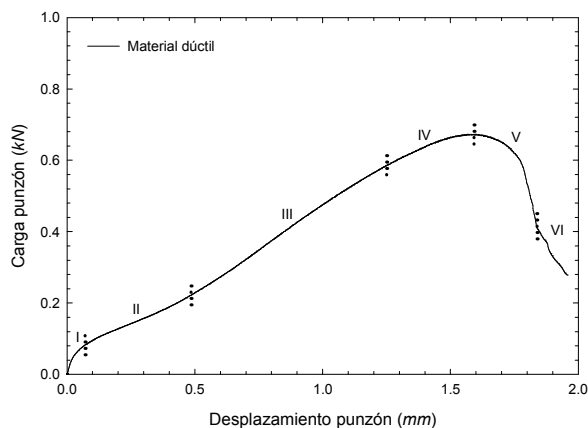


Figura 1. Zonas de la curva carga-desplazamiento del Ensayo Miniatura de Punzonado.

Cada una de las zonas en las que se puede dividir la curva carga-desplazamiento está influenciada por los diversos parámetros característicos del material [9]. Sin embargo, las propiedades del material no pueden ser extraídas directamente de la curva carga-desplazamiento del EMP, pero sí que pueden ser relacionados con ciertos valores extraídos de la misma, como la carga de fluencia P_y , la carga máxima P_{max} y el desplazamiento en carga máxima $\Delta_{p_{max}}$.

En este sentido, uno de los trabajos más destacados e influyentes en la actualidad es el llevado a cabo por Mao y Takahashi [2], en el que se relaciona el límite elástico σ_y con la carga de fluencia P_y en el EMP a través de la expresión empírica (1).

$$\sigma_y = \alpha \cdot \frac{P_y}{t^2} \quad (1)$$

Donde el valor de P_y se evalúa en la curva carga-desplazamiento del EMP a partir del “método de las dos tangentes” [2], que consiste en prolongar los tramos lineales de la zona I y II de la curva y obtener su punto de corte, t es el espesor de la probeta EMP, α es un coeficiente empírico adimensional característico del material cuyo valor fijaron en $\alpha = 360$ para diversos aceros analizados.

Por lo que se refiere a las propiedades mecánicas de una chapa metálica, éstas varían a medida que el material se deforma, es decir, también se modifican al aplicar una predeformación al material. En este sentido, mediante el ensayo de estirado Marciniak se pueden obtener estados predeformados de carácter biaxial. Este ensayo se utiliza en chapas metálicas de bajo espesor para determinar la curva de máxima conformabilidad o FLC (*Forming Limit Curve*), donde la chapa se deforma mediante un punzón cilíndrico plano (Figura 2) [10]. Cuando la probeta está sujeta en todo su contorno se consigue una deformación prácticamente homogénea y de carácter biaxial (deformación/tensión) en la superficie plana

debajo del punzón. Al tener una amplia superficie plana deformada y homogénea es posible obtener diferentes niveles de predeformación biaxial, simplemente variando la altura de embutición del ensayo.

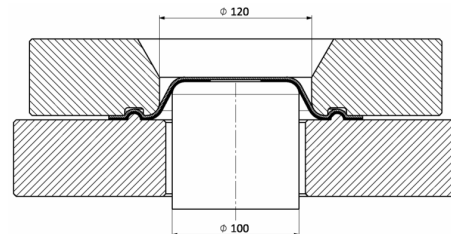


Figura 2. Esquema ensayo Marciniak [10].

La novedad del presente trabajo radica en la utilización conjunta del ensayo Marciniak y el EMP en el desarrollo de una expresión empírica válida para la estimación de σ_y en chapas metálicas, de aleaciones de aluminio, independientemente del grado de deformación alcanzado durante el proceso de estampación.

2. MATERIAL

Para poder llevar a cabo el presente trabajo se ha seleccionado la aleación de aluminio AW 5083 O/H111 empleada comúnmente en componentes estampados en el sector de la automoción. Generalmente, el material base en este tipo de componentes son chapas laminadas en frío de la familia 5000 (aluminio-magnesio), esta familia se caracteriza por el porcentaje de magnesio que puede variar entre un 0.7 y un 4.9% dependiendo de la aleación.

3. METODOLOGÍA EXPERIMENTAL

Con el objetivo de establecer la relación existente entre el valor de P_y y el de σ_y se han mecanizado probetas normalizadas de tracción según la norma E8 [11], 3 en la dirección de laminación de la chapa base (L) y tres en la dirección perpendicular (T), así como 3 probetas miniatura de punzonado de dimensiones $10 \times 10 \times 0.5 \text{ mm}$, a partir de una chapa del material analizado de espesor 1.5 mm . También, para estudiar la influencia que la deformación del material tiene sobre las propiedades del material, se han mecanizado 4 probetas cuadradas para ser sometidas a distintos niveles de deformación plástica mediante el ensayo Marciniak (aprox. 5%, 10%, 15% y 25%).

Posteriormente, de cada una de ellas se han obtenido 3 probetas miniatura de punzonado de dimensiones $10 \times 10 \times 0.5 \text{ mm}$. Tras llevar a cabo los ensayos respectivos se han analizado las curvas obtenidas, extrayendo los parámetros σ_y , P_y , P_{max} , $\Delta_{p_{max}}$ en cada uno de los casos.

3.1. Ensayo Marciniak

Para la realización de las predeformaciones se ha utilizado el ensayo de estirado Marciniak, en el que se han deformado probetas cuadradas de 200x200mm mediante un punzón plano de 100mm de diámetro. El ensayo se realiza de acuerdo a la norma ISO12004 [10] para el cálculo de curvas FLC.

Estos ensayos se han llevado a cabo en una prensa hidráulica de doble efecto con una capacidad de embutición de 150 toneladas en el pistón superior y 50 en el inferior. Con el pistón inferior se ha realizado el pisado del material para evitar que éste deslice y conseguir así el estirado del mismo; con el pistón superior se ha realizado el conformado de las probetas. Las deformaciones se determinaron mediante el software ARAMIS, un sistema óptico de análisis de medida de deformaciones en 3D desarrollado por GOM mbH [12,13].

3.2. Ensayo Miniatura de Punzonado

En el caso de los ensayos miniatura de punzonado, los ensayos se han realizado a temperatura ambiente con una velocidad del punzón $v = 0.5\text{ mm/min}$. El diámetro del punzón es $d_p = 2.5\text{ mm}$, mientras que el diámetro de la matriz inferior es $D_d = 8\text{ mm}$ y su radio de redondeo $r = 1\text{ mm}$.

Debido a la influencia que tiene el espesor de la probeta, las curvas carga-desplazamiento deben ser normalizadas a un espesor de referencia (0.5mm) para poder comparar los resultados. A tal efecto, es posible emplear la expresión (2) hasta el punto de inflexión de la curva, situado entre la zona II y la zona III, y la expresión (3) de ahí en adelante [14].

$$P_{0.5} = 0.5^2 \cdot \frac{P_{ens}}{t^2} \quad P_{ens} < P_{INF} \quad (2)$$

$$P_{0.5} = 0.5 \cdot \frac{P_{ens}}{t} + 0.5 \cdot \frac{P_{INF} \cdot (0.5 - t)}{t^2} \quad P_{ens} > P_{INF} \quad (3)$$

donde $P_{0.5}$ es la carga normalizada, P_{ens} es la carga obtenida en el ensayo, t es el espesor de la probeta y P_{INF} es la carga correspondiente al punto de inflexión en cada curva.

4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

4.1. Ensayo Marciniak

La Figura 3, muestra las probetas predeformadas y los valores de deformación mayor (ϵ_I) o predeformación (ϵ_p) obtenidos mediante el sistema de medida de

deformación ARAMIS. Se observa en todas las probetas un área deformada prácticamente homogénea, que es la que se ha utilizado para determinar las propiedades mecánicas mediante EMP a diferente predeformación. En la Tabla 1 se resumen los valores de las deformaciones mayor y menor en el plano (ϵ_I y ϵ_{II}) y efectiva o de Von Mises (ϵ_{ef}). El valor de predeformación (ϵ_p) considerado para los cálculos corresponde al valor de deformación mayor (ϵ_I).

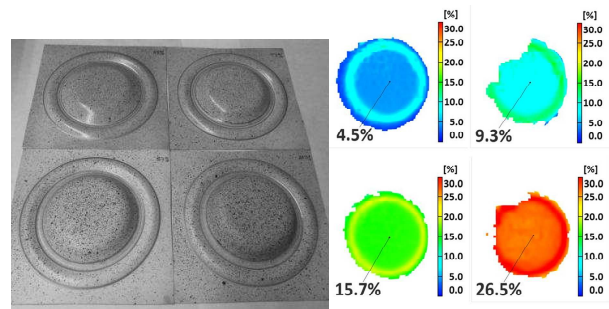


Figura 3. Probetas Marciniak ensayadas y deformaciones encontradas.

Tabla 1. Valores de las deformaciones principales y efectiva en ensayo Marciniak.

	Probeta 1	Probeta 2	Probeta 3	Probeta 4
ϵ_I (%)	4.5	9.3	15.7	26.5
ϵ_{II} (%)	4.4	8.9	15.3	25.9
ϵ_{ef} (%)	9.0	19.1	33.4	59.3

4.2. Ensayo Miniatura de Punzonado

Las Figuras 4 a 8 muestran las curvas carga-desplazamiento obtenidas para los distintos niveles de predeformación de las probetas EMP. En la Figura 9 se pueden comparar conjuntamente todos los niveles ya que se ha incluido una curva característica de cada uno de ellos. En esa misma figura se puede observar a simple vista la tendencia que siguen los parámetros más característicos del EMP en función del nivel de predeformación alcanzado en la probeta EMP, dichos parámetros: son la carga de fluencia P_y , la carga máxima P_{max} y el desplazamiento en carga máxima $\Delta_{p_{max}}$. Con el objetivo de profundizar en la variación de estos parámetros se han representado cada uno de ellos en función del nivel de predeformación de la probeta.

De este modo, la Figura 10 muestra la variación de P_y frente al nivel de deformación, se puede comprobar como los valores de P_y van aumentando con la predeformación ϵ_p hasta mantenerse prácticamente constantes cuando $\epsilon_p > 15\%$ aproximadamente.

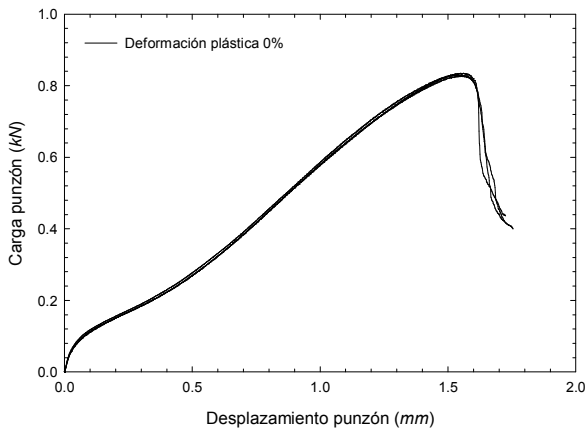


Figura 4. Curvas EMP carga-desplazamiento para un nivel de deformación plástica del 0%.

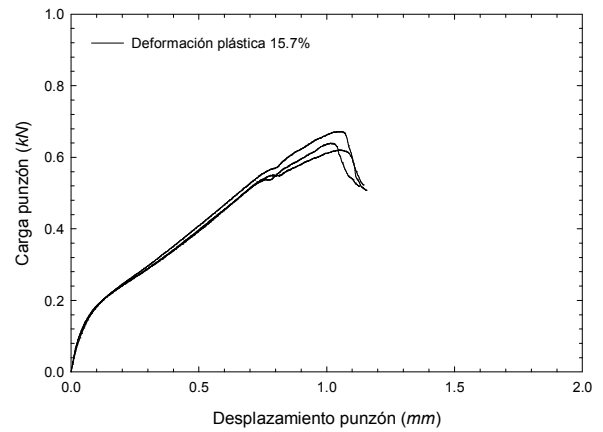


Figura 7. Curvas EMP carga-desplazamiento para un nivel de deformación plástica del 15.7%.

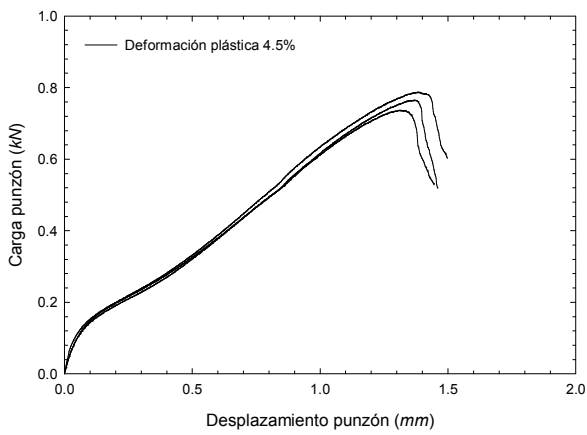


Figura 5. Curvas EMP carga-desplazamiento para un nivel de deformación plástica del 4.5%.

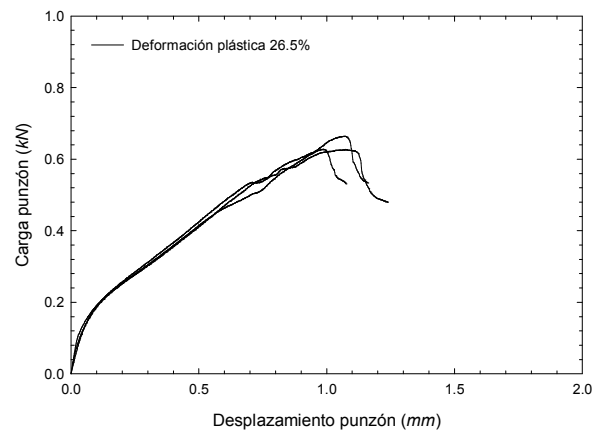


Figura 8. Curvas EMP carga-desplazamiento para un nivel de deformación plástica del 26.5%.

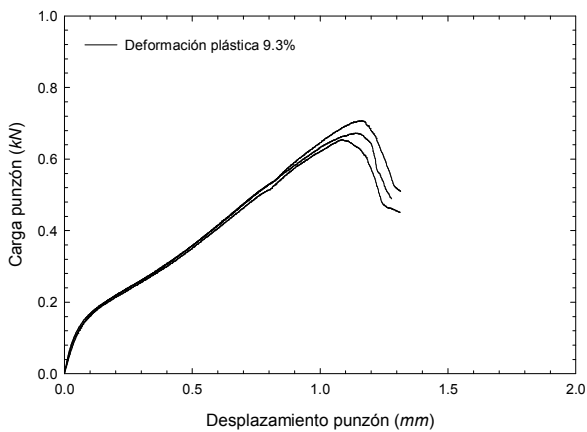


Figura 6. Curvas EMP carga-desplazamiento para un nivel de deformación plástica del 9.3%.

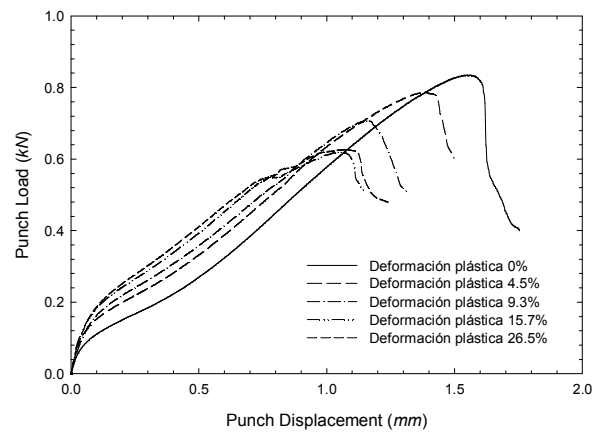


Figura 9. Curvas EMP carga-desplazamiento para distintos niveles de deformación plástica.

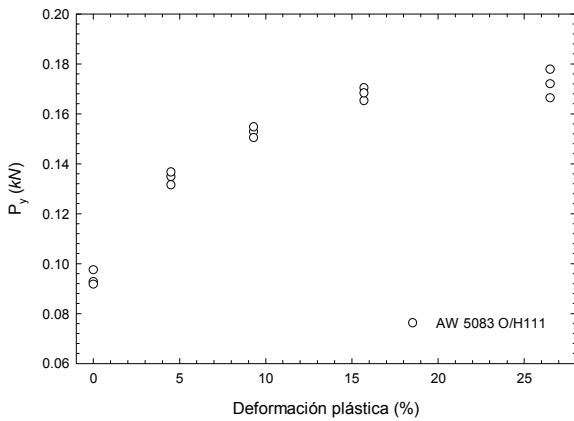


Figura 10. Variación de P_y en función de la deformación plástica.

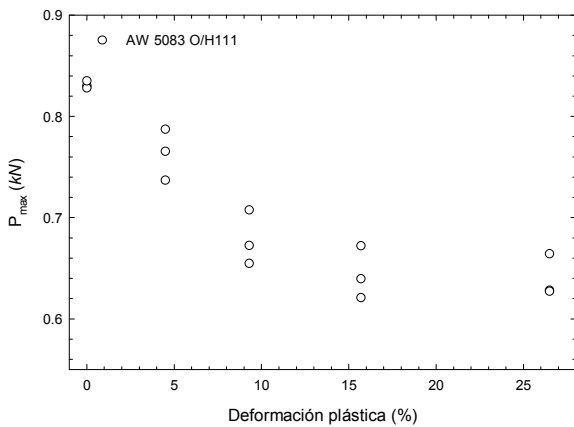


Figura 11. Variación de P_{max} en función de la deformación plástica.

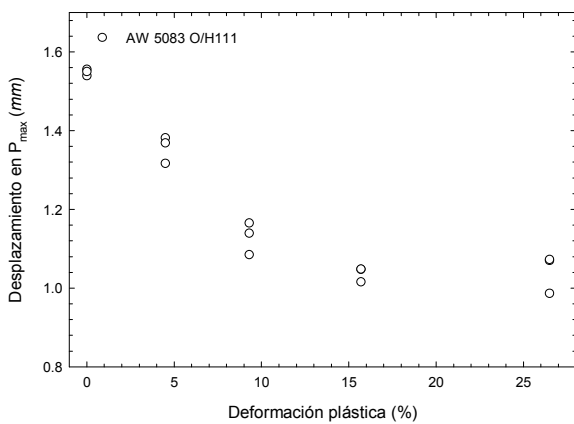


Figura 12. Variación de $\Delta_{P_{max}}$ en función de la deformación plástica.

Por el contrario, la Figura 11 muestra como el valor de carga máxima P_{max} disminuye a medida que el nivel de predeformación de la probeta EMP aumenta, manteniéndose de nuevo constante para $\epsilon_p > 15\%$.

El último parámetro característico del EMP analizado ha sido el desplazamiento en carga máxima $\Delta_{P_{max}}$ el cuál da una idea de la ductilidad del material. En la Figura 12 se puede comprobar como este parámetro sigue la misma tendencia que P_{max} , disminuyendo para valores de $\epsilon_p < 15\%$ y manteniéndose constante para valores de $\epsilon_p > 15\%$.

Centrándonos en la relación entre P_y y σ_y ¿se podría determinar a partir de la expresión (1)? En este sentido la Figura 13 muestra dicha relación para las probetas EMP recogidas en la Tabla 2. El eje de abcisas representa el término P_y / t^2 , donde $t = 0.5\text{ mm}$ en todos los casos ya que los valores de P_y provienen de las curvas normalizadas al espesor 0.5 mm . Para cada probeta SPT ensayada, caracterizada por un determinado valor de predeformación plástica ϵ_p , el valor del correspondiente límite elástico σ_y para dicha deformación se obtiene a partir del método del Offset en el ensayo de tracción.

Tabla 2. Valores de σ_y , P_y , P_{max} y $\Delta_{P_{max}}$ para diferentes niveles de deformación plástica ϵ_p .

ϵ_p (%)	σ_y (MPa)	P_y (kN)	P_{max} (kN)	$\Delta_{P_{max}}$ (mm)
0	167	0.098	0.830	1.54
		0.093	0.828	1.56
		0.092	0.835	1.55
4.5	235	0.132	0.737	1.32
		0.135	0.787	1.38
		0.137	0.765	1.37
9.3	275	0.153	0.673	1.14
		0.155	0.708	1.17
		0.150	0.655	1.09
15.7	294	0.170	0.640	1.02
		0.165	0.672	1.05
		0.168	0.621	1.05
26.5	302	0.172	0.664	1.07
		0.166	0.628	0.99
		0.178	0.627	1.07

En la Figura 13 se ha incluido la expresión desarrollada por Mao, se observa claramente que dicha expresión, donde el coeficiente adimensional $\alpha = 360$, no reproduce el comportamiento del material analizado en este estudio, debido principalmente a que el valor de α fue obtenido a partir de aceros sin deformar plásticamente.

Para lograr un buen ajuste es necesario modificar el término independiente en la expresión (1), dando lugar a la expresión (4) para el estado de deformación analizado.

$$\sigma_y = 440.9 \cdot \frac{P_y}{t^2} \quad (4)$$

Hay que resaltar que la expresión anterior se puede aplicar incluso cuando el valor de ϵ_p es desconocido. Este hecho sucede habitualmente en los componentes estampados donde se conoce “cómo se deforma” (biaxial, tracción, compresión, etc...) pero se desconoce “cuanto se deforma” (valor de ϵ_p).

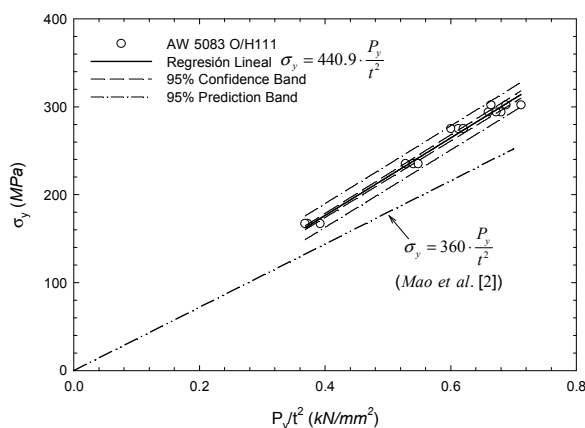


Figura 13. Relación existente entre σ_y y P_y .

5. CONCLUSIONES

Se ha establecido la relación entre el límite elástico σ_y y la carga de fluencia P_y en el EMP modificando la expresión (1) para la aleación AW 5083 O/H111 gracias a los ensayos miniatura de punzonado sobre probetas con diferentes niveles de predeformación plástica, alcanzados mediante el ensayo Marciniak, que han permitido desarrollar la expresión $\sigma_y = 440.9 \cdot P_y / t^2$. Mediante dicha expresión existe la posibilidad de evaluar a través del ensayo miniatura de punzonado el límite elástico σ_y en cualquier chapa metálica sin necesidad de conocer el grado de deformación alcanzado en ella, bastaría con obtener el valor de P_y en una probeta EMP extraída de ella.

La expresión desarrollada permitirá una mejor validación de chapas predeformadas de aleaciones de aluminio. La metodología utilizada puede emplearse con otras aleaciones de aluminio utilizadas en estampación con el objetivo de desarrollar expresiones similares a la proporcionada en este trabajo para cada aleación o incluso generar una expresión global para un conjunto de aleaciones.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer la financiación recibida del proyecto MCI Ref: MAT2011-28796-C03-02.

REFERENCIAS

- [1] J.M. Baik, J. Kameda, O. Back, *Small Punch Test evaluation of intergranular embrittlement of an alloy steel*, Scr. Metallurgica et Mater. 17 (1983) 1443-1447.
- [2] X. Mao, H. Takahashi, *Development of a further-miniaturized specimen of 3 mm diameter for tem disk small punch tests*, J. Nucl. Mater. 150 (1987) 42-52.
- [3] X. Mao, H. Takahashi, T. Kodaira, *Supersmall punch test to estimate fracture toughness J_{1c} and its application to radiation embrittlement of 2.25Cr-1Mo steel*, Mater. Sci. Eng. A150 (1992) 231-236.
- [4] J.H. Bulloch, *A study concerning material fracture toughness and some small punch test data for low alloy steels*, Eng. Failure Analysis 11 (2004) 635-653.
- [5] M. Abendroth, M. Kuna, *Identification of ductile damage and fracture parameters from the small punch test using neural networks*, Eng. Fracture Mech. 73 (2006) 710-725.
- [6] I.I. Cuesta, J.M. Alegre, *Determination of the fracture toughness by applying a structural integrity approach to pre-cracked Small Punch Test specimens*, Eng. Fracture Mech. 78 (2011) 289-300.
- [7] I.I. Cuesta, C. Rodríguez, F.J. Belzunce, J.M. Alegre, *Analysis of different techniques for obtaining pre-cracked/notched small punch test specimens*, Eng. Failure Analysis 18 (2011) 2282-2287.
- [8] CEN Workshop Agreement, CWA 15627:2007 D/E/F, *Small Punch Test Method for Metallic Materials*, CEN, Brussels Belgium, December 2007.
- [9] 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. 33 (2010) 703-713.
- [10] ISO12004:2008 “Metallic materials – Guidelines for the determination of forming limit diagrams”, 2008.
- [11] ASTM E 8M: *Standard Test Methods of Tension Testing of Metallic Materials [Metric]*. Annual Book, American Society for Testing and Materials, Vol. 3.01.
- [12] D. Gutiérrez, A. Lara, D. Casellas, J.M. Prado, “Effect of strain paths on formability evaluation of TRIP steels”, Advanced Materials Research 89-91 (2010) 214-219.
- [13] D. Gutiérrez, A. Lara, D. Casellas, J.M. Prado, “Strain paths effects on the formability of advanced high strength steels evaluated by stretching tests”, IDDRG 2009 Inter. Conference (2009) 491-502.
- [14] R. Lacalle, J.A. Alvarez, F. Gutiérrez-Solana, *Análisis de aspectos fundamentales para la interpretación de los resultados del ensayo Small Punch*, Anales de Mec. de Fract. 24 (2007) 515-520.

DETERMINACIÓN DE LAS CURVAS TENSIÓN-DEFORMACIÓN VERDADERAS EN POLÍMEROS

M.Ll. Maspoch¹, D. Loaeza², A.B. Martínez¹, D. Arencon^{1,*}, M. Antunes¹, J.I. Velasco¹

¹ Centre Català del Plàstic, Departament de Ciència dels Materials i Enginyeria Metal·lúrgica.
Universitat Politècnica de Catalunya – BarcelonaTECH.
C/Colom 114, 08222, Terrassa, España.
* E-mail: david.arencon@upc.edu

² CIATEQ – Centro de Tecnología Avanzada
Circuito de la Industria Poniente Lote 11, Manzana 3, No. 11
Col. Parque Industrial Exhacienda Doña Rosa, Lerma, Estado de México, México

RESUMEN

Aunque en muchos casos se utiliza la información proporcionada por las curvas tensión-deformación ingenieriles, en los materiales plásticos que sufren grandes deformaciones es necesaria la determinación de las curvas tensión-deformación verdaderas a fin de tener un mejor conocimiento del material y poder utilizar además estas curvas en simulaciones mediante elementos finitos. En este trabajo se ha desarrollado una metodología experimental que nos permite la determinación de las curvas tensión-deformación verdaderas a distintas modalidades de velocidad de deformación mediante una máquina universal de ensayos servohidráulica a la que se ha adaptado un sistema digital de correlación de imágenes. Este procedimiento experimental ha sido aplicado sobre probetas con geometría halterio de sección circular de copolímero bifásico de propileno-etileno.

ABSTRACT

Although in many cases the information provided by the engineering stress-strain curves is employed in engineering design, in plastic materials that develop large deformations it is necessary the determination of the true stress-strain curves, with the aim to have a better knowledge of the material and also to use these curves in simulations through finite elements. In this work it has been developed an experimental methodology that allows to get the true stress-strain curves at several modes of strain rate using an servohydraulic universal testing machine dotted with a digital image correlation system. This experimental procedure has been applied onto dumbbell test specimens with circular section of a biphasic copolymer propylene-ethylene.

PALABRAS CLAVE: Curvas tensión-deformación, análisis digital de imágenes, copolímero propileno-etileno.

1. INTRODUCCIÓN

Los ensayos de tracción convencionales han sido ampliamente utilizados en el estudio de las propiedades mecánicas de polímeros a través del análisis de las curvas tensión-deformación ingenieriles. Muy a menudo, el comportamiento elástico inicial es seguido por una deformación plástica no uniforme, que puede presentar la forma de bandas de cizalladura, generar una estructura de *crazes* o generar un cuello de estrangulación (*necking*). En muchas ocasiones, la aparición de un cuello de estrangulación conduce a una interpretación inadecuada de los parámetros mecánicos obtenidos a partir de las curvas tensión-deformación ingenieriles.

Asimismo, la variación de la sección inicial de las probetas a lo largo del ensayo, distorsiona el valor de tensión real que soporta la muestra cuando experimenta elevados niveles de deformación.

Diferentes técnicas experimentales han sido desarrolladas para medir la deformación volumétrica de polímeros en tiempo real durante los ensayos mecánicos, con mejoras significativas en términos de flexibilidad y precisión. Los sistemas pioneros se basaban esencialmente en dilatómetros de fluido [1], pero su actuación se encuentra bastante limitada debido a que sólo dan acceso a información de cambios volumétricos globales y son muy sensibles a las

fluctuaciones de la temperatura. Otra familia de sistemas utilizados han sido los extensómetros mecánicos aunque presentan algunas limitaciones como pueden ser su complejidad de manipulación, la generación accidental de indentación en la superficie de polímeros con baja dureza y normalmente su uso sólo es fiable a temperaturas de ensayo bajas [2].

Aunque estas técnicas todavía se aplican en algunos casos, las técnicas de análisis computerizado de imágenes desarrolladas en los últimos años han aportado una contribución decisiva a la evaluación de la deformación volumétrica de polímeros [3]. El objetivo de este trabajo es proponer una técnica experimental basada en el análisis digital de correlación de imágenes para la obtención de curvas tensión-deformación verdaderas de polímeros que experimenten un elevado grado de plasticidad, como es el caso del polipropileno.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.1. Definiciones fundamentales

En el caso de tensiones uniaxiales, las deformaciones nominales pueden escribirse como $\epsilon_1^N=(L_1-L_{10})/L_0$, $\epsilon_2^N=(L_2-L_{20})/L_0$, $\epsilon_3^N=(L_3-L_{30})/L_0$, siendo L_{10} , L_{20} , L_{30} , L_1 , L_2 y L_3 las dimensiones iniciales e instantáneas del denominado elemento de volumen representativo analizado en la muestra sometida a tracción. Los subíndices numéricos 1, 2 y 3 aluden a la dirección a lo largo de la dirección de tracción, anchura y espesor respectivamente.

De acuerdo con las definiciones previas, la deformación volumétrica (ϵ_v) está relacionada con la dilatación (o la contracción) a través de la siguiente expresión:

$$\epsilon_v^N=(1+\epsilon_1^N)(1+\epsilon_2^N)(1+\epsilon_3^N)-1=(V-V_0)/V_0 \quad (1)$$

Donde V_0 y V son los volúmenes inicial e instantáneo del elemento de volumen representativo. El principal problema con las deformaciones nominales es que no satisfacen la propiedad asociativa. Para etapas de deformación sucesivas de un estado A_1 a un estado A_2 y de un estado A_2 a un estado A_3 , el incremento total nominal de deformación $A_1 \rightarrow A_3$ no es igual a la suma de los incrementos de deformación parciales

G'Shell et al. [4] utilizaron las definiciones de deformación *real* (también llamada *natural* o *logarítmica*) propuestas por Hencky. De este modo tenemos $\epsilon_1=\ln(L_1/L_{10})$, $\epsilon_2=\ln(L_2/L_{20})$ y $\epsilon_3=\ln(L_3/L_{30})$. Finalmente, la deformación volumétrica real puede ser expresada como:

$$\epsilon_v=\epsilon_1+\epsilon_2+\epsilon_3=\ln(V/V_0) \quad (2)$$

en la que sí se cumple la propiedad asociativa.

2.2. Materiales y probetas

Se seleccionó un grado comercial de polipropileno copolímero en bloque (*PB171 HIM*, Repsol-YPF) con un contenido del 12% en peso de etileno y un índice de fluidez de 8.0 dg/min (230 °C, 2.16 kg). Con este material se moldearon por inyección probetas con geometría halterio de sección circular (Fig. 1).

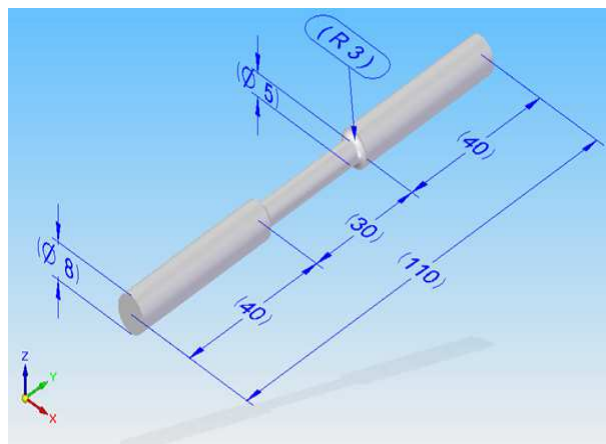


Figura 1. Probetas halterio de sección circular (dimensiones en mm).

2.3. Ensayos de tracción

Se llevaron a cabo ensayos de tracción en una máquina de ensayos universal *Zwick* a temperatura ambiente, utilizando dos modalidades de velocidad de deformación. En el primer caso se utilizó una velocidad de deformación variable, como resultado de utilizar una velocidad de desplazamiento de mordazas constante de 130 mm/min. En el segundo caso, modulando la velocidad de desplazamiento de mordazas, se empleó una velocidad de deformación constante de 0.138 s^{-1} .

Se aplicó sobre las probetas halterio, mediante rociado con spray, una pintura blanca, y posteriormente una pintura negra estocástica, generando un fino patrón de puntos (Fig. 2). Este es uno de los puntos críticos del procedimiento experimental ya que en primer lugar la superficie de la probeta debe limpiarse perfectamente para asegurar una correcta adhesión de las pinturas; asimismo, debe optimizarse la distancia entre la probeta y el spray de pintura, la presión de la válvula del spray y el tiempo de exposición a la pintura, todo ello para conseguir un patrón estocástico adecuado que conduzca a un correcto procesado y computación de los datos obtenidos por el software empleado.

Los ensayos de tracción fueron monitorizados mediante un sistema digital de correlación de imágenes (*GOM Aramis*) con la configuración mostrada en la Fig. 3, que permite el cálculo de deformaciones locales previo calibrado del conjunto. Se seleccionó una frecuencia de adquisición de 10 imágenes/s.

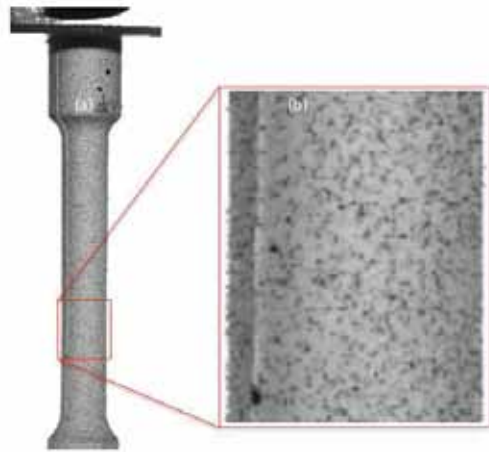


Figura 2. Patrón de puntos generado sobre la superficie de las probetas halterio de sección circular.

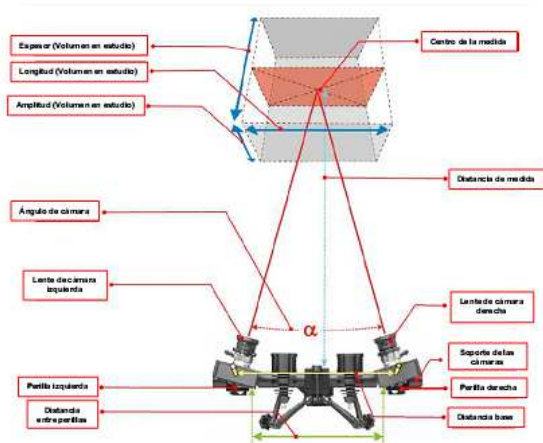


Figura 3. Configuración del sistema digital de correlación de imágenes.

Una vez concluido el ensayo, las imágenes tomadas pueden ser analizadas. En primer lugar, debe definirse la geometría y tamaño de la unidad repetitiva de la malla así como la superficie total de la malla (Fig. 4)

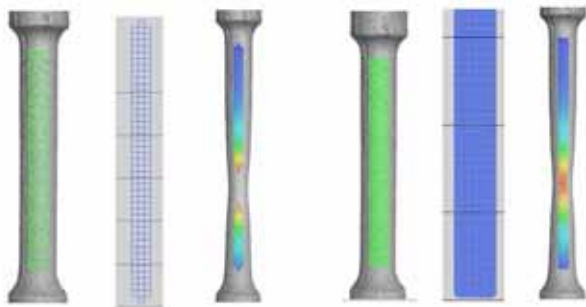


Figura 4. Ejemplo de la influencia del tamaño de la unidad repetitiva de la malla sobre el cálculo de las deformaciones locales.

En segundo lugar debe definirse un punto de inicio, que será tomado como base de referencia para el cálculo de las deformaciones locales. Este punto será un vértice de intersección entre dos unidades repetitivas, que será determinado manualmente. Finalmente gracias a la configuración de cámaras utilizada, es posible pasar de un análisis 2D a un análisis 3D.

Uno de los problemas para el cálculo de las deformaciones locales consiste en la pérdida del mallado original a medida que transcurre el ensayo (Fig 5). A este respecto se realizaron dos aproximaciones para el cálculo de las deformaciones locales. La primera aproximación (Método A) mantuvo constante las dimensiones de la unidad repetitiva y tuvo en cuenta un único punto de inicio. La segunda aproximación varió las dimensiones de la unidad repetitiva en aquellas imágenes en las que se producía una pérdida del mallado en el punto de análisis y además calculó las deformaciones de cinco puntos de inicio definidos (Figura 6).

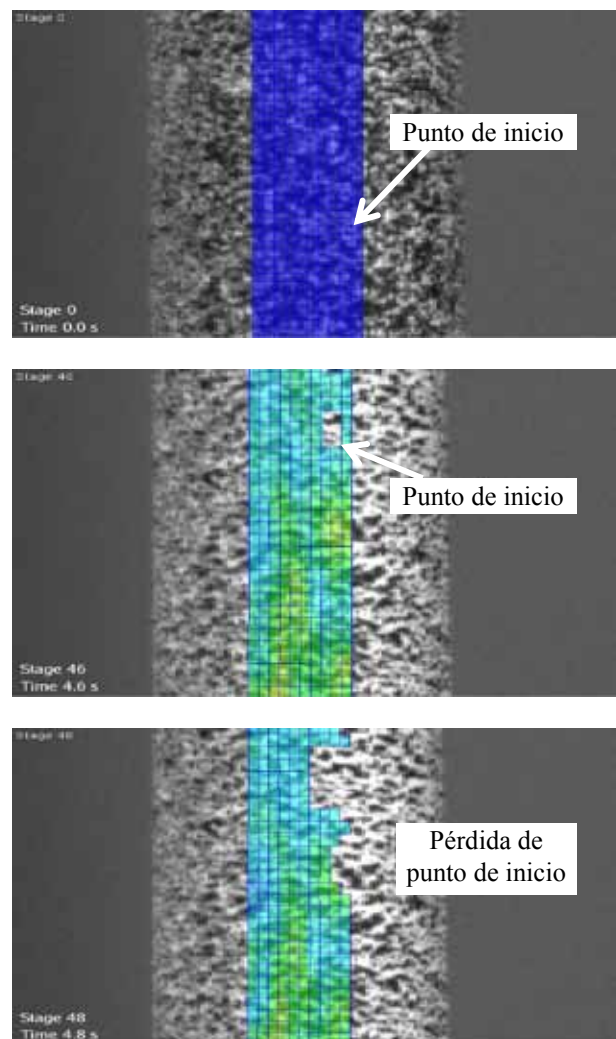


Figura 5. Secuencia de pérdida de mallado original durante el transcurso del ensayo de tracción.

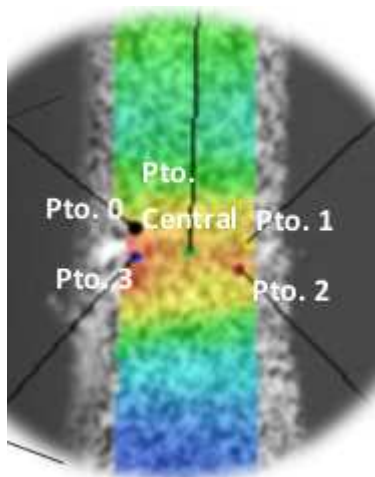


Figura 6. Definición de los puntos de inicio en el método B.

Del análisis de deformaciones locales pudo obtenerse el valor de deformación axial ϵ_1 y el valor de la deformación transversal ϵ_2 . Debido a la simetría de la sección circular, la deformación en la dirección del espesor ϵ_3 será igual a la deformación transversal. La deformación volumétrica total se calculó como la deformación axial menos el doble de la deformación transversal.

Con respecto a la tensión real, ha sido calculada dividiendo la fuerza registrada por la célula de carga dividida por el diámetro de la probeta en cada captura de imagen a través del programa informático *Image J*.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Ensayos a velocidad de desplazamiento de mordazas constante

La Figura 7 muestra los registros tensión-deformación reales obtenidos a partir de la metodología B para cada uno de los 5 puntos iniciales seleccionados. Se observa que las curvas son muy similares en el tramo elástico inicial donde las deformaciones desarrolladas son pequeñas y también se asemejan notablemente en un tramo bastante extenso tras rebasar el punto de fluencia y la generación del cuello de estricción. Cuando los valores de deformación plástica desarrollados son mayores, las curvas comienzan a divergir ligeramente. Este patrón se reproduce en la variación de la deformación volumétrica con respecto a la deformación axial (Figura 8), con una mayor divergencia a partir del máximo de deformación volumétrica.

La evolución de la deformación volumétrica presenta un máximo decreciendo posteriormente. Una posible explicación a este fenómeno podría estar basada en posibles fenómenos de recristalización en los que las macromoléculas se colocan en disposición paralela,

disminuyendo la distancia entre ellas y por tanto también el volumen libre de material.

Si se comparan los registros experimentales de los métodos A y B de la tensión (Figura 9) y de la deformación volumétrica (Figura 10) con respecto a la deformación axial, se aprecia una concordancia bastante razonable entre ambas metodologías

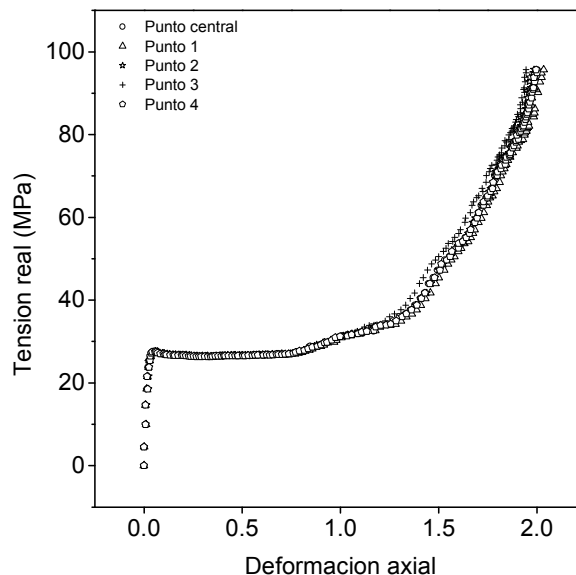


Figura 7. Curvas tensión-deformación reales derivadas de la aplicación del método B.

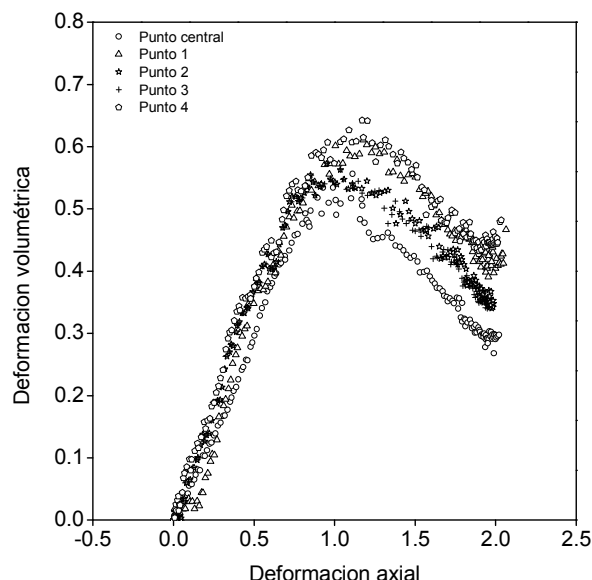


Figura 8. Variación volumétrica en relación a la deformación axial obtenida por el método B.

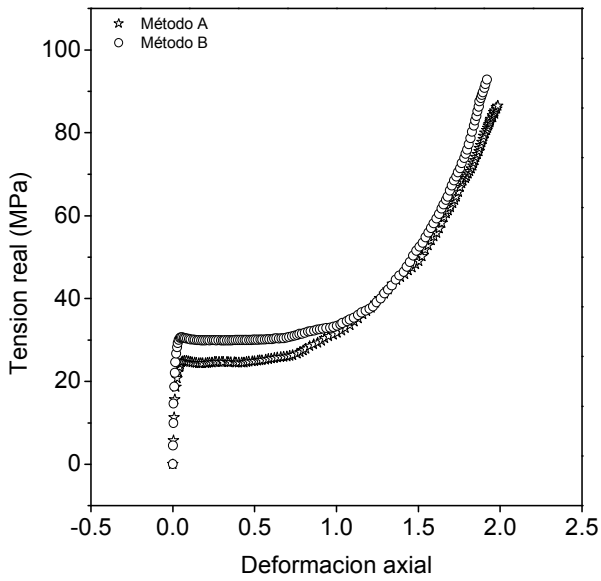


Figura 9. Curvas tensión-deformación reales obtenidas a partir de los métodos de cálculo A y B.

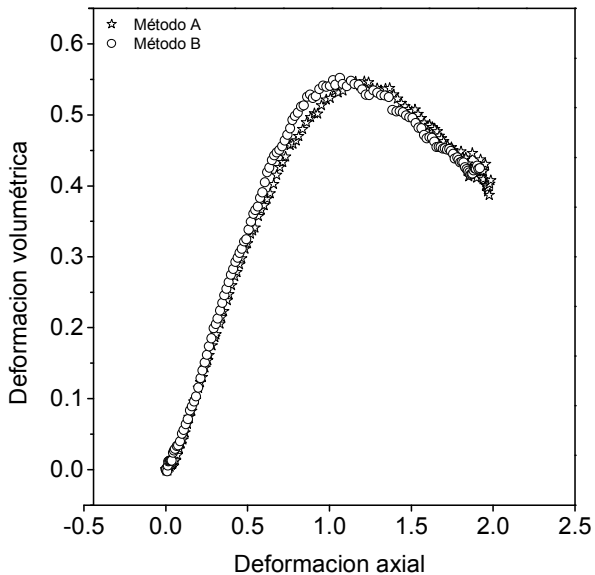


Figura 10. Evolución de la deformación volumétrica a partir de los métodos de cálculo A y B.

3.2. Ensayos a velocidad de deformación constante

Estos ensayos se analizaron con el método de cálculo de deformaciones A y se diseñó un perfil de velocidad de desplazamiento de mordazas (Fig. 11) que proporcionó una velocidad de deformación prácticamente constante de 0.138 s^{-1} .

Las curvas tensión-deformación reales (Fig. 12) son prácticamente idénticas con independencia del empleo de una velocidad de deformación constante o de una velocidad de desplazamiento contante, mientras que se aprecian diferencias más significativas en el caso de la deformación volumétrica (Fig. 13), a niveles elevados de plasticidad.

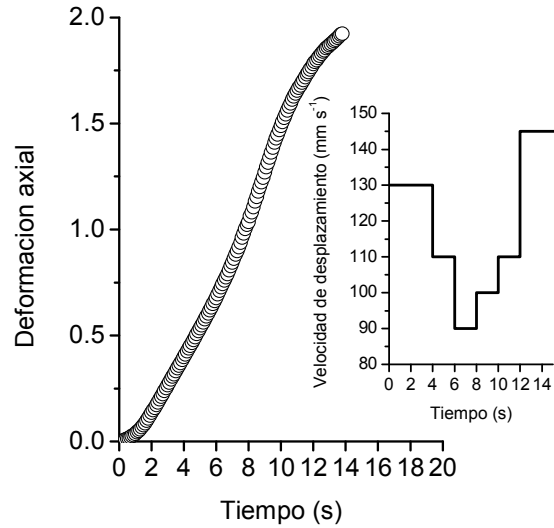


Figura 11. Perfil de velocidades de desplazamiento que conducen a una velocidad de deformación constante.

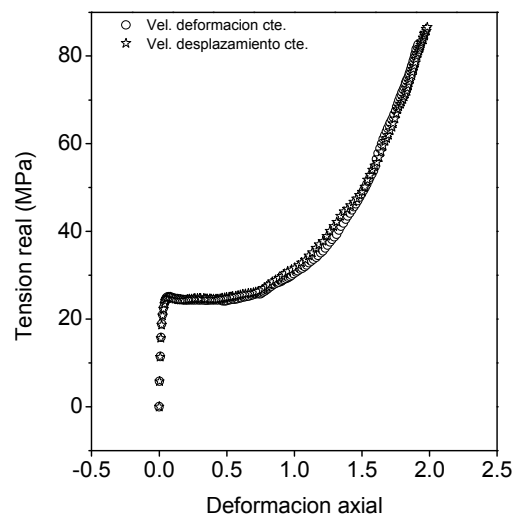


Figura 12. Curvas tensión-deformación reales obtenidas con distintos parámetros de velocidad.

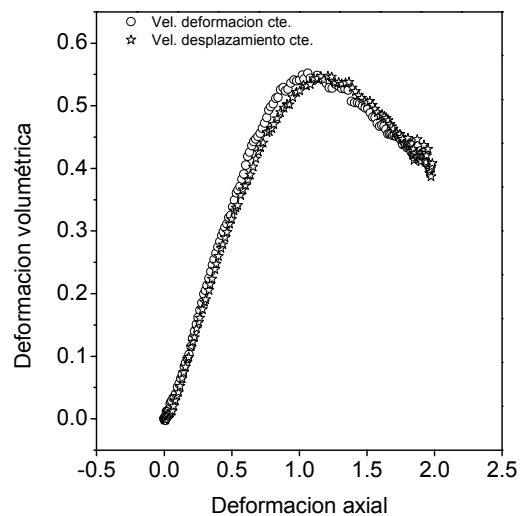


Figura 13. Evolución de la deformación volumétrica obtenida con distintos parámetros de velocidad.

4. CONCLUSIONES

Se ha desarrollado una metodología experimental para la determinación de curvas tensión-deformación verdaderas de polímeros que experimenten un elevado grado de deformación plástica, mediante un sistema de análisis digital de correlación de imágenes.

Las dos aproximaciones empleadas para el cálculo de las deformaciones locales han proporcionado resultados muy similares en los registros experimentales de la evolución de la tensión real y de la deformación volumétrica en relación a la deformación axial.

El empleo de una velocidad de deformación constante o de una velocidad de desplazamiento constante proporcionó curvas tensión-deformación verdaderas prácticamente idénticas, mientras que la evolución de la deformación volumétrica mostraba diferencias notables a niveles elevados de plasticidad.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer a la Subdirección General de Proyectos de Investigación del Ministerio de Economía y Competitividad la financiación del proyecto MAT2009-14294-C02-02. Asimismo agradecen a Repsol-YPF el suministro del grado comercial de polipropileno empleado.

REFERENCIAS

- [1] Powers, J.M., Andrews, R.D. *Yielding of glassy polymers: volume effect. Journal of Polymer Science Polymer Sym*, pp. 2981-2990, 1967.
- [2] Sinien, L., Lin, Y., Xiaoguang, Z. Zongneng, Q., *Microdamage and interfacial adhesion in glass bead-filled high-density polyethylene. Polymer*, pp. 4633-4638, 1992.
- [3] Quatravaux, T., Elkoun, S., G'Sell, C., Cangemi, L., Meimon, Y. *Experimental characterization of the volume strain of poly(vinylidene fluoride) in the region of homogeneous plastic deformation. Journal of Polymer Science*, pp. 2516-2522, 2002.
- [4] G'Shell, C. *Experimental characterization of deformation damage in solid polymers under tension and its interrelation with necking. International Journal of Solids and Structures*, pp.1204-1209, 2009.

OBTENCIÓN DE LA TENSIÓN DE FRACTURA DEL VIDRIO EN ENSAYOS DE ANILLOS CONCÉNTRICOS UTILIZANDO MEF

C. Huerta¹, A. Pacios¹, A. Germán¹, M.J. Lamela², A. Fernández Canteli², Francisco Capel³

¹ETSI Industriales. Universidad Politécnica de Madrid
c/ José Gutiérrez Abascal, 2 28006 Madrid
E-mail: mariaconsuelo.huerta@upm.es

²Escuela Politécnica de Ingeniería de Gijón. Universidad de Oviedo. España
³Instituto of Cerámica Vidrio del CSIC (España)

RESUMEN

Las discrepancias entre las funciones de distribución acumulada de la tensión de fractura del vidrio es una de las dificultades encontradas para incorporar la filosofía probabilista para el diseño del vidrio. Se utilizan tres ensayos para la caracterización de la tensión de fractura del vidrio: flexión de viga en cuatro puntos, ensayo con dobles anillos concéntricos con pequeña superficie y con gran superficie. La comparación directa de las funciones de distribución presenta discrepancias claras relacionadas con el estado de tensión -uni o biaxial- y con el comportamiento de la estructura -grandes o pequeños desplazamientos. Con un procedimiento iterativo, se ajustan los resultados de los ensayos (carga - presión- probabilidad de rotura) a través de un modelo de elementos finitos que permite estimar las áreas efectivas de cada espécimen. Los parámetros finales para la tensión de rotura mejoran la estimación de la probabilidad de la carga de rotura de cada probeta con errores inferiores al 10%.

ABSTRACT

One of the difficulties to incorporate the probabilistic methods for glass design is the differences between cumulative distribution function of the glass fracture stress. Typically three different testing procedures are used: four-point bending, and coaxial double-ring tests, with small and large test surfaces areas. The direct comparison of the probability distribution functions presents discrepancies related to the stress state - uni or biaxial- and, the behaviour of the plate - large or small displacements. The results of the tests (load - pressure - fracture probability) are adjusted with a finite element model, applying an iterative procedure to estimate the effective area for every specimen. The final parameters for the rupture stress improve the estimation of the fracture probability of every specimen with errors lower than 10 %.

PALABRAS CLAVE: Tensión fractura vidrio, distribución Weibull, anillos concéntricos.

1. INTRODUCCIÓN

El objetivo de este estudio es avanzar en el conocimiento de los procedimientos para la determinación de la resistencia del vidrio obtenida con diferentes técnicas experimentales que no resultan comparables.

Un estudio en profundidad de las diferencias de las funciones de distribución de tensiones de rotura, obtenidas con resultados de distintos ensayos, puede ayudar en el establecimiento de algunas variables aún

no contrastadas como son el criterio de comparación de tensiones, el efecto de las no linealidades asociadas a grandes desplazamiento, o el área de referencia asociada a cada una de las probetas ensayadas [1,2,3].

En la actualidad hay tres normas Europeas que permiten obtener la función de distribución (fdd) de la tensión de rotura del vidrio. En todas ellas se hace referencia a la importancia del acabado de los bordes de las probetas; lo que resulta más relevante es que cada una corresponde con una condición de comportamiento estructural diferente. En el ensayo de flexión a cuatro

puntos (V4P) descrito en las normas EN 1288-3 [4, 5], se supone una tensión unidireccional uniforme en la zona central de la viga. En el ensayo con anillos concéntricos dobles con pequeña superficie de sollicitación (ACPSS) propuesto en EN 1288-5 [6] se supone un estado tensional constante en una zona circular pequeña de la placa con tensiones principales iguales (radial y circunferencial), con comportamiento lineal, lo que implica distribuciones análogas de tensiones tanto en la cara de tracción como en la de compresión. Sin embargo en la norma de ensayo con anillos concéntricos dobles con grandes superficies de sollicitación (ACGSS) que se presenta en la norma EN 1288-2 [7] para conseguir un estado tensional constante en la zona interior al anillo de carga, es necesario la aplicación de una presión que la uniformice, especialmente en los casos más flexibles en los que aparece comportamiento no lineal importante.

El principal punto en común de las normas anteriores es que todas parten de obtener la carga de rotura del espécimen de ensayo, siendo posible obtener la Probabilidad de fallo de los mismos a través de la función de distribución de la carga de rotura. Además las estimaciones de tensión de rotura que se utilizan se basan en el criterio de comparación de tensión principal máxima. Las principales diferencias, una vez asegurado que las tensiones de borde no son causa de rotura en los ensayos V4P, son: el área efectiva que está sometida a la tensión que se acepta como tensión de rotura, el estado tensional uni o bidireccional, y la diferencia entre el comportamiento lineal (V4P y ACPSS) y no lineal (ACGSS).

En este documento se presenta un procedimiento iterativo que permite obtener la fdd de la tensión de rotura tomando como referencia la probabilidad de fallo de la rotura del espécimen. Para ello se utiliza un modelo de elementos finitos (MEF) con el que se puede abordar cualquiera de los ensayos habituales y estimar dicha probabilidad.

2. CAMPAÑAS DE ENSAYOS UTILIZADAS

Para profundizar en el estudio de la rotura del vidrio, se han utilizado los resultados de campañas experimentales previas de los tres tipos de ensayos mencionados. En la ETSII de la Universidad de Oviedo [8] se ensayaron vigas con flexión a 4 puntos de 300 mm x 100 mm, unas con vidrio recocido de 10 mm de espesor (VR-10-4P) y otras con vidrio templado de 4 mm de espesor (VT-4-4P). Entre el Instituto de Cerámica y Vidrio del CSIC y la ETSII de la UPM [1, 9] se han ensayado con anillos concéntricos y grandes superficies placas de 300 mm x 300 mm x 5mm, tanto de vidrio recocido (PR-05-ACGSS) como de vidrio templado (PT-05-ACGSS). Para completar se han utilizado datos experimentales publicados por la Universidad de Dammstadt [10] con anillos concéntricos con pequeña superficie de sollicitación sobre placas

225 mm x 225 mm x 4mm con un vidrio similar al recocido (PR-04-ACPSS). En la tabla 1 se recogen los datos principales: el número de probetas, las dimensiones principales del ensayo y el área de referencia correspondiente a la zona teórica de tensión constante.

Tabla 1. Datos de probetas de las campañas utilizadas

	Nº	Dimensiones ensayo (mm)	Área (mm ²)
VR-10-4P	25	l ₁ = 150	15 700
VT-04-4P	25	l ₂ = 250	
PR-05-ACGSS	41	r ₁ = 90	25 447
PT-05-ACGSS	41	r ₂ = 120	
PR-04-ACPSS	20	r ₁ = 27,5 r ₂ = 72,5	2 375

En cuanto a la realización de los ensayos sólo el ACGSS presenta una dificultad especial ya que, como consecuencia de los grandes desplazamientos que aparecen, es necesario incorporar una presión de homogeneización de las tensiones que viene definida en la norma en términos adimensionales (ecuaciones 1 y 2) siendo difícil obtener la precisión nominal necesaria para realizar el ensayo y poder aplicar las expresiones de la misma que estiman la tensión de rotura en cada espécimen.

$$F = F^* \frac{E h^4}{r_{3m}^2 (1-\nu^2)} \tag{1}$$

$$p = p^* (F^*) \frac{E h^4}{r_{3m}^4 (1-\nu^2)} \tag{2}$$

Como ejemplo, se presentan en la Figura 1 las tensiones obtenidas utilizando las hipótesis de la norma, para fuerzas que están cercanas al comportamiento lineal (vidrio recocido) con un ajuste cuadrático de la expresión de la presión (ecuación 2), en el que se observa un 15% de error respecto a los valores obtenidos con un modelo de elementos finitos.

En la Figura 2 se reflejan las tensiones obtenidas para fuerzas en el primer tramo del comportamiento no lineal (vidrio templado), con un ajuste cúbico (ecuación 2), y se puede observar que la diferencia de tensiones con el MEF disminuye hasta un 3%.

En la campaña de ensayos realizada ACGSS, las presiones necesarias son bajas, con lo que los errores que se cometen en el ajuste de la curva de la norma se acumulan a los propios del procedimiento de ensayo.

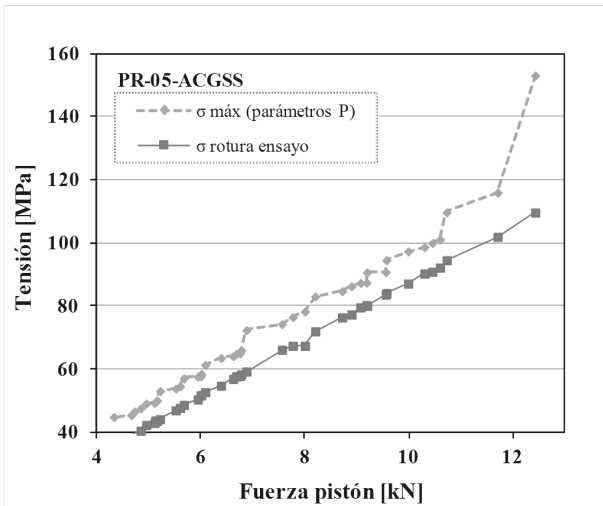


Figura 1. Comparación de tensiones obtenidas con un ajuste cuadrático de la presión de la norma y con MEF

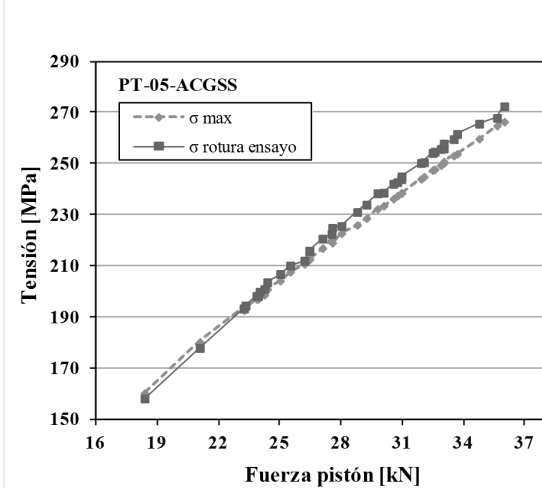


Figura 2. Comparación de tensiones obtenidas con un ajuste cúbico de la presión de la norma y con MEF

3. DETERMINACIÓN DE LA FUNCIÓN DE DISTRIBUCIÓN DE LA TENSIÓN DE ROTURA

3.1. Determinación según norma

Como punto de partida se presentan en la Figura 3 la fdd de la tensión de rotura obtenida con el procedimiento establecido en cada norma. Es necesario puntualizar que cada ensayo tiene un área de referencia diferente (ver Tabla 1) y por lo tanto no son directamente comparables.

Se observan, con valores menores, las curvas de los vidrios recocidos. Por otro lado, se puede detectar una dispersión de tensiones mayores en los casos de placas. Los vidrios recocidos tienen tensiones de rotura entre 30 y 120 MPa mientras que los templados oscilan entre 140 y 270 MPa. Son claras las diferencias en la forma de las distribuciones obtenidas con vigas y con placas. En el caso de las placas la dispersión entre los valores es mucho más elevada con lo que el aspecto de la

distribución es más plana. Por lo tanto, en este punto, no parece posible definir una única función de distribución de las tensiones para vigas y placas.

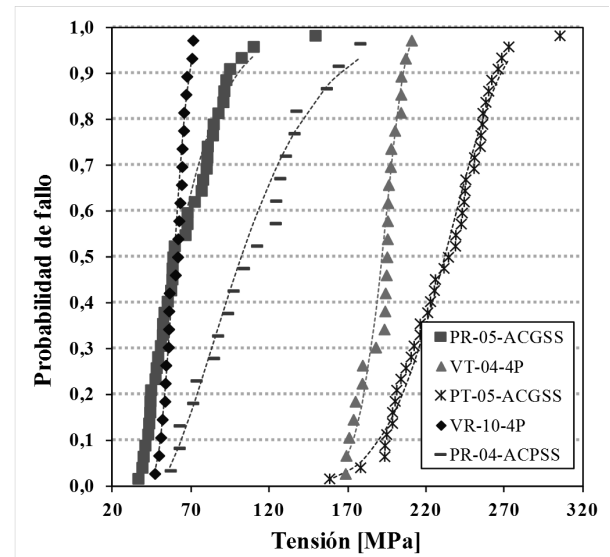


Figura 3. Función de distribución de tensiones estimadas directamente de las normas.

3.2. Incorporación del área de referencia

El primer paso, para poder hacer una comparación más congruente, es unificar las áreas de referencia de las fdd anteriores. Utilizando las ecuaciones (3) y (4) para un área de 100 mm² se obtiene los parámetros de Weibull de la Tabla 2 [3, 1].

$$P_{f,A_{ref}}(\sigma) = 1 - \exp \left[-\frac{A_{ref}}{\Delta A} \left(\frac{\sigma - \lambda}{\delta} \right)^\beta \right] \quad (3)$$

$$P_{f,k,\Delta A} = 1 - \left(1 - P_{f,k,empirica} \right)^{\Delta A / A_{ref}} \quad (4)$$

Tabla 2. Parámetros de distribución de Weibull para un área básica de 100 mm²

$\Delta A=100$	λ [MPa]	δ [MPa]	β	R^2
VR-10-4P	40,9	123,6	2,85	0,9816
PR-05-ACGSS	34,5	2084,1	1,35	0,9878
VT-04-4P	84,2	180,.	9,98	0,9816
PT-05-ACGSS	74,1	408,1	6,22	0,9797
PR-04-ACPSS	47,7	526,8	1,56	0,9753

Los valores de tensiones mínimas (λ) son menores para vidrios recocidos al igual que los factores de forma (β). Como se puede apreciar no se obtiene valores análogos para el mismo tipo de vidrio y por lo tanto es conveniente seguir buscando un procedimiento que los aproxime.

3.3. Incorporación del modelo MEF para el cálculo

El paso siguiente consiste en tomar como medida directa para la comparación la probabilidad de fallo de los especímenes obtenidos en el ensayo, es decir la función de distribución de la carga de rotura. Esta es una medida directa y sin hipótesis sobre el comportamiento o la distribución de tensiones. Con un MEF, al que se le aplican las ecuaciones (5) y (6), de acuerdo al método presentado por Przybilla et al., se calcula el producto de la probabilidad de supervivencia de los elementos en los que se divide el modelo obteniéndose la probabilidad de fallo como la diferencia con 1.

$$P_{s,i} = [P_{s,\Delta A}]^n = [1 - F_{\Delta A}(\sigma)]^{\Delta A_i/\Delta A} \quad (5)$$

$$P_f(\sigma) = 1 - \prod_i P_{s,i} \quad (6)$$

En la Figura 4 se observan los contornos de probabilidad de supervivencia en el modelo de elementos finitos de 1/4 de placa (ensayos ACGSS). En el caso de vidrio templado (PT) la probabilidad de supervivencia total es de 2,3% (un 97,7% de probabilidad de fallo). Para el vidrio recocido (PR), con una carga menor que en el caso anterior, se obtiene una probabilidad de supervivencia del 3,2%. Además se puede observar que los contornos de probabilidad de supervivencia menores a 1 se extienden más allá de la zona del anillo de aplicación de la carga, mostrando la conveniencia de incluir estas zonas en las áreas efectivas de cada probeta.

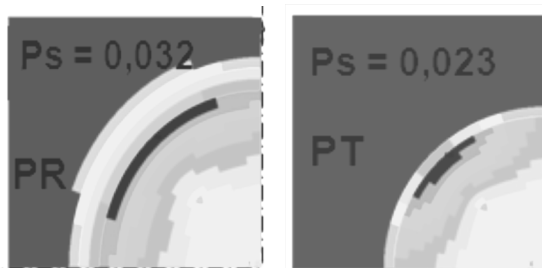


Figura 4. Contorno de probabilidad de supervivencia obtenido con MEF.

En la figura 5 se recoge para las placas la probabilidad de fallo correspondientes a la carga de rotura experimental y la obtenida con el modelo MEF utilizando dos distribuciones de Weibull para la tensión: la correspondiente a los ensayos de placa y la correspondiente a los ensayos de viga. Se puede observar que las de placa (en línea de puntos), presentan mejor aproximación que las de viga (línea de rayas). El uso de los parámetros de la fdd obtenida con ensayos de viga produce errores importantes. En cualquier caso el nivel de aproximación no parece satisfactorio.

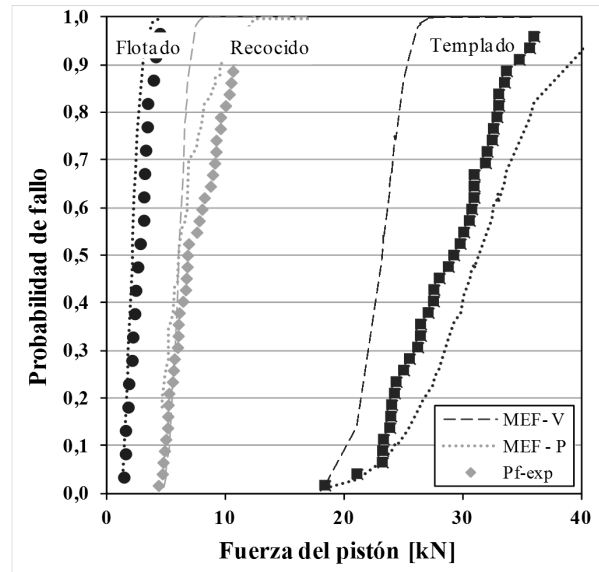


Figura 5. Probabilidad de fallo de las probetas: experimental y estimadas con MEF y fdd de viga y de placa

4. PROCEDIMIENTO PROPUESTO PARA LA OBTENCIÓN DE LA FDD

Vistas las dificultades para poder comparar los resultados de los distintos ensayos, una de las principales incógnitas que quedan por establecer es el área efectiva real de cada uno de los especímenes, ya que la distribución de tensiones en la zona no homogénea, o la falta de uniformidad en el caso de anillos ACGSS pueden alterar el valor. En la figura 6 se refleja la distribución de tensiones para el caso de ACPSS, en el que se observan valores importantes de tensión fuera del anillo de carga. Para el caso de ACGSS, lineal y no lineal, la distribución de tensiones disminuye drásticamente fuera del anillo de aplicación de la carga (ver Figura 7). Por lo tanto no es evidente el área eficaz que se debe asignar a cada probeta.

Teniendo en cuenta esta incertidumbre y la forma de trabajo expuesta anteriormente con elementos finitos, se ha desarrollado un método que permite ir ajustando el área asociada a cada probeta de forma iterativa. Con ello se modifica la probabilidad asociada al área básica (ecuación 4) y se puede obtener un nuevo ajuste de los parámetros de Weibull.

Se parte de datos nominales y una fdd inicial de las tensiones (λ, β, δ), por ejemplo la proporcionada por la norma convenientemente extrapolada a un área de referencia (100 mm²). Se calcula la probabilidad de fallo asociada a la carga de rotura de cada probeta, con ayuda del MEF, y se compara con los datos experimentales. Utilizando la diferencia entre ambas, se estima el nuevo área efectiva asociada a cada una de las probetas y el área promedio de todas ellas. Tras una extrapolación del valor de la probabilidad de cada

probeta considerando el área efectiva y el área promedio, se ajustan nuevos parámetros para la distribución de Weibull de la tensión de rotura.

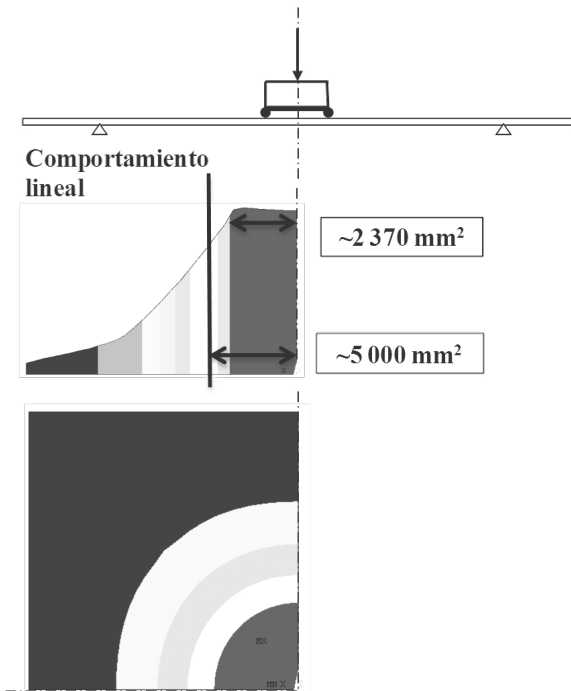


Figura 6. Distribución de tensiones en placas ACPSS
Valores significativos fuera del anillo de carga

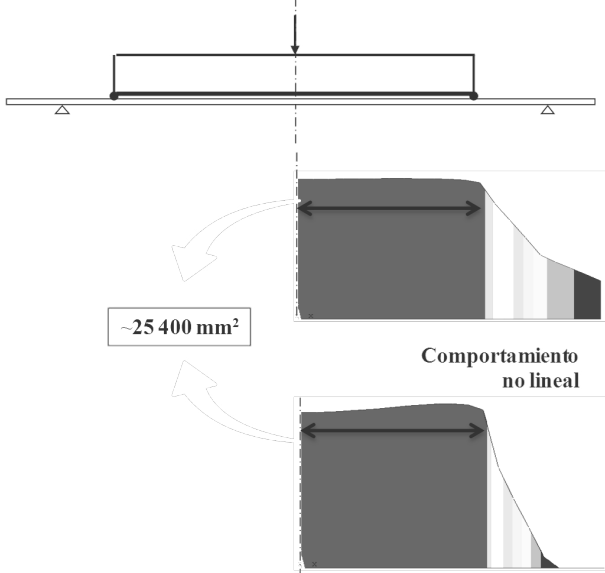


Figura 7. Distribución de tensiones en placas ACGSS
Caso lineal y no lineal

Iteraciones sucesivas permiten ajustar una fdd de la tensión de rotura que produce, con el MEF, un probabilidad de rotura para los especímenes muy similar a la obtenida en ensayos.

La Figura 8 recoge las áreas efectivas finales obtenidas para las placas con grandes y pequeñas superficies de sollicitación. El valor promedio para las placas recogidas con grandes superficies de sollicitación es de 2,23 cm², muy parecido al de la zona central del anillo. En el caso de las placas templadas el área es de 1,57 cm², poniéndose de manifiesto el efecto de la no linealidad. Para el caso de placas con pequeñas superficies de sollicitación el área promedio está cerca de 0,49 cm², muy superior a los 0,237 cm² del interior del anillo, y que refleja el efecto de las elevadas tensiones fuera del mismo.

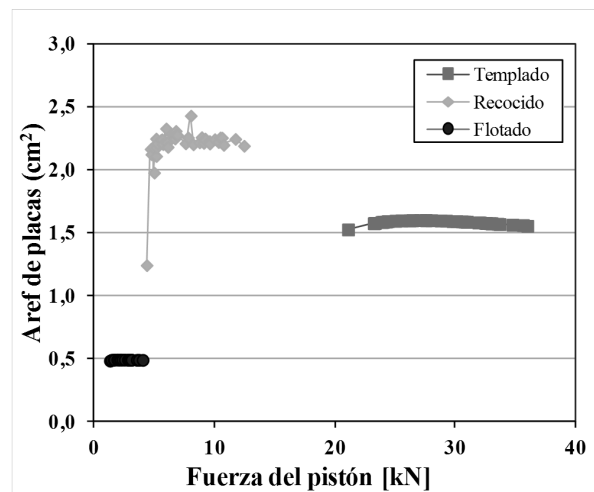


Figura 8. Áreas efectivas ajustadas para cada probeta V4P, ACPSS y ACGSS

En el proceso anterior, la tensión de referencia asociada a cada probeta corresponde con la propuesta por la norma utilizando un ajuste cúbico para la expresión adimensional de la presión. Es por ello que en los casos no lineales, en los que las tensiones no son tan uniformes, las áreas obtenidas presentan mayores diferencias respecto a los valores iniciales.

Los parámetros de Weibull obtenidos después del procedimiento son los reflejados en la Tabla 3 y se corresponden con las áreas efectivas asociadas a las probetas presentadas en la Figura 8.

Tabla 3. Parámetros de distribución de Weibull final obtenida con el método propuesto (área = 100 mm²)

$\Delta A=100$	λ [MPa]	δ [MPa]	β	R^2
PR-05-ACGSS	41,4	1221,6	1,50	0,9899
PT-05-ACGSS	80,8	388,05	5,77	0,9978
PR-04-ACPSS	47,4	836,4	1,57	0,9996

Finalmente la comparación de la probabilidad de rotura obtenida con la distribución de Weibull inicial y la final se refleja en la Figura 9 y se puede observar la gran aproximación que se obtiene con el método propuesto.

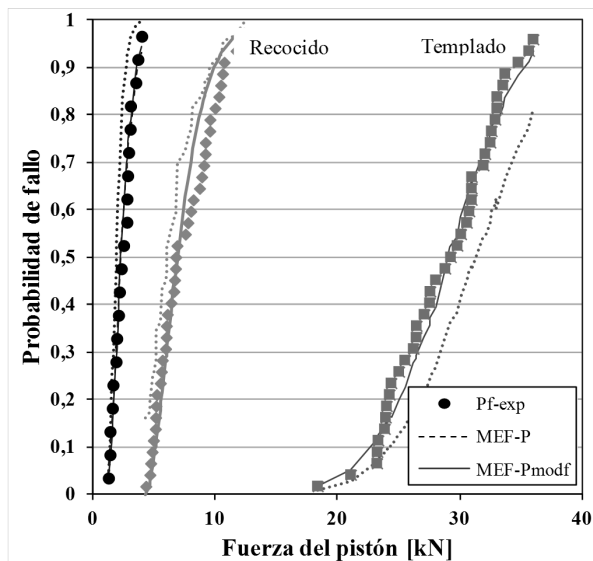


Figura 9. Probabilidad de fallo de las probetas: experimental y estimadas con MEF y fdd de la palca inicial y la final ajustada

5. CONCLUSIONES Y TRABAJOS FUTUROS

Se ha propuesto un método que permite comparar los resultados de fdd de tensión de rotura del vidrio obtenidos con distintos ensayos. Con él se pueden contrastar diferentes hipótesis en los puntos que presentan mayor incertidumbre en este tipo de análisis como son: el nivel de precisión en la aplicación de la carga y de la presión y su relación con la tensión asignada, el método de combinación de tensiones o el efecto de la tensión de membrana que aparece en los casos no lineales.

Se ha comprobado la validez del método, ya que se obtiene una alta correlación entre las probabilidades obtenidas en el ensayo y las predichas con el modelo.

Para mejorar la sistematización del origen del material y comprobar la validez del método para incorporar las distintas hipótesis se ha definido de una nueva campaña de ensayos que se realizara en breve.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al Ministerio de Ciencia e Innovación la financiación recibida en la convocatoria del Subprograma de Proyectos de Investigación Fundamental para la realización del proyecto BIA 2011-28959-C02-02.

REFERENCIAS

[1] Huerta, M.C., Pacios-Álvarez, A., Lamela-Rey, M.J., Fernández-Canteli, A., Influence of experimental test type on the determination of probabilistic stress

distribution. Glass Performance Days, Tampere, Finlandia, pp. 371-374, 2011.

[2] García Menéndez, M., Przybilla, C., Lamela Rey, M.J., Fernández Canteli, A., Huerta, M.C., Pacios, A., Análisis numérico y experimental de elementos de vidrio laminado utilizando un modelo probabilístico de diseño. XVIII Encuentro del Grupo Español de Fractura. Anales de Mecánica de la Fractura, Vol. II, pp. 541-546, 2011

[3] Przybilla, C., Fernández-Canteli, A., Castillo Ron, E., Deriving the primary cumulative distribution function of fracture stress for brittle materials from 3- and 4-point bending tests. Journal of the European Ceramic Society, 31 (4), pp. 451-460, 2010.

[4] EN-1288-1:2000 Glass in building. Determination of bending strength of glass. Part 1: Fundamentals of testing glass

[5] EN-1288-3:2000 Glass in building. Determination of bending strength of glass. Part 3: Test with specimen supported at two points (four point bending).

[6] EN-1288-2:2000 Glass in building. Determination of bending strength of glass. Part 2: Coaxial double ring test on flat specimens with large test surface areas.

[7] EN-1288-5:2000 Glass in building. Determination of bending strength of glass. Part 2: Coaxial double ring test on flat specimens with small test surface areas

[8] García-Prieto, M.A., Dimensionamiento probabilístico y análisis experimental de vidrio en rotura, PhD. Thesis, Universidad de Oviedo, España, 2001.

[9] Postigo, S., Pacios, A., Huerta, C., y Capel, F., Seguridad ante impacto humano de acristalamientos en edificaciones: resistencia mecánica por anillos concéntricos. Anales de la Mecánica de Fractura, vol 2, pp 645-648., 2007.

[10] Fink, A., Ein Beitrag zum Einsatz von Floatglas als dauerhaft tragender Konstruktionswerkstoff im Bauwesen, PhD. Thesis, Technische Universität Darmstadt, Alemania, 2000.

CARACTERIZACIÓN *IN-SITU* DE LAS PROPIEDADES MECÁNICAS LOCALES DE METAL DURO MEDIANTE EL ENSAYO DE MICROVIGAS

M. Trueba, N. Rodríguez, I. Iparraguirre, M.R. Elizalde, I. Ocaña, J.M. Sánchez Moreno, J.M. Martínez-Esnaola*

CEIT y TECNUN (Universidad de Navarra), Paseo de Manuel Lardizabal 15,
20018 Donostia-San Sebastián, España.

* E-mail: jmesnaola@ceit.es

RESUMEN

Las propiedades mecánicas de los metales duros dependen de las propiedades de la fase dura, del ligante y de sus intercaras. En los últimos años se han desarrollado modelos que predicen el comportamiento de estos materiales en función de su microestructura pero se carece de información sobre las propiedades de las diferentes fases e interfaces tras el proceso de fabricación.

En este trabajo se propone una metodología para caracterizar las propiedades locales del metal duro basada en el ensayo de microvigas. Las microvigas se mecanizan empleando un microscopio electrónico con haz de iones (FIB) y se ensayan posteriormente en un nanoindentador. Se han mecanizado vigas en voladizo en diferentes zonas del metal duro, estudiando el efecto de la posición del empotramiento en la microestructura en la curva carga-desplazamiento. Se presentan los resultados experimentales y las simulaciones numéricas realizadas mediante elementos finitos.

ABSTRACT

Mechanical properties of hard metals depend on properties of the hard phase, the binder and the interfaces between them. Several models have been developed recently to link the mechanical behavior of these materials with their microstructure, but there is a lack of information about the mechanical properties of the different phases and their interfaces after the fabrication process.

In this work, a methodology based on micro-beam testing is proposed to characterize local properties of hard metal. Micro-beams are machined using a Focused Ion Beam (FIB) and tested in a nanoindenter. Cantilever beams have been machined aiming at different regions of the hard metal, studying the effect of relative position of the beam clamping in the microstructure on the load-displacement record. Experimental results along with numerical simulations using finite elements are presented.

PALABRAS CLAVE: Metal duro, microvigas, tenacidad

1. INTRODUCCIÓN

El metal duro es un material compuesto fabricado mediante metalurgia de polvos que presenta dos fases interpenetradas: una fase dura y frágil, generalmente WC, y un ligante metálico, en general base Co, que confiere tenacidad. Estos materiales poseen una elevada dureza y resistencia al desgaste y por ello se emplean en herramientas de corte, conformado de metales y como elementos estructurales. Para mejorar el comportamiento en servicio de estos materiales es necesario conocer los mecanismos que controlan sus propiedades y que dependen en gran medida de su microestructura. Así, existen numerosos estudios que relacionan la dureza, fractura y fatiga de los metales duros con características tales como el contenido en fase ligante, el tamaño del WC o los defectos iniciales [1]. Sin embargo, para entender la propagación de grietas es necesario tener en cuenta la fractura intergranular y transgranular del WC, la rotura transgranular del ligante y de la intercara ligante-WC [2,3]. En los últimos años se han desarrollado diversos modelos micromecánicos

que estudian la resistencia o el crecimiento de grietas en estos compuestos WC-Co en función de la deformación de la fase ligante [4], la contigüidad, forma y distribución del tamaño de grano [5] y la anisotropía de las fases constituyentes [6]. Sin embargo, en estos modelos se emplean para los materiales propiedades medidas en muestras masivas. Por tanto, resultaría muy deseable disponer de información sobre las propiedades de los constituyentes tras el proceso de fabricación.

Existen muchos trabajos en la bibliografía que emplean microprobetas para estudiar el comportamiento de pequeños volúmenes de material. Se han realizado, por ejemplo, ensayos de compresión de micropilares [7], tracción [8] y flexión [9] en materiales metálicos para estudiar el efecto tamaño en plasticidad. Se ha caracterizado también la fractura de materiales frágiles empleados en microelectrónica [10] e incluso se han ensayado microvigas de WC-Co ultrafino [11] para estudiar el efecto del tamaño de la muestra en la resistencia del material. Sin embargo, no se han encontrado trabajos que describan el comportamiento

del Co [12] ni de las partículas de WC en función de su tamaño.

En este trabajo se explora el potencial del uso del ensayo de microvigas en metal duro para la obtención de las propiedades locales (elásticas y de fractura) de las diferentes fases presentes en la microestructura tras la fabricación. Las vigas se obtienen mediante micromecanizado en un FIB y se ensayan a flexión usando un nanoindentador. Las vigas en voladizo se ensayan a fractura y, del conjunto de valores recopilados del registro carga-desplazamiento, combinado con las modelización de elementos finitos, se pueden obtener parámetros intrínsecos locales de resistencia a la fractura.

2. MATERIALES Y TÉCNICAS EXPERIMENTALES

2.1. Material

El material estudiado es un metal duro grado K, i.e. WC-Co, con un contenido en Co del 11% en peso y un tamaño promedio de WC de aproximadamente 6 μm . Se ha calculado la densidad mediante el método de inmersión, obteniéndose un valor de 14.45 g/cm^3 . La dureza Vickers HV30 es de 1150.

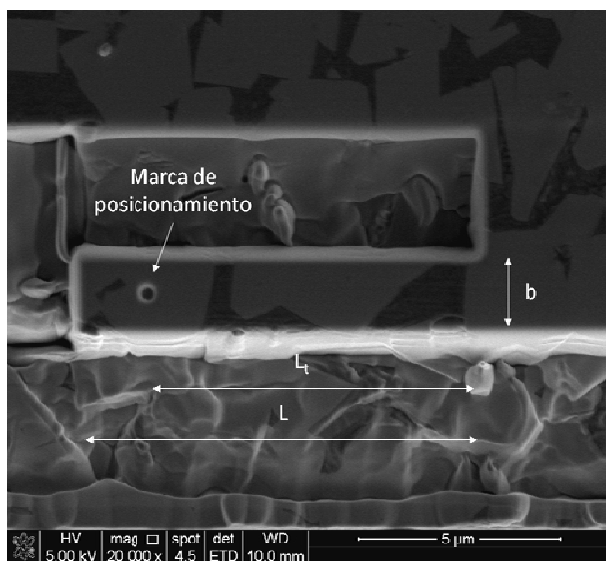


Fig. 1. Imagen de microscopio electrónico de barrido con el aspecto de una viga tras el primer paso de mecanizado, en el que se definen la longitud, L , la anchura de la viga, b , y se mecaniza una pequeña marca que sirve para ayudar en el posicionamiento del indentador durante el ensayo, L_t .

2.2. Mecanizado de las vigas

Las vigas se han fabricado por micromecanizado en el FIB. La preparación empieza por un pulido especular en dos caras concurrentes de un paralelepípedo de material

con paños de hasta 1 μm , hasta obtener un canto con caras perpendiculares.

Una vez pulida, la pieza se introduce en la cámara del FIB (QUANTA3DFEG, FEI) y se mecaniza desde la cara superior para obtener la geometría en planta de las vigas (figura 1). En este paso, además de definir la longitud y anchura de las vigas, se realiza una pequeña marca circular en la superficie de la viga que ayudará durante el ensayo al posicionamiento del indentador. Una vez acabado este paso, la pieza se gira 90° de manera que el haz de iones de Ga ataque a la muestra perpendicularmente a la sección transversal. De esta manera, se realiza el vaciado de las vigas, definiendo su geometría final, en particular, el canto de la viga (figura 2) y dejando un hueco que permita la libre deflexión durante el ensayo.

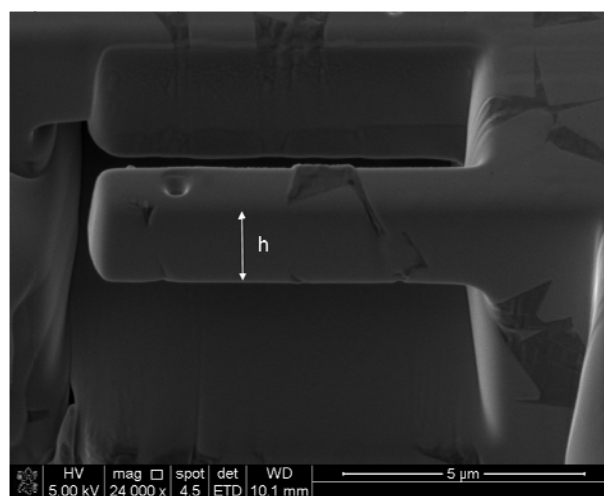


Fig. 2. Imagen de microscopio electrónico de barrido tomada a 45° mostrando la geometría de una viga (con canto h) tras el proceso completo de mecanizado.

En la tabla 1 se recogen los parámetros geométricos que definen las vigas mecanizadas siguiendo la metodología descrita en este apartado.

Tabla 1. Parámetros geométricos de las vigas ensayadas.

Viga	L (μm)	L_t (μm)	b (μm)	h (μm)
1-1	9.95	7.98	1.84	1.06
1-2	9.80	8.01	1.88	1.76
1-3	9.83	8.12	1.79	0.68
2-1	7.56	5.93	1.43	2.2
2-2	7.62	5.92	1.4	2.14
2-3	7.66	5.91	1.46	2.13
2-4	7.59	5.97	1.4	2.13

2.3. Condiciones de ensayo

Una vez mecanizadas, las muestras se ensayan en un TriboIndenter™ (Hysitron, USA) usando una punta de geometría cónica acabada en una esfera de radio 1.86

µm. En este tipo de ensayos el indentador se usa para flexionar las vigas, registrándose la carga aplicada y el desplazamiento del indentador.

Para asegurar un correcto posicionamiento de la punta en el proceso de indentación, se toma una imagen de la viga en modo barrido (SPM) previa al ensayo (figura 3). De esta manera, ayudándose de las marcas mecanizadas en la cara superior de las vigas, se asegura una precisión en el posicionamiento del punto de aplicación de la carga durante el ensayo del orden de 20-30 nm.

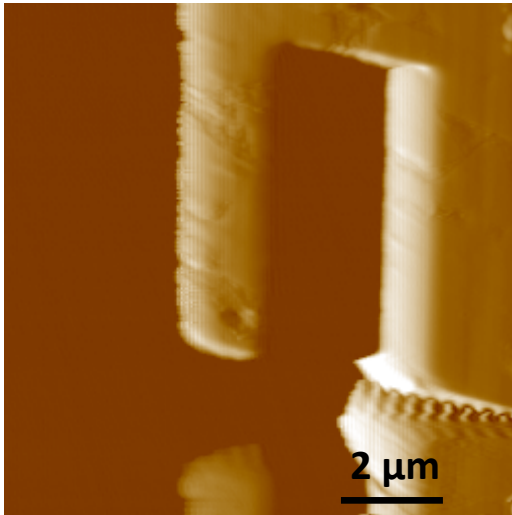


Fig. 3. Imagen obtenida en el TriboIndenter™ en modo SPM de una viga antes del ensayo. Se observa en el extremo de la viga una marca circular.

Los ensayos se llevaron a cabo en control de desplazamiento y en los de la segunda tanda se continuaron hasta la fractura de las vigas. Tras los ensayos, las muestras se analizaron en el microscopio electrónico de barrido obteniéndose información, en su caso, sobre los lugares de aparición de grietas y propagación de las mismas.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Ensayos detenidos antes de la fractura

En la figura 4 se presentan los registros carga-desplazamiento de los ensayos que se detuvieron antes de que se produjera la fractura de las vigas (primera tanda). Como se puede observar, sobre la viga 1 se realizaron dos ensayos consecutivos, con carga y descarga. El registro de carga del segundo ensayo (curva roja) se superpone al primero (curva azul), con lo que se puede afirmar que el primero de ellos fue perfectamente elástico. Adicionalmente, esta superposición corrobora la repetitividad de los resultados obtenidos en los ensayos.

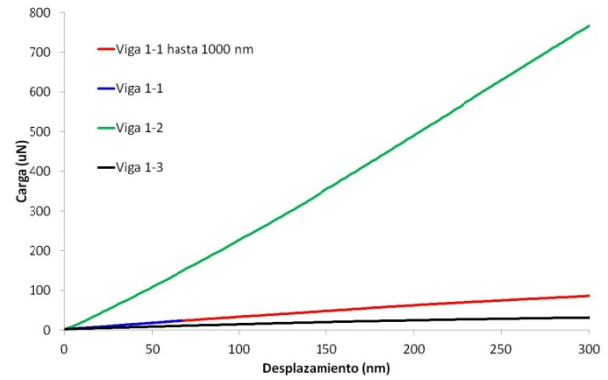


Fig. 4. Registro carga-desplazamiento de los ensayos de la primera tanda (detenidos antes de fractura). Se observa la diferencia entre las rigideces de las diferentes vigas.

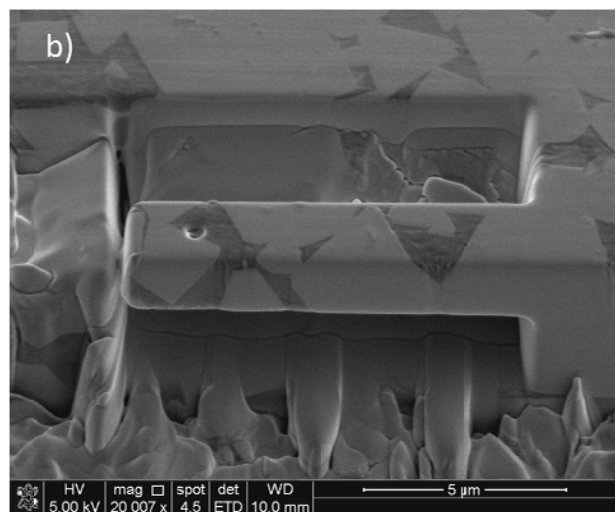
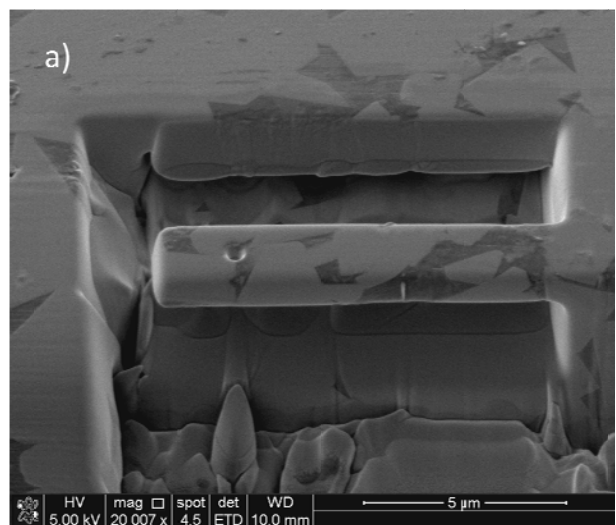


Fig. 5. Imagen de microscopio electrónico de barrido tomada a 45° mostrando la diferencia en geometría y situación del empotramiento entre las vigas a) 1-1, empotramiento situado en una región mayoritariamente de fase rica en Co y b) 1-2, empotramiento situado en una región mayoritariamente de WC.

Por otra parte, los otros dos ensayos se corresponden con dimensiones de las vigas y colocación del empotramiento de las vigas respecto a la microestructura radicalmente diferentes. Mientras que la viga 1 se corresponde con una viga de pequeño espesor, con el empotramiento situado en la fase rica en Co (figura 5a), las vigas 2 y 3 se corresponden con vigas de espesores muy diferentes con el empotramiento situado mayoritariamente en la fase WC (figura 5b). Un análisis de viga simple elástico lineal arroja para cada una de ambas vigas módulos de Young aparentes de 290 GPa para la viga 1 y 450-520 GPa para las vigas 2 y 3.

3.2. Ensayos llevados hasta fractura

En la figura 6 se presentan los registros carga-desplazamiento de los ensayos llevados hasta fractura (segunda tanda). Se puede observar en estos ensayos que, debido a la repetitividad en la geometría de las vigas (Tabla 1), sus rigideces aparentes son muy similares. Asimismo, salvo en el caso del ensayo 2-1 que rompió catastróficamente, las vigas presentaron propagación estable de grietas debida a la ductilidad de la fase rica en Co.

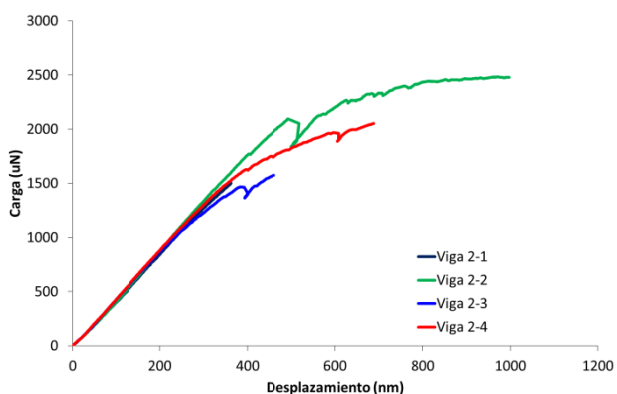


Fig. 6. Registro carga-desplazamiento de los ensayos de la segunda tanda (llevados a fractura). Se observa la propagación estable de las grietas tras un evento ligado a la fractura del WC.

La fractografía (figuras 7a y 7b) de las vigas una vez ensayadas muestra la diferencia observada en los lugares de fractura para distintas vigas. Mientras que la viga 2-2 (figura 7a) presenta la fractura en un lugar muy alejado del empotramiento y recorriendo, mayoritariamente, la fase rica en Co (como muestra la extensión de la zona de propagación estable en el registro carga-desplazamiento), la viga 2-3 (figura 7b) muestra una fractura prácticamente limpia y muy próxima al empotramiento, en buena concordancia con su registro de carga.

Para el caso de las vigas de la segunda tanda, empleando la teoría de viga con elasticidad lineal se obtuvieron a partir de las rigideces experimentales módulos de Young aparentes en torno a 300 GPa,

valores bajos teniendo en cuenta que las fases predominantes en los empotramientos son WC cuyo módulo está en torno a 714 GPa [6]. Esto puede deberse a que, al ser vigas de una mayor rigidez geométrica, los efectos de la flexibilidad lateral del indentador y, sobre todo, del empotramiento, son mucho más significativos que en los casos anteriores.

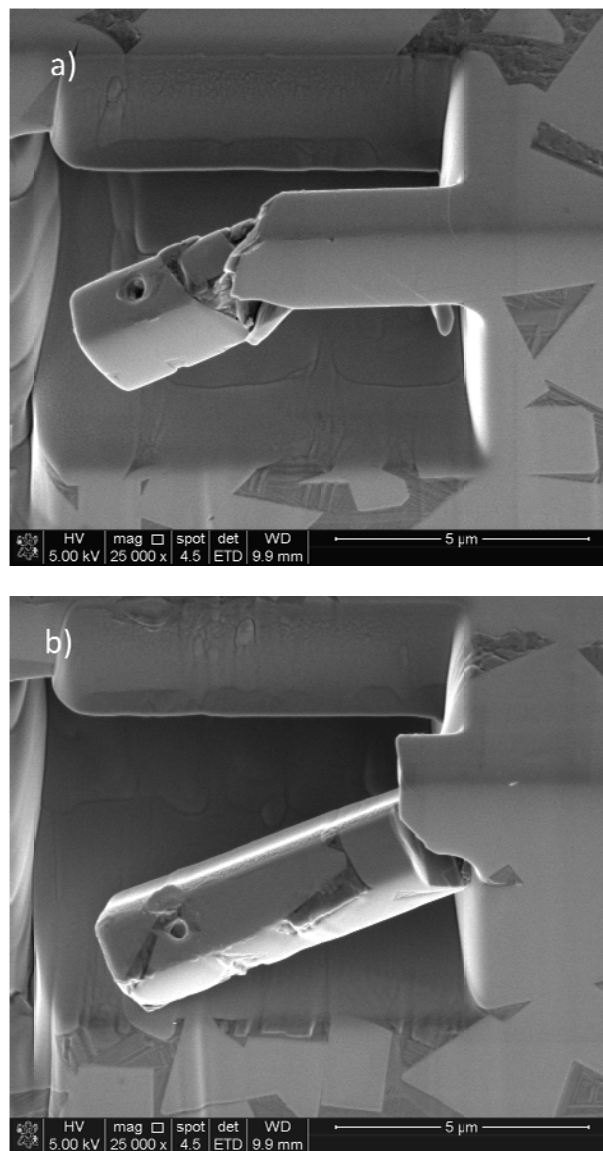


Fig. 7. Imagen de microscopio electrónico de barrido tomada a 45° mostrando el lugar de fractura en las vigas a) 2-2, la grieta se inicia lejos del empotramiento en un grano de Co y b) 2-3, la fractura comienza en el grano de WC del empotramiento.

Para intentar racionalizar estos resultados, se realizaron cálculos de elementos finitos, utilizando el código comercial de elementos finitos ABAQUS [13], para estimar el módulo aparente de las vigas de esta segunda tanda. En la figura 8 se presenta un detalle de la malla utilizada para la modelización. Los elementos utilizados son hexaedros de 8 nodos (C3D8) y, para tener en cuenta la flexibilidad del empotramiento se ha

modelizado, además de la viga, una zona adyacente del empotramiento con las mismas características del material de la viga de (3.5x4x4 μm). Se realizaron distintas simulaciones suponiendo comportamiento elástico y lineal, con distintos módulos de Young aparentes, con objeto de replicar el registro carga-desplazamiento observado en los experimentos antes del primer evento de fractura. En la figura 9 se presentan los mejores ajustes para dos ejemplos simulados. Adicionalmente, una vez calculado el módulo aparente, se evaluó la tensión local en la zona de fractura para las distintas vigas ensayadas. La tabla 2 recoge los valores de módulo aparente y tensión de fractura calculada de esta manera.

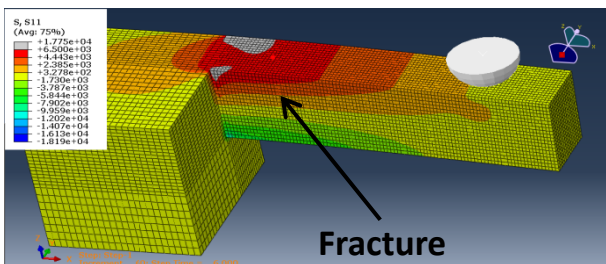


Fig. 8. Mallado de elementos finitos de la viga 2-3 incluyendo una zona en el empotramiento para tener en cuenta la flexibilidad del mismo. Las líneas de contorno representan las tensiones en dirección axial.

Los valores de módulo aparente obtenidos en ambas tandas son razonables teniendo en cuenta que el módulo del Co es de 211 GPa y para el WC se suele considerar 714 GPa, si bien en ambos casos no se tiene en cuenta la anisotropía de las fases que es especialmente relevante en el caso del WC [6]. En el caso de las tensiones de fractura se ha obtenido un valor de 6200 ± 300 MPa, valor que concuerda con los 6000 MPa estimados en [11] a partir de los ensayos de microvigas de WC-Co ultrafino. Cabe señalar que los valores obtenidos para las tensiones de fractura son una primera aproximación a los valores con un significado intrínseco en las vigas reales. Para obtener valores más significativos será necesario un refinamiento en los modelos de las vigas incluyendo detalles microestructurales, especialmente en la zona adyacente a los lugares de rotura.

Tabla 2. Valores de módulo de Young aparente, E_{ap} , y tensión de fractura, σ_f , calculados usando los modelos de elementos finitos para el ajuste del registro carga-desplazamiento. L_f es la distancia del empotramiento al lugar de rotura de cada viga.

Viga	E_{ap} (GPa)	L_f (μm)	σ_f (MPa)	Fase
2-1	390	2.8	6020	WC
2-2	390	3.88	4400	Co
2-3	376	1.21	6030	WC
2-4	412	2.37	6600	WC

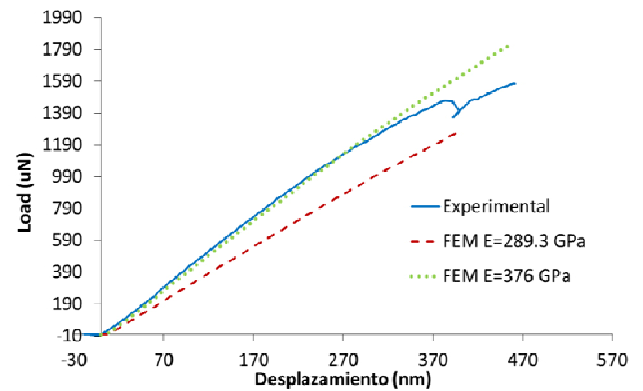
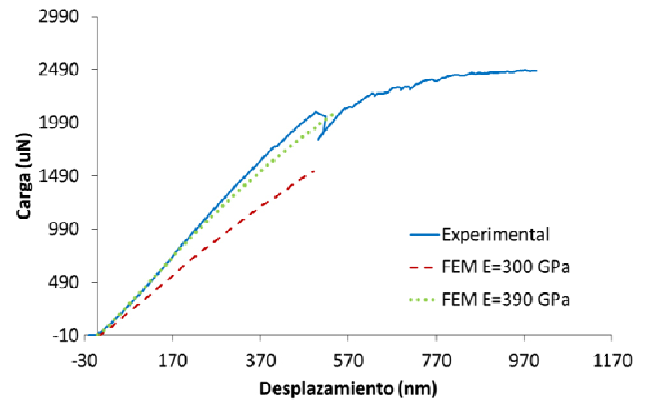


Fig. 9. Registros carga-desplazamiento para las vigas 2-2 y 2-3. En línea continua se muestra el registro experimental, en discontinua el calculado con el valor de E_{ap} calculado analíticamente, en punteado el obtenido de la simulación MEF con la E_{ap} necesaria para ajustar la curva experimental (tabla 2).

4. CONCLUSIONES

Se ha demostrado la viabilidad de fabricar y ensayar microvigas de metal duro, así como la utilidad de este tipo de ensayos para la evaluación de las propiedades mecánicas y de fractura de metal duro a nivel local. La fractografía muestra diferencias entre los diversos modos de propagación de grietas que pueden ser deducidos de los registros carga-desplazamiento.

A partir de modelos analíticos y de elementos finitos de los ensayos, se pueden estimar valores para el módulo de Young y la tensión de fractura de las distintas zonas de la microestructura. Se ha obtenido para el WC una tensión de rotura de 6200 ± 300 MPa, que concuerda con datos previos [11] y permite establecer un límite a la tensión de fractura máxima que se puede alcanzar con estos materiales.

AGRADECIMIENTOS

Uno de los autores (M. Trueba) quiere expresar su agradecimiento a la Universidad de Navarra por el apoyo recibido para la realización de su tesis doctoral.

REFERENCIAS

- [1] Roebuck, B. y Almond, E.A., *Deformation and fracture processes and the physical metallurgy of WC-Co hardmetals*. International Materials Reviews 33: 90-110, 1988.
- [2] Sigl, LS. y Exner, HE, *Experimental study of the mechanics of fracture in WC-Co alloys*. Metall Trans A 18A: 1299-308, 1987.
- [3] Mingard, KP., Jones, HG., Gee MG, Roebuck, B. y Nunn, JW., *In situ observation of crack growth in a WC-Co hardmetal and characterization of crack growth morphologies by EBSD*. Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials 36: 136-142, 2013.
- [4] McHugh, PE. y Connolly, PJ, *Micromechanical modeling of ductile crack growth in the binder phase of WC-Co*. Computational Materials Science 27: 423-436, 2003.
- [5] Kim, C-S., Massa, TR. y Rohrer, G.S., *Modeling the relationship between microstructural features and the strength of WC-Co composites*. Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials 24: 89-100, 2006.
- [6] Kim, C-S., Massa, TR. y Rohrer, G.S., *Modeling the Influence of Orientation Texture on the Strength of WC-Co Composites*. J Am Ceram Soc 90: 199-204, 2007.
- [7] Uchic MD., Dimiduk DM., Florando, JN y Nix WD, *Exploring specimen size effects in plastic deformation of Ni₃(Al, Ta)*, Science 305: 986-9, 2004.
- [8] Kiener D., Grosinger W., Dehm, G. y Pippan R., *A further step towards an understanding of size-dependent crystal plasticity: In situ tension experiments of miniaturized single-crystal copper samples*, Acta Mater 56: 580-92, 2008.
- [9] Motz C., Schöberl T. y Pippan R., *Mechanical properties of micro-sized copper bending beams machined by the focused ion beam technique*, Acta Mater 53: 4269-79, 2005.
- [10] Matoy, K., Schönkerr, H., Detzel, T. and Dehm, G., *Micron-sized fracture experiments on amorphous SiO_x films and SiO_x/SiN_x multi-layers*. Thin Solid Films 518: 5796-5801, 2010
- [11] Klünsner T., Wurster, S., Supancic, P., Ebner, R., Jenko, M., Glätzle, J., Püschel A. y Pippan R., *Effect of specimen size on the tensile strength of WC-Co hard metal*, Acta Mater 59: 4244-4252, 2011.
- [12] Greer, JR., y De Hosson, JM, *Plasticity in small-sized metallic systems: Intrinsic versus extrinsic size effect*, Progress in Materials Science 56: 654-724, 2011.
- [13] ABAQUS (2004), Reference Manuals, version 6.5, Hibbit, Karlsson and Sorensen.

ESTUDIO DE FATIGA BIAIXIAL A GRANDES AUMENTOS CON CORRELACIÓN DE IMÁGENES**B. Moreno¹, P. Lopez Crespo¹, J. Zapatero¹, F. Sabarit**

¹ Área de Ciencia de Materiales e Ingeniería Metalúrgica
 Escuela Superior de Ingenieros Industriales de Málaga, España.
 E-mail: bmoreno@uma.es

RESUMEN

El objetivo de este trabajo es usar la técnica de correlación de imágenes aplicada al frente de una grieta bajo fatiga biaxial a partir de las imágenes obtenidas usando un microscopio. En trabajos previos se desarrolló la metodología experimental para forzar la iniciación de una grieta en un pequeño concentrador y monitorizar el proceso de crecimiento haciendo uso de un microscopio y una cámara digital. Con el fin de obtener la máxima información a partir de las imágenes obtenidas se busca obtener los campos de desplazamientos y deformaciones en el entorno de la grieta mediante correlación de imágenes. El problema que se plantea es que la técnica requiere crear un patrón moteado sobre la superficie de la probeta. Comúnmente esto se realiza usando pinturas en spray, pero en este caso en particular, la amplificación del microscopio obliga a aplicar un tamaño de gota muy pequeño. La solución buscada es generar las gotas mediante electrospray como modo de atomización electro-hidrodinámica. Como resultado del estudio se obtienen dos tipos de disoluciones válidas para generar el patrón moteado por electrospray, con las que se analizan los resultados obtenidos con correlación de imágenes y las ventajas e inconvenientes de cada uno de ellos.

ABSTRACT

The objective of this study is to use digital image correlation (DIC) technique applied to a crack tip under biaxial fatigue conditions from images obtained using a microscope. An experimental methodology was developed in a previous study to force the initiation of a crack in a small hole and monitor the growth process using a microscope and a digital camera. In order to obtain the maximum information from the images, these are used to obtain displacements and strains fields in the vicinity of the crack tip. The technique requires a speckle pattern on the surface of the specimen typically done using spray paints. In this case, it requires a very small droplets size due to the high magnification of the microscope. The proposed solution is to generate droplets using electrospray as electrohydrodynamic atomization technique. Two types of solutions were found to be successful for generating the speckle pattern. The DIC results and the advantages and disadvantages of each solutions are then analyzed and discussed.

PALABRAS CLAVE: Correlación de imágenes, crecimiento de grietas, Fatiga biaxial

1. INTRODUCCIÓN

La técnica de correlación digital de imágenes (DIC) es una técnica experimental que se emplea para medir los campos de desplazamientos y deformaciones en componentes mecánicos. En la última década, los importantes avances en fotografía digital han derivado en el desarrollo de mejores y más robustos métodos de correlación de imágenes y su aplicación en mecánica de la fractura y fatiga [1, 2].

Las técnicas más tradicionales (galgas extensométricas, extensómetros, caída de potencial, etc) obtienen un único valor experimental, relativo a un punto de la superficie normalmente cercano a la grieta, o a un volumen, en cuyo caso el valor experimental es un valor medio del comportamiento del material. Además todas estas técnicas comúnmente empleadas en fatiga son invasivas y sus niveles de error son elevados. Por esa razón, en la última década, se han empezado a utilizar distintas técnicas ópticas entre las que cabe destacar fotoelasticidad, interferometría moiré, método de las cáusticas, termoelasticidad y correlación de imágenes.

Al contrario que las técnicas más tradicionales anteriormente mencionadas, las técnicas ópticas proporcionan muchísima más información, generando cientos o miles de valores experimentales. Es por ello por lo que se conocen con el nombre de full-field techniques (técnicas de campo completo). El mayor número de valores experimentales permite, por un lado, estudiar mecanismos que difícilmente podían ser evaluados con un único valor, y por otro lado reducir drásticamente los niveles de ruido. De entre las distintas técnicas de campo completo mencionadas, correlación de imágenes es la más reciente y la que más ventajas presenta para el estudio de fatiga. Así, el uso de fotoelasticidad requiere fabricar un modelo de plástico de pieza a estudiar o adherir un recubrimiento polimérico a la superficie. Interferometría moiré necesita adherir una rejilla a la superficie. El método de las cáusticas necesita un pulido especular de la superficie y termoelasticidad necesita de una carga aplicada cíclica que ha de estar en fase con la señal de un sensor infrarrojo de alta precisión. Por el contrario, correlación de imágenes necesita un acabado superficial sencillo para estudios de pocos aumentos y no requiere ningún régimen de cargas específico.

2. METODOLOGÍA EXPERIMENTAL

El uso de la técnica requiere un equipo relativamente sencillo que consta, en su versión más simplificada, de una cámara de vídeo digital, un ordenador y un software específico para procesar las imágenes. La técnica se basa en la comparación de imágenes digitales con distintos niveles de deformación. Cada imagen utilizada se subdivide en pequeñas ventanas (subset), de forma que se identifica el cambio de posición de estas ventanas en la imagen deformada con relación a una imagen de referencia. El cálculo de los desplazamientos se realiza minimizando funciones de correlación haciendo uso de algoritmos matemáticos implementados en software específicos. Para obtener buenos resultados es necesario que la superficie presente un patrón irregular, de forma que cada pequeña ventana de la imagen de referencia se pueda identificar inequívocamente en la imagen deformada. Esta superficie irregular se obtiene normalmente aplicando una capa no uniforme de spray negro y otra de spray blanco a la superficie a analizar. Este acabado superficial es el más comúnmente empleado por los usuarios de correlación de imágenes debido a su elevado contraste [1-5].

En este trabajo se ha usado la técnica DIC para obtener los campos de desplazamientos y deformaciones en probetas cilíndricas huecas sometidas a esfuerzos cíclicos en fase de tracción-torsión combinados usando la máquina servohidráulica MTS 809. Para la correlación de imágenes se usó el software comercial Vic-2D, a partir de las imágenes obtenidas haciendo uso de un microscopio de larga distancia (Questar QM-100) y una cámara digital (5 Megapixel y escala de 256

grises). En este caso particular, la amplificación del microscopio obliga a crear un patrón moteado o “speckle” con un tamaño de gota muy pequeño, que no es posible obtener con el uso convencional de sprays. La solución buscada en este caso es hacer uso de la técnica de electrospray como modo de atomización electrohidrodinámica.

El objetivo de este trabajo es poner a punto una técnica que permita la obtención de un patrón moteado a partir de micropartículas producidas por electrospray y comprobar la validez del mismo para aplicar DIC con las imágenes obtenidas usando el microscopio de larga distancia. Se presenta en primer lugar la preparación del patrón moteado mediante electrospray. En segundo lugar, se analizan los resultados de deformaciones obtenidos aplicando la técnica a las probetas sometidas a tracción y/o torsión comparando los resultados con los medidos haciendo uso de un extensómetro. Por último, se presentan los resultados de deformaciones obtenidos aplicando la técnica a probetas en las que se ha generado una grieta por fatiga a partir de un pequeño concentrador.

3. OBTENCIÓN DEL PATRÓN MEDIANTE ELECTROSPRAY

La técnica de electrospray consiste en la extrusión de un líquido a través de una aguja sometida a un campo eléctrico. Si ese líquido contiene precursores sólidos disueltos, el fino chorro producido, al romper en gotas, permite recoger micro y nanopartículas, siempre y cuando se consiga evaporar la totalidad del contenido líquido de las gotas producidas en el spray.

El montaje de electrospray más comúnmente utilizado emplea un tubo capilar de punta afilada por el que fluye un líquido que se bombea al capilar a través de un conducto. Una fuente de alto voltaje se conecta al capilar y frente a éste se posiciona el electrodo colector, que se conecta a tierra (potencial cero), aunque también puede estar conectado a una fuente de voltaje de signo contrario a la fuente conectada a la aguja (figura 1).

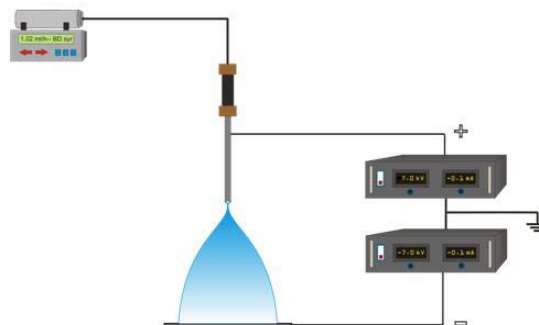


Figura 1: Esquema de la técnica del electrospray

Las cargas libres existentes en el seno del líquido se dirigen hacia la superficie y hacen que el menisco

esférico que había en el extremo del capilar se transforme en un cono, llamado cono de Taylor [6]. Del vértice de éste se emite un microscópico filamento de líquido (chorro), que posteriormente y debido a esfuerzos de tipo capilar romperá por inestabilidades varicosas en pequeñas gotas cargadas (aerosol). La fuerza eléctrica de repulsión que aparece entre ellas da lugar a un desplazamiento de las mismas perpendicular a su movimiento principal en dirección al colector y lleva a la formación de una nube con forma aproximadamente cónica. La atomización electrohidrodinámica (EHD) en su modo "cono-chorro" ha sido descrita como la sucesión de al menos tres procesos diferentes[7]. El primero de ellos es la aceleración del líquido en el interior del cono y la forma del mismo. Éste es resultado del balance de fuerzas entre tensión superficial del líquido, gravedad, tensiones eléctricas en la superficie, inercia y esfuerzos viscosos. Tras una transición al régimen cono-chorro llega el segundo proceso: la rotura del chorro en gotas, que está dominado por los esfuerzos capilares, sumados a esfuerzos tangenciales y normales de naturaleza eléctrica. Finalmente, el tercer proceso es el desarrollo de las gotas a lo largo del spray.

Las gotas se repelen entre ellas debido a la alta carga que poseen, situándose las más pequeñas en el exterior del spray [8], y las más pesadas en el eje central del mismo. Muchos estudios muestran que son, fundamentalmente, dos los parámetros que caracterizan perfectamente este proceso, uno de tipo eléctrico, que es la intensidad eléctrica I que circula por el cono, y otro que es el diámetro de las gotas del spray. El diámetro d_g de estas gotas del spray, que presenta una alta monodispersidad de tamaños, puede ir desde las centenas de micras hasta la decenas de nanómetros. Los parámetros con los que se pueden controlar tanto el tamaño de las gotas como la intensidad, son el caudal circulante y las propiedades del fluido: conductividad eléctrica, tensión superficial, viscosidad, densidad, y permitividad eléctrica [9-12].

Se podría decir, en primera aproximación, que con la conductividad se puede variar el orden de magnitud del diámetro de las gotas. A su vez, el caudal permite moverse en un rango de tamaños más o menos amplio, una vez fijada la conductividad del líquido. El resto de propiedades del fluido tienen una relevancia mucho menor a la hora de determinar d_g e I .

El tamaño de las gotas será el suficientemente pequeño para que cada una de las ventanas en que se subdivide la imagen para realizar la correlación, pueda ser identificada inequívocamente en toda la probeta. Un valor recomendado es el de gotas con un tamaño del orden de 3×3 píxeles. Para la mínima amplificación del microscopio usada en este caso, la resolución es de aproximadamente $1 \mu\text{m}/\text{píxel}$, por lo que el tamaño de las gotas se estima en diámetros del orden de $3 \mu\text{m}$.

Para conseguir el máximo contraste en el patrón se opta por obtener tintas negra y blanca, usando partículas de carbono Vulcan para la negra y partículas de óxido de titanio para la blanca. Para la preparación de las disoluciones se prueban distintos tipos de disolventes, cuya conductividad así como otras propiedades físicas (tensión superficial, viscosidad, densidad y permitividad eléctrica) influyen en el comportamiento del proceso de electrospray. En este caso, los disolventes usados tenían unos valores de éstos parámetros que permitían su uso para caudales de entre 0,04 y 2 ml/h, rango dado por la bomba y hasta 60 kV, máximo de las fuentes de tensión, es decir, fue posible estabilizar el cono-chorro bajo estas condiciones.

Entre las opciones analizadas se optó por usar una disolución de etanol y PVP con Vulcan para crear un fondo negro cubriendo la superficie del metal (de esta manera se evita la saturación de la imagen digital que produce la reflexión de la luz sobre la superficie pulida de la probeta) y una disolución de diclorometano y metanol con el TiO_2 para crear las motas blancas.

Se prepararon distintos patrones variándose el caudal, potencial y tiempo de exposición de la probeta al chorro de electrospray. Para discriminar el mejor patrón, y ver si en primera aproximación es válido, se realizaron correlaciones para medir un desplazamiento uniforme comparándolo con el valor medido con un micrómetro. Se comprobó que con el patrón elegido se obtiene un valor del parámetro confidence dentro del rango recomendado. Dicho parámetro mide en la correlación la fiabilidad de los resultados obtenidos. Con este tipo de patrón se obtuvieron los resultados presentados en la sección 4 que corresponden a ensayos realizados sobre probetas sin concentradores de tensión.

Tras esta primera experiencia con el patrón obtenido con las disoluciones anteriormente descritas, se comprobó que la adherencia de las tintas a la superficie metálica es escasa y éstas se eliminan fácilmente al manipular las probetas. El problema se plantea al querer aplicar la metodología en el entorno de una grieta. Para ello, tras generar el patrón con electrospray es preciso realizar un pequeño taladro en la superficie de la probeta donde forzar la iniciación de la grieta por fatiga. Por esta razón, se decide utilizar una suspensión con presencia de un polímero para conseguir una mayor adherencia y evitar así que el patrón pueda ser eliminado al manipular la probeta. Así pues, para la tinta negra se usó en este caso una mezcla de disoluciones: DMF + Vulcan con Xileno+PEVA. Para aumentar la conductividad excesivamente baja del Xileno se añade como agente antiestático Stadis. El patrón generado, haciendo uso de esta tinta negra y la tinta blanca con TiO_2 , se empleó para obtener los campos de desplazamientos y deformaciones en torno a una grieta presentados en el apartado siguiente (figura 2).

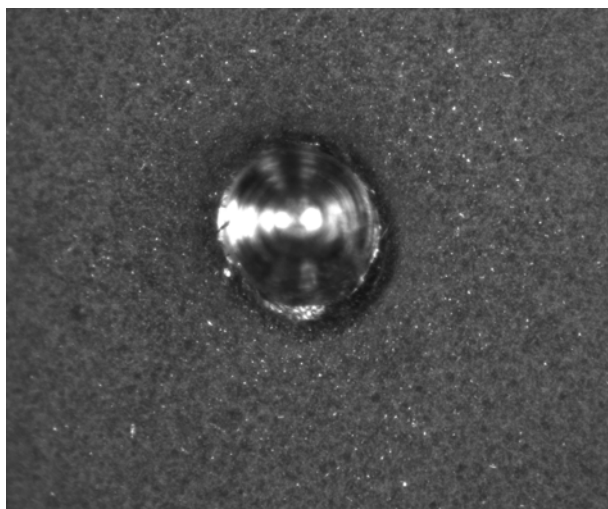


Figura 2: Patrón moteado generado con electrospray.

4. ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE LOS RESULTADOS OBTENIDOS MEDIANTE CORRELACIÓN DE IMÁGENES.

Los primeros análisis realizados corresponden a obtener los valores de deformaciones axiales y angulares mediante correlación de imágenes y compararlos con dichos valores medidos por un extensómetro. Estos se realizaron en probetas sin el taladro concentrador de tensiones ni grieta, tanto en ensayos cíclicos uniaxiales tracción-compresión, como en ensayos cíclicos de torsión y en ensayos cíclicos de tracción-compresión con torsión combinados en fase. En este caso se utilizó para generar el patrón con electrospray la tinta negra y etanol con Vulcan.

Los ensayos se realizaron en la máquina biaxial MTS 809 en control de carga y/o par a frecuencia de 0.2 Hz. A dicha frecuencia de ensayo la velocidad de la cámara permite tomar unas 65 imágenes por ciclo, quedando éste bien definido. Para la correlación se toma como imagen de referencia la correspondiente a un valor nulo de deformación medida con el extensómetro biaxial Epsilon 3550. Sin la presencia del concentrador los desplazamientos tanto en la dirección axial de la probeta como la perpendicular varían linealmente con la distancia del punto considerado a la mordaza fija de la máquina. Los campos de deformaciones axiales o angulares son uniformes en todos los puntos de la zona calibrada de la probeta. Dichos valores de deformación son los que se representan en las figuras 2 y 3.

En la figura 3 se comparan los resultados de deformación axial obtenidos mediante correlación con los valores medidos por el extensómetro. Los resultados corresponden a un ensayo uniaxial de tracción-compresión para cargas de $\pm 15\text{KN}$.

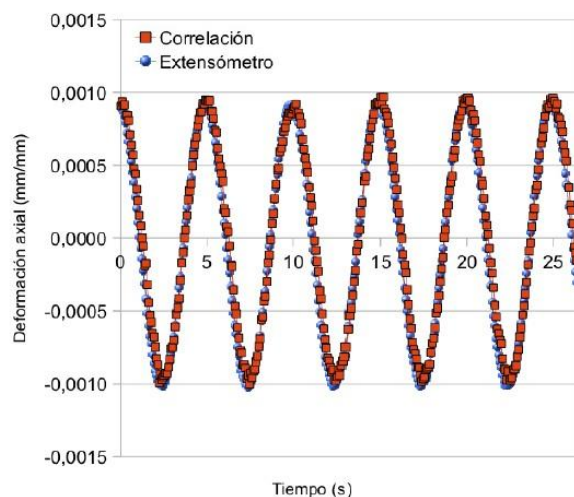


Figura 3: comparación entre los valores de deformación axial medidos con extensómetro y los obtenidos por correlación.

En la figura 4 se comparan los resultados de deformación angular obtenidos mediante correlación con los valores medidos por el extensómetro, en este caso para un ensayo cíclico de torsión para un par de $\pm 70\text{Nm}$. Resultados análogos se obtienen para ambas componentes, tanto deformación axial como angular, en los ensayos de tracción-compresión con torsión combinados.

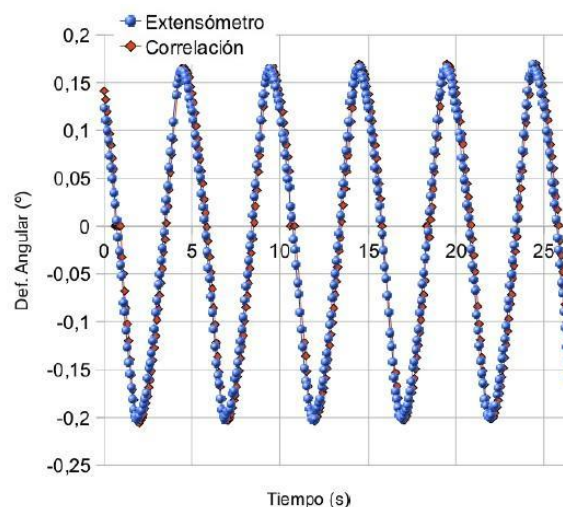


Figura 4: comparación entre los valores de deformación angular medidos con extensómetro y los obtenidos por correlación.

Para los análisis de correlación en el entorno de una grieta se preparó una probeta generando el patrón con electrospray usando la tinta negra que contiene PEVA de mayor adherencia. Se realizó un taladro de 0.5 mm de diámetro y profundidad del mismo orden, que actúa como concentrador de tensiones, forzando ahí la aparición de la grieta por fatiga (figura 2). El ensayo

observar directamente la grieta en la superficie del metal. Las imágenes superpuestas de la superficie limpia de la probeta, en la que la grieta es claramente visible y las imágenes del análisis de correlación se muestran en la figura 9. Comparando las figuras 8 y 9 puede concluirse que la grieta real es claramente más larga que lo observado con la película generada por electrospray y por tanto con el patrón empleado no es posible observar el frente de la grieta ni medirla. Por tanto, los valores de desplazamientos calculados en torno a los bordes de la grieta corresponderán, no a los puntos del metal de la probeta, sino a puntos de la película elástica que forma la tinta aplicada para generar el patrón mediante electrospray.

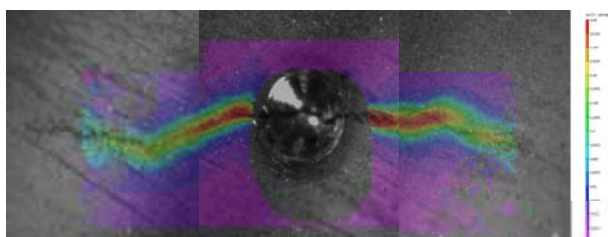


Figura 9: Imágenes superpuestas de la superficie limpia de la probeta y los mapas de deformación obtenidos mediante correlación.

5. CONCLUSIONES

A la vista de los resultados obtenidos puede concluirse:

- La técnica de electrospray permite la obtención de un patrón moteado con el tamaño, distribución y contraste de gotas necesario para poder realizar análisis de correlación a partir de las imágenes obtenidas con el microscopio.

De las dos disoluciones empleadas para generar la tinta de fondo negro en el patrón, se concluye:

- La primera de ellas con etanol y Vulcan, si bien es apta para la aplicación de la técnica (prueba de ello es la precisión de los valores obtenidos de deformación comparados con la medida del extensómetro) presenta el inconveniente de que se elimina fácilmente si es necesario manipular las probetas debido a la escasa adherencia.
- La disolución empleada con adición de polímero resuelve el problema de adherencia, sin embargo, la película de tinta, al comportarse de forma elástica y no romper como hace el metal en el avance de la grieta, impide observar y medir la grieta y falsea las medidas de deformación en los bordes de la misma.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen la financiación aportada para la realización de este trabajo a la Dirección General de

Investigación y Gestión del Plan Nacional de I+D+I a través del proyecto DPI2012-33382 y al Plan Propio de la Universidad de Málaga.

REFERENCIAS

- [1] Sutton MA, McNeill SR, Helm JD, Chao YJ. "Advances in two-dimensional and three-dimensional computer vision". In: Rastogi PK, editor. Photomechanics, Topics in Applied Physics, 2000. p. 323-372.
- [2] Fonseca JQd, Mummery PM, Withers PJ. "Full-field strain mapping by optical correlation of micrographs acquired during deformation". Journal of Microscopy. 2005; 218(1):9-21.
- [3] Yoneyama S, Kitagawa A, Iwata S, Tani K, Kikuta H. "Bridge deflection measurement using digital image correlation". Experimental techniques. 2007; 31:34-40.
- [4] Roux S, Hild F. "Digital image mechanical identification (DIMI)". Experimental mechanics. 2008; 48:495-508.
- [5] Lopez-Crespo P, Burguete RL, Patterson EA, Shterenlikht A, Withers PJ, Yates JR. "Study of a crack at a fastener hole by digital image correlation". Experimental Mechanics. 2008; 49, 551-559.
- [6] Taylor, G. I., "Desintegration of water drops in an electric field", Proc. R. Soc. Lond. A, 1964; 280, 383-397.
- [7] Clopeau M., Prunet-Foch b., "Electrohydrodynamics spraying functioning modes: a critical review", J. Aerosol Sci. 1997, 2, 249-275.
- [8] Deng, W. and Gomez, A., "Influence of space charge on the scale-up of multiplexed electrosprays", Journal of Aerosol Science 2007; 38(10), pp 1062-1078.
- [9] Gañán-Calvo A.M. Lasheras J and Barrero A., "The electrostatic spray emitted from an electrified conical meniscus", Journal Aerosol Sci., 1994; 25, 1121-1142.
- [10] Fernández de la Mora J., Loscertales I. G. J., (1994), "The current emitted by highly conducting Taylor cones", Fluid Mech, 1994; vol 260, pp 155-158.
- [11] Deng, W. and Gomez, A., "Influence of space charge on the scale-up of multiplexed electrosprays", Journal of Aerosol Science, 2007; 38(10), pp 1062-1078.
- [12] A. GañánCalvo, J. Dávila and A. Barrero, "Current and droplet size in the electrospraying of liquids Scaling Laws", J. Aerosol Sci, 1997; 2, 249-275.

ÍNDICE TEMÁTICO

>>>> 1, 2, 3 ...

3D cracks..... 395

>>>> A

Acción sísmica..... 377
 Acero 285
 Acero colado..... 309
 Acero de pretensado 253
 Acero estructural 321
 Acero inoxidable de alta resistencia mecánica..... 439
 Acero para muelles..... 333
 Acero perlítico..... 241
 Aceros perlíticos 259
 Agentes externos..... 445
 Agudización 119
 Agudización de la entalla..... 103
 Aleaciones de magnesio 303
 Alta frecuencia..... 97
 Aluminium alloy 151, 157
 Amortiguamiento 91
 Análisis digital de imágenes 495
 Análisis termogravimétrico 433
 Aneurisma de aorta 65
 Anillos concéntricos..... 501
 Aproximación energética 59
 Atenuación de vibraciones 193
 Avance de fisura 247

>>>> B

B-k models..... 315
 Barrera microestructural 169
 Biaxial fatigue 211
 Boundary element method 125

>>>> C

Carbon nanotubes 29, 145
 Carga catódica 199
 Cemented carbides 235
 Cohesive crack model 347
 Comparación numérica-experimental..... 107
 Comportamiento dinámico..... 445
 Comportamiento mecánico..... 65, 489
 Composites..... 125, 365
 Copolímero propileno-etileno 495

Copolímeros tribloque 131
 Core materials 15
 Correlación de imágenes..... 513
 Correlación digital de imágenes 475
 Corrosión bajo tensión..... 439
 Corrosión localizada 439
 Crecimiento de grietas..... 513
 Ctod 321
 Ctod 327
 Curvas tensión-deformación..... 495

>>>> D

Defectos superficiales 241
 Deformación plástica 253
 Diagrama de fallo 199
 Dinámica molecular 419
 Diseño 463
 Dislocaciones 407
 Distribución weibull..... 501

>>>> E

Ecuaciones constitutivas 389
 Efecto de escala 139
 Efecto de tamaño 291
 Efecto del tamaño de probeta 309
 Efecto entalla..... 273, 279
 Elementos finitos 53, 65, 353, 389
 Elementos finitos extendidos..... 353
 Enderezado por llama 483
 Energía de fractura..... 85
 Energía disipada..... 43
 Ensayo de flexión en 4 puntos 47
 Ensayo de paso incremental 187
 Ensayo de tracción 285
 Ensayo de ultra-micro-indentación..... 47
 Ensayo estirado marciniak 489
 Ensayo miniatura de punzonado 489
 Ensayos no destructivos..... 297
 Ensayos small punch..... 321
 Epoxy resin 145
 Esmalte..... 59
 Estructura porosa 433
 Experimental tests 205

>>>> F

Factor de intensificación de tensiones 469, 475
Factores de intensidad de tensiones 229
Failure 15
Fatiga...43, 97, 139, 163, 169, 175, 181, 193, 217, 229, 333, 469, 475
Fatiga biaxial 513
Fatiga multiaxial 187
Fatigue 145, 205, 223, 457
Fatigue life 205
Fatigue mechanics 235
Fatigue strength 151, 157
Fib machining 451
Fibra de vidrio 85
Fibras de poliolefina 73
Finite element method 395
Fisura cohesiva 79
Fisuración asistida por hidrógeno 259
Flexión de vigas 229
Fotoelasticidad 469
Fractura 73, 119, 273, 279, 285
Fractura de hormigón 79
Fractura dinámica 371
Fragilización asistida por hidrógeno 339
Fragilización por hidrógeno 427
Frecuencia de resonancia 175
Friction stir processing 151, 157

>>>> G

Grc 85

>>>> H

Hormigón autocompactante 73, 97, 433
Hormigón reforzado con fibras 73
Hueso cortical 53
Hydrogen assisted fracture 413
Hydrogen diffusion 413

>>>> I

In-plane 211
Industria ferroviaria 297
Iniciación de fisuras por fatiga 241
Iniciación-propagación 175
Integridad estructura 427
Integridad superficial 163

Interface crack 125, 365
Inyección a alta presión 303

>>>> K

Kic 333

>>>> L

Ley de paris 247

>>>> M

Maclaje/twinning 419
Magnesio 419
Manta elastomérica 193
Materiales híbridos 131
Mecánica de la fractura 23
Metal duro 507
Mezclas bituminosas en caliente 445
Mfel 401
Micro-mechanical testing 451
Microdaño 53
Microestructura 483
Micromecanismos 273, 279
Microvigas 507
Mig welding 151, 157
Mixed mode fracture 365
Modelización 247
Modelling 413
Modelo cohesivo 285
Modelo numérico fem 359
Modelo probabilístico 139
Modelos 401
Modelos de daño 113
Modelos de predicción 163
Modelos discretos 371, 377
Modulus mapping 29
Mortero de cemento 85
Multiescala 407
Multifisuración 259

>>>> N

Nano sílice 433
Nanocomposites 145
Nanohuecos 407
Nanoindentation 29

Nanoparticle	29
Nickel based binder	235
Notched specimens	347

> > > O

Off-shore.....	327
Overload.....	223

> > > P

Parámetros de fractura.....	103
Peak-force qnm	29
Péndulo de impacto.....	91
Penetración de cloruros.....	433
Pericardio	43
Placa fisurada.....	247
Plasticidad ciclica	187
Plasticity induced crack closure.....	223
Poliétileno	353
Polímeros	23, 103, 113
Porosidad	303
Presas de hormigón	377
Principios básicos.....	401
Probabilistic fatigue	315
Probetas entalladas.....	259
Propagación de fisuras.....	371
Propagación de microgrietas.....	169
Propiedades mecánicas	291
Propiedades mecánicas y en fractura	483
Proportional and non- proportional loading	205
Protección catódica	199
Pseudoarthrosis y callo óseo.....	47

> > > R

Relación de aspecto.....	247
Resinas epoxy.....	119
Resistencia a compresión	433
Resistencia frente a cargas de viento	463
Rotura.....	43
Rotura por presión.....	107

> > > S

S235 jr	483
S460 ml	483
S690 ql	483

Sandwich structures	15
Seguidor solar	463
Sensibilidad a la entalla.....	181
Shot peening	217
Simulación por elementos finitos.....	383
Soldadura	359
Soldadura a tope multipasada.....	383
Stochastic finite elements.....	315
Stress amplitude ratio.....	205
Superaleación.....	389

> > > T

Tamaño de grano.....	181, 291
Tearing topography surface	259
Tenacidad	333, 507
Tenacidad a la fractura	309
Tenacidad de fractura	59, 131, 267
Tensión fractura vidrio	501
Tensiones residuales.....	217, 359, 383
Testing machine.....	211
Thickness effect.....	395
Torsion.....	347
Tracción uniaxial.....	43
Transición en el modo de fallo.....	113
Transient behaviour	223
Trefilado.....	259
Tubería policarbonato.....	107

> > > U

Ultrasonic testing machine	457
Ultrasonidos.....	297
Uniones soldadas	327

> > > V

Vasija de reactor nuclear	427
Velocidad de deformación	267, 339, 389
Very high cycle fatigue.....	457
Vidrio estructural.....	91

> > > Z

Zirconia.....	451
Zona de proceso de fractura	253, 339

ÍNDICE DE AUTORES

>>>> A

Aizpurua, I.	297
Alberti, M.G.....	73
Alcaraz-Caracheo, L.A.	309
Aldazabal, J.	333
Alegre, J.M.	489
Alonso, M.C.	439
Álvarez, J.A.	199, 483
Anes, V.	205, 211
Anglada, M.	451
Antunes, F.V.	223
Antunes, M.	495
Aranda-Ruiz, J.	113
Arango, C.	53
Arencón, D.....	119, 495
Ariza, M.P.	407
Arrazola, P.J.	163
Arroyo, B.....	199,48
Atienza, J.M.....	285

>>>> B

Bea, J.A.	315
Belzunce, F.J.	217, 321, 327
Bermejo, L.	169, 175, 181, 291
Berto, F.	347
Bognet, B.....	395
Borrego, L.F.....	223
Borrego, L.P.....	151, 157
Braun, M.....	371, 377
Bravo, P.M.	303

>>>> C

Calvo, S.	463
Camposilvan, E.	451
Capel, F.	501
Capela, C.....	145
Carrascal, I.	47, 193, 279
Carrión-Viramontes, F.J.....	309
Casado, D.....	297
Casado, J.A.....	47, 193
Casellas, D.	489
Castillo, E.	139
Castro, I.	297
Ceballos, L.....	59
Celentano, D.....	65

Cendón, D.A.	267, 285, 347, 389
Chaves, V.	187
Chinesta, F.....	395
Cicero, S.....	273, 279
Costa, J.D.M.....	145
Costa, J.M.	151, 157
Coureaux, D.	235
Cuervo, J.	279
Cuesta, I.I.	489
Curtin, W.A.	419

>>>> D

De Freitas, M.	211, 457
Demian, C.....	47
Díaz, F.A.....	469, 475
Diego, S.....	47, 193
Dorado, R.	469, 475

>>>> E

Elguezabal, B.	383
Elices, M.....	285, 347
Elizalde, M.R.	507
Enfedaque, A.	73, 85
Erice, B.	267, 389
Escuadra, J.....	247
Esnaola, J.A.	163, 359, 383
Ezkurra, M.	163

>>>> F

Fathy, A.M.....	79
Felipe-Sesé, L.	469
Fernández Canteli, A.	91, 139, 401, 501
Fernández Sáez, J.	401
Fernández Zúñiga, D.....	401
Fernández-Sáez, J.	371, 377
Ferrari, C.	235
Ferreira, J.A.M.....	145
Ferreira, J.M.	151, 157
Ferreño, D.	47, 483
Fonte, M.	205, 211
Freitas, M.....	205
Fuenmayor, F.J.....	53, 395

>>>> G

Gallego, R.....	353
Gálvez, F.....	267, 389

Gálvez, J.C.	73, 85, 285
García-Herrera, C.	65
García, P.	327
García, T.	273, 279
García, T.E.	321
Garrido, M.A.	59
Garro, A.	359, 383
Gdouts, E.E.	15
Germán, A.	501
Giner, E.	53, 395, 401
Giraldez, I.	59
Gómez-del Río, T.	131
Gómez, F.J.	79
González, B.	241, 247, 445
Govaert, L.E.	107
Graciani, E.	365
Guierrez-Solana, F.	483
Guinea, G.V.	43
Gutiérrez-Solana, F.	47
Gutiérrez, D.	489
> > > H	
Huerta, C.	91, 501
> > > I	
Iparraguirre, I.	507
> > > J	
Jesus, J.S.	151, 157
Jiménez-Piqué, E.	451
> > > K	
Kawashima, S.	29
Kharin, V.	413
Koller, R.	139
> > > L	
Lacalle, R.	483
Lage, Y.	457
Laguna-Estrada, M.	309
Lamela, M.J.	91, 501
Laporta, M.	199
Lazzarin, P.	347
León, N.	119, 433
Leygue, A.	395
Lezcano, R.	327

Li, B.	205, 211
Li, W.	29
Llanes, L.	235
Llaneza, V.	217
Loaeza, D.	495
Lomboy, G.R.	29
Lopez Crespo, P.	513
López-Alba, E.	475
Lopez, A.	359, 383
López, C.	463
Lorenzino, P.	169, 175, 181, 291
Lorenzo, M.	303, 427, 489
Loureiro, A.R.	151, 157
Loya, J.A.	113
Luque, A.	419

> > > M

Madariaga, A.	163
Madrazo, V.	273, 279
Madrigal, C.	187
Mantič, V.	125, 365
Martín-Meizoso, A.	229, 333
Martín-Rengel, M.A.	79
Martín, J.J.	427
Martínez-Esnaola, J.M.	229, 333, 507
Martínez-Madrid, M.	309
Martínez-Pañeda, E.	353
Martínez, A.B.	23, 119, 495
Martinez, I.	359, 383
Maspoch, M.L.	495
Massana, J.	433
Matos, J.C.	241, 247, 445
Moragues, A.	433
Moreno, B.	513

> > > N

Navarro, A.	169, 175, 181, 187, 291
-------------	-------------------------

> > > O

Ocaña, I.	333, 507
Ortiz, M.	407

> > > P

Pacios, A.	91
Pacios, A.	501
Palacios, M.	327

Panagiotopoulos, C.G.	125
París, F.	365
Patel, Y.	103
Pearson, R.A.	131
Pedrejón, J.L.	333
Pelayo, F.	91
Peñuelas, I.	321
Pérez-Martín, M.J.	267,39
Pérez, M.I.	47
Polanco, J.A.	97, 193
Ponga, M.	407
Portilla, J.	199, 483
Prado, J.M.	489
Prados-Frutos, J.C.	315
Prados-Privado, M.	315
Preciado, M.	303
Przybilla, C.	139

> > > R

Ramos, A.	91
Recio, F.J.	439
Redondo, M.	47
Reig, B.	235
Reis, L.	205, 211, 457
Riancho, J.A.	47
Ribeiro, A.	457
Rivera, R.	463
Rocco, C.G.	377
Rodríguez, C.	321
Rodríguez, J.	23, 59, 103, 119, 131
Rodríguez, N.	507
Rojo, F.J.	43
Ruiz-Hervías, J.	79
Ruiz, E.	47, 273, 483

> > > S

Sabarit, F.	513
Sáez de Buruaga, M.	359
Salazar, A.	23, 103, 119, 131
Sánchez Moreno, J.M.	507
Sánchez-Gálvez, V.	267

Sanchez-Rodríguez, A.	309
Sanchez, E.	433
Sánchez, J.J.	463
Schneider, L.	235
Seco, A.R.	199
Setién, J.	97
Shah, S. P.	29
Silva, H.	145
Sosa, I.	97
Suárez, F.	285

> > > T

Tarragó, J.M.	235
Távara, L.	365
Terán-Guillén, J.	309
Thomas, C.	97
Tino, R.	445
Tobaruela, M.A.	43
Torca, I.	163
Torbio, J.	241, 247, 253, 259, 339, 413, 427, 445
Trueba, M.	507

> > > U

Ugarte, D.	359, 383
Ulacia, I.	359, 383

> > > V

Vasco-Olmo, J.M.	469, 475
Velasco, J.I.	495
Verbeeten, W.M.H.	107
Vercher, A.	53
Vergara, D.	253, 259, 339, 427
Vielma, A.T.	139, 217
Villa, E.I.	377
Vilupillai, C.	47

> > > W

Williams, J.G.	103
---------------------	-----

> > > Y

Yáñez, V.	65
Zapatero, J.	513

