Anales de Mecánica de la Fractura

TEXTO DE LAS COMUNICACIONES PRESENTADAS EN EL

XXXV ENCUENTRO DEL GRUPO ESPAÑOL DE FRACTURA

Número 35

Málaga

14, 15 y 16 de marzo de 2018



Anales de Mecánica de la Fractura

Texto de las comunicaciones presentadas en el

XXXV ENCUENTRO DEL GRUPO ESPAÑOL DE FRACTURA

14, 15 y 16 de marzo de 2018 Málaga

©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"

I.S.S.N: 0213-3725 Fecha impresión: Marzo 2018

EDITORIAL

El volumen 35 de los Anales de Mecánica de la Fractura incluye los artículos correspondientes a las comunicaciones presentados en el XXXV Encuentro del Grupo Español de Fractura (GEF 2018), celebrado en Málaga del 14 al 16 de marzo de 2018. En esta ocasión, la organización del encuentro promovido por el Grupo Español de Fractura – Sociedad Española de Integridad Estructural ha recaído en el grupo de Ciencia de los Materiales de la Escuela de Ingenierías Industriales de la Universidad de Málaga.

Las conferencias plenarias han corrido a cargo de los profesores: Alfonso Fernandez Cantelli – Catedrático Emérito del Departamento de Construcción e Ingeniería de Fabricación de la Universidad de Oviedo –, Philip J Withers – Catedrático del School of Materials de la Universidad de Manchester – y David Nowell – Catedrático del Department of Engineering Science de la Universidad de Oxford, Imperial College Londres–. A todos ellos deseamos expresar desde aquí nuestro agradecimiento por su excelente contribución al GEF 2018. Asimismo deseamos agradecer el trabajo y el esfuerzo del resto de autores que han hecho posible la edición de este volumen con más de un centenar de artículos.

De igual forma, los organizadores queremos agradecer las ayudas recibidas del Vicerrectorado de Investigación y Transferencia, de CEI-MAR Campus de Excelencia Internacional del Mar y de la Escuela de Ingenierías Industriales de la Universidad de Málaga.

Por último, nuestro agradecimiento al patrocinio de las empresas: Walter+bai, Rumul, Zwick-Roell, SEM Ingeniería S.L., MTS, Instron y Grupo Álava, cuya ayuda económica ha sido fundamental para poder llevar adelante la organización del congreso.

En Málaga, a 9 de marzo de 2018.

Junta Directiva de la Sociedad Española de Integridad Estructural - Grupo Español de Fractura (SEIE-GEF)

Presidente: Vicepresidente 1°: Vicepresidente 2°: Vicepresidente 3°: Vicepresidente 4°: Vicepresidente 5°: Secretario: Tesorero: Antonio Martín Meizoso Jesús Manuel Alegre Calderón M^a Lluisa Maspoch Ruduà Eugenio Giner Maravilla Cristina Rodríguez González Carlos Navarro Pintado David Ángel Cendón Franco Francisco Gálvez Diaz-Rubio

Comité Científico

Martín Meizoso, Antonio (Presidente GEF) Jesús Manuel Alegre Calderón Eugenio Giner Maravilla María Lluisa Maspoch Rulduá Carlos Navarro Pintado Cristina Rodríguez González David Ángel Cendón Franco Francisco Gálvez Díaz-Rubio Mª Belen Moreno Morales Pablo López Crespo

Comité Organizador

M^a Belén Moreno Morales José Zapatero Arenzana Pablo López Crespo Daniel Camas Peña Antonio Luis García Gonzalez José Manuel García-Manrique Ocaña José Alberto Martín Romero Mehdi Mokhtarishirazabad Francisco Alberto Díaz Garrido José Manuel Vasco Olmo Nicolás Larrosa

Secretaría Técnica

M^a Belen Moreno Morales Pablo López Crespo

Patrocinadores

INSTRON ZWICK ROELL W+B WALTER BAI MTS SEM RUMULL GRUPO ALAVA

INDICE

CONFERENCIAS INVITADAS	12
TOWARDS A NEW UNDERSTANDING OF FATIGUE CRACK PROPAGATION D. Nowell, P. Qui	13
UNA METODOLOGÍA SISTEMÁTICA PARA LA MODELIZACIÓN PROBABILÍSTICA DE RESULTADOS DE FALLO EN FRACTURA Y FATIGA	_
Alfonso Fernández Canteli, Enrique Castillo Ron	18
FRACTURA DE MATERIALES METÁLICOS	33
OPTIMIZACIÓN DE LA GEOMETRÍA DE LA ENTALLA LATERAL PASANTE EN LA ESTIMACIÓN DE LA TENACIDAD A FRACTURA MEDIANTE PROBETAS SMALL PUNCH D. Andrés, B. Lassillo, A. Jaurriata, J.A. Álvaroz	24
ANÁLISIS DE LA GEOMETRÍA DE LA ESTRICCIÓN EN LOS ACEROS CORRUGADOS TEMPCORE	
 B. Hortigón, J.M. Gallardo, E.J. Nieto-García, F. Ancio, M.A. Herrera FRACTURA EN MODO I Y MODO MIXTO DE PLACAS CON ENTALLA EN U DE DOS MATERIALES METÁLICOS CON COMPORTAMIENTO PLÁSTICO DIFERENCIADO. 	40
R.Sancho, D. Cendón, E. Alliu, F. Berto	46
A. Martín-Meizoso, J.M. Martinez-Esnaola, P.J. Arrazola, A. Linaza, MORPHOLOGY AND MECHANICAL BEHAVIOUR OF LASER BEAM WELDING	52
P. Oliveira, A. Loureiro, J. Costa, J. Ferreira, L. Borrego EFECTO DEL HIDRÓGENO EN LA TENACIDAD A FRACTURA DEL ACERO 42CrMo4 TEMPLADO Y REVENIDO A DIFERENTES TEMPERATURAS	58
A. Zafra, L.B. Peral, F.J. Belzunce y C. Rodriguez FRAGILIZACIÓN POR HIDRÓGENO DE UN ACERO DE ALTA RESISTENCIA TEMPLADO Y REVENIDO A DIFERENTES TEMPERATURAS	64
A.Zafra, L.B. Peral, F.J. Belzunce e I. F. Pariente, ANÁLISIS DEL EFECTO ENTALLA EN LA CURVA DE TRANSICIÓN DÚCTIL-FRÁGIL DEL ACERO S690Q	70
S.Cicero, T. García, V. Madrazo, F.T. IbáñezE Gutiérrez ESTIMACIÓN DE LA CARGA DE ROTURA EN PROBETAS ENTALLADAS DE ALUMINIO AL7075-T651 MEDIANTE EL USO DEL CONCEPTO DEL MATERIAL EQUIVALENTE COMBINADO CON EL CRITERIO DE LA DENSIDAD DE ENERGÍA DE DEFORMACIÓN J.D. Fuentes, S. Cicero, F. Berto, A.R. Torabi, V. Madrazo, P. Azizi	76
COMPARATIVA ENTRE RESISTENCIAS, MEDIDAS Y ESTIMADAS DE UN ACERO ESTRUCTURAL MEDIANTE TRACCIÓN, FLEXIÓN Y DUREZA José Luis Ruiz Martín, Antonio Illana Martos. David Sales Lérida	
LA RELACIÓN ENTRE LA LONGITUD DE ONDA DE LA PROBETA Y LA VELOCIDAD DE CRECIMIENTO DE LA ESTRICCIÓN BAJO CONDICIONES DINÁMICAS DE CARGA	
J. A. Rodriguez-Martinez, A. Godinger, Y. Rotbaum, A. Vaz-Romero, D. Rittel	92

A Silva E Booth I Garrido E Aglietti P Pena C Baudín	۵۲
REFORZADOS CON FIBRAS DE POLIOI FEINA Y FIBRAS DE ACERO	
Á. Picazo, M. G. Alberti, A. Enfedague, J. C. Gálvez	100
ΕΝΕΩΟΙ Ε ΝΟΡΜΑΤΙΛΟ ΕΝ ΕΙ COMPORTAMIENTO ΜΕCÁNICO DEL HORMIGÓN	
REFORZADO CON FIBRAS DE POLIOLEFINA	
Á. Pica, M. G. Alberti, A. Enfedaque, J. C. Gálvez	106
EFECTO DE LA VELOCIDAD DE SOLICITACIÓN EN EL COMPORTAMIENTO EN FRACTURA DE MORTEROS DE CAL	
L. Garijo, X.X. Zhang, G. Ruiz	112
NORMALIZACIÓN DE LA CURVA DE FLUENCIA EN FATIGA Y SU APLICACIÓN PARA PREDICCIÓN DE FALLO EN FATIGA DE HORMIGÓN	
S. Blasón, E. Poveda2, G. Ruiz, H. Cifuentes, A. Fernández Canteli	116
NUMERICAL COMPARISON OF LOCALIZATION BEHAVIOR OF SMEARED AND STRONG- DISCONTINUITY CRACK MODELS IN QUASI-BRITTLE STRUCTURES WITHOUT STRONG STRESS CONCENTRATORS	
J. Planas, J.M. Sancho, B. Sanz	122
ESTABLECIENDO LA EQUIVALENCIA ENTRE ENSAYOS 3-PB Y MDCT PARA DETERMINAR LA ENERGÍA DE FRACTURA EN HORMIGÓN	
Castañón Jano, M. Lozano García, H. Cifuentes Bulté, S. Seitl, A. Fernández Canteli	128
ANÁLISIS DEL COMPORTAMIENTO EN FRACTURA DE UN HORMIGÓN DE MUY ALTA RESISTENCIA SOMETIDO A TEMPERATURAS DE 300 ºC MEDIANTE TOMOGRAFÍA COMPUTARIZADA	
J.D. Rios, H. Cifuentes	134
ESTUDIO DE LA APARICIÓN DE FISURAS EN ANILLOS CIRCULARES Y ELÍPTICOS DE CONTRACCIÓN RESTRINGIDA UTILIZANDO UN MODELO CON ASIGNACIÓN ALEATORIA DE PROPIEDADES	
M.P. Zappitelli, G. Sal Anglada, E. I. Villa, J. FernándezE Sáez, C.G. Rocco	140
INFLUENCIA EN EL FENÓMENO DE LOCALIZACIÓN PARA PROBETAS DE HORMIGÓN CON APORTE DE RESIDUOS SIDERÚRGICOS (PHFE)	I
ME. ParrónE Rubio, F. PérezE García, MD. RubioE Cintas	146
RACTURA DE MATERIALES POLIMERICOS Y COMPUESTOS	152
APPLICATION OF THE MINIATURE SMALL PUNCH TEST FOR THE MECHANICAL CHARACTERIZATION OF UV-AGED RPET	150
	155
MATERIALES COMPUESTOS LAMINADOS	
López Taboada, Carlos; Castillo López, Germán; Zabala, H; Aretxabaleta, L; García Sánchez, Felipe	159
PROPAGACIÓN DE GRIETAS POR FATIGA EN POLIAMIDA 12 FABRICADA MEDIANTE SINTERIZADO SELECTIVO POR LÁSER "SLS"	465
	165
INFLUENCIA DEL CONTENIDO DE HUMEDAD EN EL COMPORTAMIENTO A FRACTURA DE	:

	PREDICCIÓN DE CARGAS DE ROTURA EN SGFR-PA6 MEDIANTE EL CONCEPTO DEL MATERIAL EQUIVALENTE Y LA TEORÍA DE LAS DISTANCIAS CRÍTICAS S.Cicero, A.R. Torabi, F.T. Ibáñeze Gutiérrez, P. Azizi	7
	USO DE LA OPCIÓN 1 DEL DIAGRAMA DE FALLO PROPUESTO POR LA BRITISH STANDARD 7910 EN MATERIALES POLIMÉRICOS Y COMPUESTOS J.D. Fuentes, S. Cicero, F.T. Ibáñez-Gutiérrez, I. Procopio	
	ENSAYOS BIAXIALES ANTE CARGA TRANSVERSAL EN LAMINADOS DE MATERIAL COMPUESTO	
	P.L. Zumaquero, E. Correa, J. Justo, F. París	
	FRACTURA DE LÁMINAS EXTRUIDAS A PARTIR DE PET OPACO RECICLADO	
	O. O. Santana, D. Loaeza, J. Cailloux, M. Sánchez-Soto, M. Ll. Maspoch	
	EFECTO DE LA PRESENCIA DE UNA FIBRA VECINA EN EL FALLO DE LA MATRIZ EN MATERIAL COMPUESTO ANTE CARGAS BIAXIALES	
	BAJO LA ACCIÓN DE CARGAS DE TRACCIÓN TRANSVERSALES.	
	INFILIENCIA DE LAS TENSIONES RESIDUALES TE RMICAS EN EL EFECTO DE TAMAÑO EN	
	LAMINADOS CRUZADOS DE MATERIALES COMPUESTOS	
	ESTODIO DE LAS PROPIEDADES MECANICAS DEL GLARE FABRICADO CON UNA RESINA EPÓXICA REFORZADA CON GRAFENO	
	D. Soto, R.Pedraza, R. Solís, H. Palza, A. Monsalve	
	INTERACCIÓN DE DAÑO ENTRE FIBRAS EN MATERIALES COMPUESTOS APLICANDO MECÁNICA DE LA FRACTURA DE GRIETAS DE INTERFASE	
	M.L. Velasco, E. Correa, F. París	
	FRACTURA DE PROBETAS ENTALLADAS DE POLIAMIDA 12 PROCESADA POR TÉCNICAS DE FABRICACIÓN ADITIVA	
	M.Crespo, M. T. GómezE del Río, J. Rodríguez231	
	METODOLOGÍA PARA LA CARACTERIZACIÓN PROBABILÍSTICA DE POLÍMEROS	
	Lamela, A. Salazar, J. M. Pintado, A. Fernández-Canteli	
F	RACTURA DE MATERIALES BIOLÓGICOS Y BIOMATERIALES243	
	MODELLING FRACTURE PROPAGATION IN CORTICAL BONE TISSUE AT A MICROSCOPIC	
	SCALE USING THE PHANTOM-NODES TECHNIQUE	
	M. Marco, R. Belda, M.H. Miguelez, E. Giner	
	VERTEBRAL	~
	R.Belda, M. Palomar, J.J. Tudela, J.L. Peris, A. Verchere Martinez, E. Giner	J
	CARACTERIZACION DEL COMPORTAMIENTO BIOMECANICO DE LOS MATERIALES	
	C.Quintana, C. Rodríguez, I. Peñuelas, A. Maestro	õ
	INCREMENTO DE RESISTENCIA MECÁNICA DE LA ALEACIÓN Nb1Zr TRAS SER PROCESADA	
	MEDIANTE UNION POR ROLADO ACUMULATIVO PARA APLICACIONES BIOMEDICAS B. L. Rodriguez-Espinozal, F. A. García-Pastor, P. Lopez-Crespo, B. Moreno	
	DETERMINACIÓN DE LA TENSIÓN DE ROTURA DE HUESOS COMBINANDO MEDIDAS EXPERIMENTAS Y SIMULACIONES	
	B. L C. Crespo-Gomara, J. Aldazabal	

FATIGA E INTERACCIÓN CON EL MEDIO AMBIENTE
CRITERIOS MEDIOAMBIENTALES PARA ELEGIR MATERIALES EN FATIGA V. Chaves
ENSAYOS DE FATIGA EN PROBETAS ENTALLADAS DE ACERO INOXIDABLE AISI 304L J.A. Balbín, V. Chaves, A. Navarro
COMPARACIÓN DE DIFERENTES MODELOS DE FATIGA MULTIAXIAL PARA PREDICCIÓN DE DAÑO DE RODAMIENTOS DE GRAN TAMAÑO BAJO CARGAS ALEATORIAS I.Portugal, M. Olave, A. Zurutuza, A. López, M. Muñiz-Calvente, A. Fernández-Canteli 286
INFLUENCIA DEL HIDRÓGENO EN LA VELOCIDAD DE CRECIMIENTO DE GRIETA DE ACEROS CRMO Y CRMOV TEMPLADOS Y REVENIDOS L.B. Peral, S.Blasón, A.Zafra, F.J.Belzunce y C.Rodríguez
ANÁLISIS CRÍTICO DE PARÁMETROS DE RUGOSIDAD 2D EN RELACIÓN A LA PREDICCIÓN EN FATIGA E INTRODUCCIÓN A LA CARACTERIZACIÓN TOPOGRÁFICA 3D Zabala, Alaitz; Blunt, Liam; Tato, Wilson; Gomez, Xabier; Aginagalde, Andrea; Llavori, Iñigo29
RESISTENCIA A FATIGA DE ARMADURAS PASIVAS CON MALLAS ELECTRO-SOLDADAS QUE CONTIENEN SOLDADURAS NO ESTRUCTURALES
M.Iordachescu, A. Valiente, M. De Abreu305 MODELO DE ZONA COHESIVA PARA EL ESTUDIO DE LA FATIGA ASISTIDA POR EL AMBIENTE
C. Betegón, S. del Busto, E. Martínez-Pañeda
C. Madrigal, V. Chaves y A. Navarro317 MODELIZACIÓN NUMÉRICA DEL TRANSPORTE Y ATRAPAMIENTO DE HIDRÓGENO EN EL
MÉTODO DE DESORCIÓN TÉRMICA A. Díaz, B. Peral, A. Zafra, I.I. Cuesta, J.M. Alegre, F.J.Belzunce, E. Martínez-Pañeda
HORMIGÓN REFORZADO CON FIBRAS E.Poveda, G. Ruiz, H. Cifuentes, R. C. Yu1, X. X. Zhang
INTERPRETACIÓN PROBABILÍSTICA DE LAS REGLAS DE DAÑO (LINEALES Y NO LINEALES) S.Blasón, J. A. Correia, M. Muñiz-Calvente, A. de Jesus, G. Lesiuk, A. Fernández-Canteli334
MANUFACTURING AISI 18NI300 STEEL SPECIMENS
MINORACIÓN DE LA CATEGORÍA DE DETALLE DE EMPALMES SOLDADOS ESTRUCTURALES CON SEPARACIÓN PARCIAL DE LA PLETINA DE RESPALDO
A. Valiente, M. Iordachescu
(K) EN LA SIMULACIÓN NUMÉRICA DEL CIERRE DE GRIETA INDUCIDO POR PLASTICIDAD M. Espejo, A. Lima-Rodriguez, A. Gonzalez-Herrera, J. Garcia-Manrique
ESTIMACION DEL CRECIMIENTO DE GRIETAS DESDE VALORES EFECTIVOS DE ΔΚ: PROCEDIMIENTO DE LOS PUNTOS SINGULARES APLICADO A AL 2024 Y AL 7075. R. Zúñiga, A. Martín, B. Moreno, P. López-Crespo, C. Pedraza
MONITORING THE LOW CYCLE FATIGUE BEHAVIOUR OF AN ALUMINUM MATRIX COMPOSITE BY DIGITAL IMAGE CORRELATION
PREDICCIÓN DE VIDA A FATIGA DE DEFECTOS POR CORROSIÓN LOCALIZADA PARA APLICACIONES OFFSHORE N.O Larrosa, M.D Chapetti, P. Lopez-Crespo, R.A. Ainsworth

EFECTO DE LA VELOCIDAD DE PUNZONADO EN LA APLICACIÓN DEL ENSAYO PUNCH A LA EVALUACIÓN EN FRACTURA DE LA FRAGILIZACIÓN POR HIDRÓ ACEROS	SMALL GENO EN
B.Arroyo, J.A. Álvarez, F. Gutiérrez E Solana, J. Sainz, P. González , R. Lacalle	
NEW CTOD CRITERION FOR FATIGUE CRACK PROPAGATION ANALYSIS IN 20 ALUMINIUM ALLOY	24-T351
F. V. Antunes, P. Lopez-Crespo, B. Moreno, P. Prates, D. Camas	
METODOS Y MODELOS ANALITICOS Y NUMERICOS	
APLICACION DEL CONCEPTO MATERIAL EQUIVALENTE AL ESTUDIO DE LA RO PRODUCIDA POR ENTALLAS EN U E L Gómez M A Martín-Rengel L Ruiz-Hervías A R Torahi)TURA 387
SIMULATION OF MIXED-MODE FRACTURE IN CONCRETE THROUGH THE EIGI ALGORITHM	ENSOFTENING
Pedro Navas, Rena C. Yu, and Gonzalo Ruiz	
MODELO DE FRACTURA EN MODO MIXTO (I Y II) PARA MATERIALES CEMEN F. Suárez, D. A. Cendón, J. C. Gálvez	TICIOS 399
IMPLEMENTACIÓN DE UNA SUBRUTINA EN ABAQUS PARA SIMULACIÓN DE MEDIANTE PHANTOM NODES V. F. González-Albuixech, E. Giner	FRACTURA 3D
ESTUDIO TEÓRICO DE LA INFLUENCIA DE LA POROSIDAD EN EL FACTOR DE I TENSIONES EN EL FRENTE DE GRIETA MEDIANTE XFEM	NTENSIDAD DE
R. Hidalgo, J.A. Esnaola, I. Llavori, M. Larrañaga, N. Herrero-Dorca, I. Hurtad Zabalegui,P. Rodríguez, A. Kortabarria	o, E. Ochoa de 411
ASPECTOS ASOCIADOS A LA EXTENSIÓN 3D DE MODELOS DE INTERFASE: CZI	M Y LEBIM
L. Iavara, J. Reinoso, A. Biazquez, V. Mantic	
A MODELING FRAMEWORK FOR THE INTERACTION BETWEEN THE PHASE FIL FOR BRITTLE FRACTURE AND THE INTERFACE COHESIVE ZONE MODEL	ELD APPROACH
INFLUENCIA DE LAS INTERFASES ESTRUCTURADAS EN LA TENACIDAD A LA F UNIONES ADHESIVAS EN ESPECÍMENES DCB FABRICADOS MEDIANTE IMPRE ESTUDIO EXPERIMENTAL Y ANALÍTICO.	RACTURA DE SIÓN 3D:
L. García-Guzmán, L. Távara, J. Reinoso, J. Justo, F. París	
APLICACIÓN DE UN MODELO ESTADISTICO DE EXTREMOS AL COMPORTAMI VISCOELÁSTICO DE MATERIALES	ENTO
A. Álvarez Vázquez , F. Pelayo, M. Muñiz Calvente , S. Blasón , M. J. Lamela Canteli , E. Castillo	, A. Fernández 433
SIMETRÍA O NO SIMETRÍA EN EL FALLO DE LA INTERFASE FIBRA-MATRIZ. EST INTERFASES ELÁSTICAS EN EL MARCO DE LA MECÁNICA DE LA FRACTURA FII Mar Muñoz-Reja, Luis Távara, Vladislav Mantic	UDIO DE NITA 439
INFLUENCIA DE LA DISTANCIA CRÍTICA EN EL CRITERIO MTTG EN LOS VALOR DE INCIACIÓN DE LA GRIETA EN HORMIGÓN C 50/60	ES DEL ANGULO
S. Seitl, P. Miarka	
SIMULACIÓN DE LA INFLUENCIA DE LA VELOCIDAD DE DEFORMACIÓN EN LA MECÁNICA DE FIBRAS DE FE	RESPUESTA
J. Aldazabal, I. Aldazabal, J. Gil Sevillano,	
ANÁLISIS NUMÉRICO DE FATIGA MULTIXIAL EN UNA UNIÓN SOLDADA A TOI CONSIDERANDO LAS TENSIONES RESIDUALES	PΕ
M. Larrañaga, U. Etxebarria, J. A. Esnaola, A. López-Jauregi, I. Ulacia, D. Ugar	te, I. Llavori 454
ESTIMACIÓN DEL ÁREA PLÁSTICA BI-DIMENSIONAL EQUIVALENTE	
U. Camas, F.V. Antunes, B. Moreno, J. Zapatero	458

TECNICAS EXPERIMENTALES	.464
ESTUDIO Y MEJORA DE LOS MÉTODOS DE CORRELACIÓN PARA LA OBTENCIÓN DEL LÍMITE ELÁSTICO DE ACEROS EN LOS ENSAYOS MINIATURA DE PUNZONADO	
J.Calaf Chica, P.M. Bravo Díez, M. Preciado Calzada, D. Ballorca Juez	. 465
MEDIDA DEL DESGASTE EN UN ENSAYO DE FRETTING MEDIANTE MICROSCOPIO CONFOCAL	
G. Jordano, C. Navarro, J. Vázquez, J. Domínguez	471
EVALUACIÓN EXPERIMENTAL DEL CTOD EN EL CRECIMIENTO DE GRIETA A FATIGA A PARTIR DE LOS CAMPOS DE DESPLAZAMIENTOS	
J.M. Vasco-Olmo, F.A. Díaz, F.V. Antunes, M.N. James	477
EVALUACIÓN EXPERIMENTAL DE LA ZONA PLÁSTICA EN EL VÉRTICE DE GRIETA DEBIDO A LA APLICACIÓN DE UNA SOBRECARGA A PARTIR DEL ANÁLISIS DE LOS CAMPOS DE DESPLAZAMIENTOS	100
	405
APLICACION DE LA TECNICA DE ANALISIS TERMOELASTICO DE TENSIONES PARA LA MEDIDA DEL FACTOR DE INTENSIDAD DE TENSIONES EFECTIVO	400
F.A. Diaz, J.M. Vasco Olmo	489
HARDNESS AND STIFFNESS MAP CARTOGRAPHY ON A CBN-TIN COMPOSITE G.Besharatloo, J. J. Roa, W. C. Oliver, A. Can, L. Llanes	495
EFECTO DE LA INCERTIDUMBRE DE LA POSICIÓN DE LA CARGA EN LA VIDA A FATIGA EN COMPRESIÓN DE HORMIGO´ N REFORZADO CON FIBRAS DE ACERO	
M. Tarifa, G. Ruiz, E. Poveda, X. X. Zhang, M. A. Vicente, D. C. González	500
INVESTIGACIÓN EXPERIMENTAL SOBRE EL AUMENTO DE RESISTENCIA A COMPRESIÓN DE PASTAS Y MORTEROS DE CEMENTO CON NANOSÍLICE EN PRESENCIA DE UN POLICARBOXILATO	
Bazán, Ángela; Gálvez Ruiz, Jaime C., Moragues Terrades, Amparo	506
EL ENSAYO SMALL PUNCH: ALCANCE DE LA FUTURA NORMA EUROPEA	
R. Lacalle, D. Andrés, J. A. Álvarez	512
ANÁLISIS DE LA FRAGILIZACIÓN POR HIDRÓGENO DE UN ACERO CRMOV MEDIANTE DISTINTAS METODOLOGÍAS DE ENSAYO	
I. Díaz, L.B. Peral, G. Álvarez, B.Arroyo, C. Rodríguez	518
OPTIMIZACIÓN DE LA METODOLOGÍA EN EL ANÁLISIS DE LA FRAGILIZACIÓN POR HIDRÓGENO DE ACEROS MEDIANTE EL USO DE ENSAYOS SMALL PUNCH	
G. Álvarez, A. Zafra, T.E. García, F.J. Belzunce, C. Rodríguez	524
COMPORTAMIENTO A COMPRESIÓN DEL HORMIGÓN REFORZADO CON FIBRAS DE CERC A. de la Rosa, M. Marques, G. Ruiz, E. Poveda) 530
ANÁLISIS COMPARATIVO DEL FENÓMENO DE CAVITACIÓN ENTRE CREEP UNIAXIAL Y SPT-CREEP EN ALEACIONES DE Mg-Al INYECTADAS A ALTA PRESIÓN	
M. Preciado, J. Calaf, P. M. Bravo, D. Ballorca	.535
EFECTO DE LA VELOCIDAD DE SOLICITACIÓN Y DEL CONTENIDO DE FIBRA EN LA VELOCIDAD DE PROPAGACIÓN DE FISURA EN HORMIGONES AUTO-COMPACTANTES	
REFORZADOS CON FIBRAS DE ACERO	
X. X. Zhang, G. Ruiz, K. M. Pan, M. Tarifa	541
OPTIMIZACIÓN DEL MÉTODO DE CORRELACIÓN DIGITAL DE IMÁGENES (DIC) PARA MEDIDAS DE CRECIMIENTO DE GRIETA EN PROBETAS ESTÁNDAR Y COMPARACIÓN CON EL MÉTODO	
Sánchez, Mario; Calvo, Susana; Canales, Margarita; Landaberea, Aitor EL ÁNGULO CRÍTICO DE ENTALLAS EN FORMA DE V EN LOS ENSAYOS DE FLEXIÓN EN TRES BLINTOS	. 545
A. Macías, V. Mantič1, A. Sapora, L. Távara, F. París	551

ANÁLISIS DE UN NUEVO MODELO DE PLANO CRÍTICO EN FATIGA BIAXIAL PARA ACERO BAJO CONTENIDO EN CARBONO ST52-3N A.S. Cruces, P. Lopez-Crespo, S. Sandip, B. Moreno	556
ASSESSMENT OF THE EFFECT OF OVERLOADS ON FATIGUE CRACK GROWTH USING FULLFIELD OPTICAL TECHNIQUES	
J.M. Vasco-Olmo, F.A. Díaz	561
ESTUDIO NUMÉRICO-EXPERIMENTAL DE LAS TENSIONES RESIDUALES GENERADAS POR PROCESO DE DEEP ROLLING	R
J.M. Alegre, A. Díaz, I.I. Cuesta	567
UNA METODOLOGÍA PARA LA DETERMINACIÓN DE DESPLAZAMIENTOS Y	
DEFORMACIONES EN SOLIDOS MEDIANTE CAMARAS CONVENCIONALES DE BAJO COST	E
Y TECNICAS DE VISION ARTIFICIAL	573
ESTIMACIÓN DE LA ZONA PLASTICA MEDIANTE DIFRACCIÓN DE RAYOS X EN EL	
M. Carrera, P. Lopez-Crespo, B. Moreno	579
APLICACIONES Y CASOS PRACTICOS EN INGENIERÍA	585
ANÁLISIS NUMÉRICO DE LA RESPUESTA DE UN CASCO PARA LA DESACTIVACIÓN DE	
ARTEFACTOS EXPLOSIVOS FRENTE A IMPACTO	-00
J.Arandae Ruiz, K. Miroir, M. Rodrigueze Millan, J.A. Loya	586
EXPERIMENTAL STUDY OF BALLISTIC IMPACTS INTO HELMETS	502
	592
PROPAGACION DE GRIETAS POR FATIGA EN ESLABONES DE CADENAS OFFSHORE	EUQ
	596
ANALISIS DE ROTURA DE EJE PRINCIPAL DE SISTEMA DE TRANSMISION. R. Rivera, C. López, A. Valencia, M. Sánchez	604
ESTUDIO DE FRACTURA DE ESTRUCTURAS RETICULARES DE TERMOPLÁSTICOS FABRICADAS MEDIANTE MODELADO POR DEPOSICIÓN FUNDIDA	
A. López-Pasarón, E. García-Rodríguez, J. Martínez, S. I. Molina, A. Illana y D. L. Sales	610
APROXIMACIÓN EXPERIMENTAL DE LOS PARÁMETROS REOLÓGICOS Y DE LA CURVA DE	E
A.de la Rosa, E. Poved, G. Ruiz, H. Cifuentes	615
SEGURIDAD Y DURABILIDAD DE ESTRUCTURAS	621
STUDY OF THE INFLUENCE OF CURRENT DENSITY ON CONCRETE CRACKING IN	
ACCELERATED CORROSION TESTS	
B.Sanz, J. Planas, J.M. Sancho	622
IMPLEMENTACIÓN Y COMPARATIVA DEL CÁLCULO DE LA TENACIDAD A FRACTURA	
MEDIANTE EL USO DE PROBETAS SEN(T) Y SEN(B)	
H. Pérez, P. García, L. Fernández, M. Palacios	628
CALCULO POR PRIMEROS PRINCIPIOS DEL COEFICIENTE DE DIFUSIÓN DEL H EN UNA RE DE FE PURA	Đ
P. de Andres, J. Sanchez, A. Ridruejo	634
TAMAÑO DE MUESTRA Y ERROR EN FATIGA DE HORMIGÓN	
J. J. Ortega, G. Ruiz, R. C. Yu, N. Afanador-García. M. Tarifa. E. Poveda. X.X. Zhang	640
IDENTIFICACIÓN DE FISURAS EN EJES GIRATORIOS FISURADOS A PARTIR DE LA	
L. Montero, P. Rubio, L. Rubio, B. Muñoz-Abella	645

CONFERENCIAS INVITADAS

TOWARDS A NEW UNDERSTANDING OF FATIGUE CRACK PROPAGATION

D. Nowell^{1,2*}, P. Qui²

¹Department of Mechanical Engineering, Imperial College London South Kensington Campus, London SW7 2AZ, UK. ²Department of Engineering Science, University of Oxford, Parks Road, Oxford, OX1 3PJ, UK. * Persona de contacto: d.nowell@imperial.ac.uk

RESUMEN

La propagación de grietas por fatiga ocupa gran parte de la vida de los componentes de ingeniería, particularmente en el régimen de grietas cortas. Es importante comprender los mecanismos de propagación para llevar a cabo la evaluación de la tolerancia al daño y para predecir la vida útil de los componentes. Este artículo describe experimentos llevados a cabo en las escalas macro y micro, utilizando la técnica de correlación de imágenes digitales para medir desplazamientos cercanos al vértice de la grieta. A partir de estos desplazamientos se pueden extraer varios parámetros clave que rigen el crecimiento de grietas, y se pueden validar diferentes modelos de deformación de grietas por fatiga. El documento describe toda la metodología y analiza los requisitos para futuras investigaciones dirigidas a una mejor comprensión del crecimiento de grietas por fatiga.

PALABRAS CLAVE: Fatiga, Blindaje de punta de grieta, Correlación de imagen digital

ABSTRACT

Fatigue crack propagation occupies much of the life of engineering components, particularly in the short crack regime. It is important to understand the mechanisms of propagation in order to carry out damage tolerance assessment and to predict component service life. The paper describes experiments carried out at macro- and micro-scale using digital image correlation to measure near-tip displacements. From these, various key parameters governing crack growth may be extracted, and different models of fatigue crack deformation may be validated. The paper describes these, and discusses the requirements for future research aimed at an improved understanding of fatigue crack growth.

KEYWORDS: Fatigue, Crack tip shielding, Digital Image Correlation

INTRODUCTION

There is increasing pressure on designers to reduce the level of conservatism in engineering systems in order to meet targets on cost, weight and emissions. Most components suffer some form of cyclic stress, either directly from the remote loading (e.g. wind, or waves), or from vibrations originating within the system itself. It is therefore not surprising that the most common cause of failure in service is fatigue [1]. The 'safe life' approach to fatigue has been used for many years, but inherently the scatted in crack nucleation life results in excessive conservatism together with an acceptance of a small number of service failures. Hence, for high-value or safety critical components (such as disks in aero-engines or reactor components) the 'damage tolerant' approach is used, which relies on a combination of non-destructive inspection and estimation of crack propagation life. Most methods of this type are based on Paris and Erdogan's classic paper of 1963 [2], which relates crack growth rate to the range of stress intensity experienced by the crack tip:

$$\frac{da}{dN} = A\Delta K^n \tag{1}$$

Of course, the so-called Paris law is simply an empirical curve fit to experimental data, which is valid for constant amplitude loading at a single load ratio. Because it has proved so useful, various attempts have been made to extend the Paris law to more general conditions. Useful physical bases for this have been provided by Elber's 1970 observation of plasticity induced fatigue crack closure [3], and by the two parameter approach to crack growth characterisation [4]. However, neither of these have proved completely satisfactory. In any case, it is observed that cracks behave differently in the short crack regime than they do for microstructure independent growth. Hence, the stress intensity approach has significant limitations when applied to practical industrial problems. Recent advances in experimental techniques, coupled with improved numerical modelling approaches, mean that a pathway towards a new paradigm for fatigue crack growth modelling may now be apparent. This paper will summarise some recent experimental work, and will suggest potential avenues for future exploration in order to produce more accurate management of service life in engineering systems.

EXPERIMENTS

Our original experimental approach to investigate fatigue crack closure involved the application of moiré interferometry. This method proved effective and yielded valuable results, however the experiments themselves were difficult and time consuming. More recently, de Matos pioneered the use of digital image correlation to investigate deformations close to a fatigue crack tip. This technique has been adopted by others, and a range of useful results are now available in the literature. Our own experiments have followed on from those of de Matos [5], and a typical experimental configuration is shown in Figure 1. A long-range microscope is used to collect the images with the aid of a digital camera. This enables data from close to the crack tip to be obtained. A typical image collected in this manner is shown in Figure 2 [6]. At the relatively large magnification employed, the machining marks on the surface of the specimen provided sufficient contrast to be used for feature recognition in the DIC algorithm. No painting of the surface is required. Whilst a number of commercial DIC codes are available, public domain software proves entirely acceptable for image analysis.



Figure 1. Schematic the experimental setup



Figure 2. A typical image of a crack with a grid of points where displacements are measured using DIC (from [6])

As will be shown below, linear elastic fracture mechanics provides a reasonably good fit to measured surface displacements at this length scale. It is therefore interesting to investigate whether the same can be said for displacements measured much closer to the tip. A similar experimental procedure was therefore carried out using in situ loading in a scanning electron microscope [7]. Once again, DIC proved effective in determining the near tip displacements. A typical image collected in the microscope is shown in Figure 3. It will be seen that the field of view is about ten times smaller than that shown in Figure 2.



Figure 3. A typical image of a crack with obtained with a scanning electron microscope (from [6])

A number of authors have used the entire image to fit to various models for near tip displacement [7;8], but we should note that, since the crack is loaded in mode 1, the largest displacements are those in the y-direction along the crack flanks. Therefore, points close to the crack flanks contain the most information about the overall displacement, and as we will see in the next section, excellent results may be obtained using the relative displacement of pairs of points on either side of the crack [5].

CRACK TIP DISPLACEMENT FIELDS

The simplest crack tip field that can be envisaged is the elastic field for a sharp crack [9], but it is clear that a propagating fatigue crack differs from this in a number of respects. Ahead of the crack tip, there is a forward plastic zone, which may lead to significant crack tip blunting. There is also a cyclic plastic zone, which is approximately 1/4 the size of the forward zone and where material undergoes cyclic plasticity as the crack is loaded. As the crack propagates through these zones, a plastic wake will develop, and arguments of selfsimilarity suggest that the strength of this will increase linearly with crack length. Finally, some closure may be present, which will cause the crack tip to be unloaded during part of the remote loading cycle. Various models have been suggested to account for some or all of these effects, but here we will concentrate on two: (i) The Pommier and Hamam Model [10] which takes some account of crack tip plasticity in a simplified form, and (ii) the more complex Christopher, James and Patterson model [11]. Before looking at these, however, we will compare our experimental results with the predictions of the simple elastic model.

2.1. The elastic crack tip field

The Westergaard stress function approach leads to a general expression for the displacement in Mode 1 loading, perpendicular to the crack path as

$$u_y = 2\frac{K}{E}\sqrt{\frac{r}{2\pi}}\sin\frac{\theta}{2}\left(1+\sin^2\frac{\theta}{2}-\nu\cos^2\frac{\theta}{2}\right)$$
(2)

where *r* is the radial distance from the crack tip, and θ is the polar angle measured from the extension of the crack path ahead of the tip. From this, by taking $\theta = \pm \pi$ one obtains an expression for the relative displacement between pairs of points on either side of the crack:

$$u_y = \frac{8K_I}{E} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \tag{3}$$

From this it is clear that the elastic model predicts that this displacement component should vary with distance from the crack as \sqrt{r} and a plot of the experimentally displacement against \sqrt{r} will give a value for the stress intensity factor, K, from the slope of the best fit straight line, provided that the Young's Modulus, E is known. The straightness of the line will give an indication of the appropriateness of the model. Alternatively, plotting $u\sqrt{\sqrt{r}}$ against r will give lines which are horizontal, and the stress intensity factor may be obtained from the intercept. Before doing this, however, we should note that as the points at which the displacement data is being measured (shown as the light blue grid in Figure 2) approach the crack tip, the approximation that $\theta = \pm \pi$ is no longer valid, and the full expression in equation (2) should be used, rather than that in equation (3). Figure 4 shows some typical data [sam] from a crack growing under constant amplitude cyclic loading. In Figure 4a, the approximation in equation (3) is used to fit the experimental data, whereas in Figure 4b, the full expression is used. It will be seen that a better fit is obtained using equation (2), which accommodates the non-zero experimental results corresponding to the crack tip position.

Figure 5 shows the results plotted according to the normalisation suggested above. It will be seen that the intercept with the vertical axis increases as the load is increased. From this data one can obtain a plot of stress intensity factor, K, against applied load P/P_{max} . The corresponding graph is shown in Figure 6. When compared with the theoretical elastic stress intensity factor for the compact tension specimen geometry used, it can be seen that the slope of the line is similar, but there is an offset caused by some form of crack tip shielding. Hence, the stress intensity factor does not start to increase until a certain threshold load is reached. The most likely explanation for this is the crack closure phenomenon reported by Elber [3] and caused by crack wake plasticity.



Figure 4. Typical results from constant amplitude loading: (a) fitted with equation (3); (b) fitted with the full equation (2) [6]

2.2. Pommier and Hamam Model

Pommier and Hamam [10] noted that crack tip plasticity will cause additional displacement, which may not be well modelled by the Westergaard elastic solution [9]. They therefore proposed that the full solution for the crack tip displacement field may be thought of as the superposition of elastic and plastic terms. The full approach requires comparison between an elastic-plastic finite element model and the elastic crack solution. By subtracting the latter, one obtains the contribution of the plasticity alone. However, close to the crack tip, one can simplify the relative displacements along the crack flanks as

$$u_y = \frac{8K_I}{E} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} + \rho \tag{4}$$

where ρ is a 'plastic intensity factor' with units of length. Of course, there is no singularity involved with this term, so the term may be somewhat misleading. Further, we will note that when r = 0 then equation (4) gives simply

$$u_{y} = \rho \tag{5}$$

which shows that with the approximate elastic and plastic fields used here that ρ is simply equal to the crack tip opening displacement. Pommier and Hamam argue that a significant cyclic variation in ρ is required for fatigue crack propagation and that this may explain the fatigue crack growth threshold.



Figure 5. Results from Figure 4, replotted as normalised displacement against distance from the crack tip at different values of P/P_{max}



Figure 6. Variation of stress intensity factor with load: results extracted from Figure 4.

By plotting the relative displacement against \sqrt{r} , one can use equation (4) to obtain K from the slope and ρ from the intercept. The results may be plotted in K - ρ space, as shown in Figure 7. It may readily be seen that this gives a hysteresis loop, which is broadly of the same shape as predicted in [10].



Figure 7. Variation of normalised K and ρ during one cycle of loading, plotted in K - ρ space as suggested in [10]

2.2. The CJP model

The final model that we shall explore is that proposed by Christopher, James, and Patterson [11]. The authors' idea is to capture the effects of the plastic zone ahead of the crack and the plastic wake by means of suitable modifications to the *elastic* stress field. This is achieved by considering the interaction forces between a plastic enclave and the surrounding elastic material. Figure 8 shows a schematic of the model.





Figure 8:Diagram showing the interaction forces between the plastic enclave and the surrounding elastic material (after [11]).

In the original CJP paper, the approach is shown to lead to four parameters: the Forward Stress Intensity Factor, K_f ; the contribution due to shielding, K_r ; a shear stress intensity factor K_s ; and the bounded T-stress. Of these, the first two would seem to be the dominant terms, with the first representing the applied crack tip driving force and the second the contribution due to material response (i.e. closure and/or crack tip shielding by residual stress). Vasco-Olmo [12] has evaluated the two contributions using a digital image correlation procedure and an Al 4%Cu alloy, very similar to that used here. A typical set of his results is shown in Figure 9.



Figure 9: Results obtained by Vasco Olmo, [12], showing the variation of K_F and K_R through a load/unload cycle for an Al 4%Cu CT specimen.

It will be seen from Figure 9 that the K_r term is negative for most of the cycle. Of course, there is no singularity if the crack tip is loaded in compression, and a net negative stress intensity factor makes no physical sense. Hence, Nowell et al. [13] have argued that the appropriate parameter to consider is the net stress intensity $(K_r + K_r)$. When this is considered, the data shown in Figure 9 may be re-plotted and compared with O'Connor's data [6], obtained with the same material, but in an entirely independent experiment. This comparison is shown in Figure 10, after adjusting for the different reference image used in each experiment. The comparison between the two sets of data is striking, and it will be seen that the shielding effect is very significant. The stress intensity factor remains at its minimum value until about 20% of the way through the load cycle. It then increases at approximately the same rate as predicted by

the nominal elastic solution, eventually reaching half the nominal value at maximum load.



Figure 10: Vasco Olmo's data [12] plotted as delta K against loading cycle and compared against O'Connor's

DISCUSSION AND CONCLUSIONS

results [6]

The results shown above show that crack face deformations are quite close to those predicted elastically, but with an offset due to crack tip shielding. Whilst detailed information can be obtained using DIC at a range of length scales, the principal weakness of the method is that it is a surface measurement only. Conditions where the crack front breaks a free surface are very different from at the tip of a crack within the body of the material. In the latter case, conditions of plane strain must almost certainly prevail. Hence, the real challenge, if we are to understand fatigue crack propagation better is to obtain similar data remote from the surface. Here, X-Ray tomography combined with digital volume correlation offers some promise, but it has so far proved difficult to get appropriate features for tracking using mainstream engineering alloys of interest. Further, penetration of the X-rays is very limited, unless a synchrotron source is used, so that experiments reported so far tend to be on very small specimens. Nevertheless, it is clearly necessary to obtain such data if future progress is to be made.

ACKNOWLEDGEMENTS

The authors would like to thank Mr Sam O'Connor, and Dr Kalin Dragnevski, who carried out some of the experimental work described here. They would also like to thank Dr Jose Manuel Vasco Olmo for providing the original data from Figure 9 to enable comparison.

REFERENCES

- [1] S. Nishida, Failure Analysis in Engineering Applications, Butterworth-Heinemann, Oxford, 1992.
- [2] P. Paris and F. Erdogan, A critical analysis of crack propagation laws, *Trans. ASME: Journal of Basic Engineering*, 528-534, 1963.

- [3] W. Elber, Fatigue crack closure under cyclic tension, *Engineering Fracture Mechanics*, 2, 37– 45, 1970.
- [4] A.K. Vasudevan K., Sadananda K, and N. Louat, Two critical stress intensities for threshold crack propagation. *Scripta Mettallurgica et Materialia*, 28, 65-70, 1993.
- [5] P.F.P. de Matos, P.F.P., and D. Nowell, Experimental and numerical investigation of thickness effects in plasticity-induced fatigue crack closure, *Int. Jnl Fatigue*, **31**, 1795-1804, 2009.
- [6] S.J. O'Connor, Plasticity-induced fatigue crack closure: an investigation using digital image correlation, MSc Thesis, University of Oxford, 2015.
- [7] J.M. Vasco-Olmo and F.A. Díaz, Experimental evaluation of plasticity-induced crack shielding from isochromatic data, *Optical Engineering*, 54(8), 081203, 2015.
- [8] P. Lopez-Crespo, A. Shterenlikht, E.A. Patterson, J.R. Yates, and P.J.Withers, The stress intensity of mixed mode cracks determined by digital image correlation, *Journal of Strain Analysis*, 43(8), 769-780, 2008.
- [9] H.M. Westergaard, Bearing Pressures and Cracks, *Journal of Applied Mechanics*, **6**, A49-53, 1939.
- [10] S. Pommier and R. Hamam, Incremental model for fatigue crack growth based on a displacement partitioning hypothesis of mode I elastic plastic displacement fields, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, **30(7)**, 582-598, 2007.
- [11] C.J., Christopher, M.N. James, E.A. Patterson and K.F. Tee, Towards a new model of crack tip stress fields, *International Journal of Fracture*, **148**, 361-, 2007.
- [12] J.M. Vasco-Olmo, Experimental evaluation of plasticity induced crack shielding effect using fullfield optical techniques for stress and strain measurement, PhD thesis, University of Jaén, 2014.
- [13] D. Nowell, K. Dragnevski, and S.J. O'Connor, Investigation of Fatigue Crack Models by Microscale Measurement of Crack Tip Deformation, *Int Jnl Fatigue*, In Press, 2018.

UNA METODOLOGÍA SISTEMÁTICA PARA LA MODELIZACIÓN PROBABILÍSTICA DE RESULTADOS DE FALLO EN FRACTURA Y FATIGA

¹Alfonso Fernández Canteli, ²Enrique Castillo Ron

¹Dpto. de Construcción e Ingeniería de Fabricación, Universidad de Oviedo ²Real Academia de Ingeniería de España, Real Academia de Ciencias de España

Resumen

Los modelos fenomenológicos representan una posible y adecuada alternativa para la predicción probabilística de roturas estáticas y por fatiga de materiales, si satisfacen ciertas condiciones relativas a compatibilidad y enfoque probabilísticos. En este trabajo se justifica la deducción del modelo de fatiga de regresión de Weibull y de modelos de crecimiento de grieta, así como de algunas de sus extensiones y mejoras. Estos modelos facilitan la planificación del programa experimental mediante la oportuna estrategia de ensayos demostrando su adecuación en la evaluación e interpretación de los resultados. Como complemento de los anteriores modelos, la metodología local generalizada (MLG), permite garantizar la transferibilidad de los resultados de ensayos al dimensionamiento de componentes mediante la deducción de la denominada función de distribución primaria de fallo (FDDPF), a partir de la función de distribución experimental de fallo (FDDEF), obtenida en la evaluación experimental. Una adecuada elección del parámetro generalizado (PG) y aplicabilidad del principio del eslabón más débil son suficientes para alcanzar una caracterización objetiva del material. La extensión al caso de fatiga es posible si el modelo empleado permite la definición probabilística y normalización del campo S-N y, por tanto, su definición como función de distribución.

ABSTRACT

Phenomenological models are eventual and suitable candidates for probabilistic prediction of static and fatigue failures of materials, provided that they fulfil certain conditions concerning compatibility and probabilistic overview. In this work, the derivation of the Weibull regression fatigue model and that of crack growth models as well as some extensions and enhancements of them are presented. Such models facilitate planning of the experimental program by providing the opportune test strategy that proves their adequacy for assessment and interpretation of experimental results. As a complement of the foregoing models, the generalized local approach ensures transferability of the test results to the component design based on the so called primary failure cumulative distribution function (cdf), which is derived from the experimental failure cdf of the test data. The adequate choice of the generalized parameter and applicability of the material. The extension to the fatigue case is feasible when the fatigue model used provides probabilistic definition and normalization of the S-N field and, therefore, its definition as a distribution function.

PALABRAS CLAVE: Modelos fenomenológicos probabilísticos, compatibilidad, modelo local generalizado, parámetro generalizado, funciones de distribución experimental y primaria.

1. INTRODUCCIÓN

Los diferentes enfoques tradicionales de fatiga, es decir, los modelos basados en tensiones, en deformaciones y en la mecánica de fractura, presentan más vínculos en común, de lo que generalmente se supone, siendo solo diferentes perspectivas desde las que se puede contemplar el mismo problema de fatiga. De hecho, solamente cuatro parámetros se pueden considerar significativos en el análisis de cualquier fenómeno de fatiga, a saber, el tamaño de grieta, el parámetro de referencia (como por ejemplo, rango de tensión o de deformación, rango de la integral J, parámetro SWT, etc.), vida útil en fatiga (en número de ciclos hasta la rotura) y probabilidad de rotura. Este último describe la probabilidad en su doble interpretación, por un lado relativa al tiempo de vida para el parámetro de referencia fijo, y por otro relativa al parámetro de referencia para un tiempo de vida fijo.

Raramente se consideran simultáneamente las cuatro variables de manera explícita [1]. En los diferentes enfoques convencionales de fatiga, basados en tensiones, en deformaciones y en la mecánica de la fractura, caracterizados respectivamente por el campo S-N, campo ε-N y curva de velocidad de crecimiento de grieta, así como el diagrama de Kitagawa -Takahashi [2] implementado por la ecuación de El-Haddad [3], algunos de esos parámetros que determinan la fatiga se ignoran o explícitamente se rechazan. En general, en el campo S-N solo se consideran el parámetro de referencia y el número de ciclos, mientras que la probabilidad se expresa implícitamente como curva S-N media o, en el mejor de los casos, mediante curvas percentiles.

El tamaño de la grieta queda, por lo tanto, fuera de consideración. Lo mismo es aplicable para el campo ɛ-N. En la curva de velocidad de crecimiento de grieta, el parámetro de referencia y el tamaño de la fisura se funden como rango del factor de intensidad de tensión, ΔK , mientras que la velocidad de crecimiento del tamaño de fisura con el número de ciclos, da/dN, constituye la otra variable. Lo mismo es aplicable a las curvas de crecimiento de grieta, donde están implícitos el parámetro de referencia, el tamaño de la fisura y el número de ciclos hasta el fallo, pero sin tener en cuenta la probabilidad de fallo. Finalmente, en el diagrama K-T, el límite de endurancia o, más correctamente desde una aplicación práctica, el límite de fatiga asociado a un cierto número límite de ciclos, se da en función del tamaño de grieta, ver [4,5]. De nuevo, las consideraciones probabilísticas desaparecen.

En este trabajo se presenta un enfoque probabilístico global y unificado para resolver diferentes casos de problemas de fatiga desde modelos basados en tensiones, en deformaciones y en mecánica de fractura, intentando establecer las relaciones entre el parámetro de referencia, la vida útil, la probabilidad de rotura y el tamaño inicial de grieta en el material. Se reconocen las variables relevantes involucradas en cada problema de fatiga, y se enfatiza la importancia de considerar la condición de compatibilidad en la deducción de los diferentes modelos probabilísticos.

En cualquier caso, todo este planeamiento no hubiera sido posible de no estar sustentado por la teoría estadística de extremos [6].

2. MODELOS DE FATIGA

Tradicionalmente, en el estudio de fatiga se han adoptado tres enfoques basados respectivamente en tensiones, deformaciones y en mecánica de la fractura. En la categoría fenomenológica, el número de ciclos hasta el fallo y la tensión o deformación aplicadas se relacionan a través de los campos S-N o ε-N. En la mayoría de los casos, solo se representa la curva media o mediana, aunque debido a la dispersión de la vida en fatiga para el mismo rango de tensión aplicado, esta representación debería completarse incorporando la probabilidad de fallo. Sin embargo, otros métodos alternativos son posibles como los que abordan el problema de fatiga basados en conceptos de mecánica de fractura, ya sea estableciendo una relación, en general determinista, entre la velocidad de crecimiento de grieta da/dN y el rango de factor de intensidad de tensión ΔK o relacionando el tamaño de grieta con el límite de fatiga, como propugna el diagrama Kitagawa-Takahashi. Aunque se puede aceptar que son cuatro los parámetros principales involucrados en el problema de fatiga para que los diferentes enfoques o modelos sean equivalentes entre sí, en general los modelos utilizados solo consideran, a lo sumo, tres de estos parámetros.



Figura 1. Ilustración de la condición de compatibilidad en el campo S-N.

2. MODELOS PROBABILÍSTICOS DE FATIGA BASADOS EN TENSIONES

2.1 Modelo básico probabilístico para el campo S-N

Como primera contribución al enfoque de fatiga probabilística, Castillo y Canteli [1] propusieron

un modelo de regresión de Weibull para describir el campo S-N mediante curvas de percentiles, es decir, curvas que representan probabilidades constantes de fallo. El modelo satisface las condiciones físicas (principio del eslabón más débil y rango limitado), condiciones estadísticas relacionadas con la estadística de valores extremos (estabilidad, comportamiento límite) y, especialmente, compatibilidad entre las funciones de distribución (ver Fig. 1), permitiendo establecer una ecuación funcional, cuya solución [7] proporciona los siguientes modelos de Weibull para mínimos:

$$F(N; \Delta \sigma) = 1 - exp\left[-\left(\frac{(log N - B)(log \Delta \sigma - C) - \lambda}{\delta}\right)^{\beta}\right];$$

MODEL I $(log N - B)(log \Delta \sigma - C) \ge \lambda$

$$F(N; \Delta \sigma) = 1 - exp\left[-\left(\frac{(\log N - B)^{\beta} (\log \Delta \sigma - C)^{\gamma}}{\delta}\right)\right];$$

MODEL II $logN > B, log\Delta \sigma > C$

donde *B* es un valor umbral de la vida útil, *C* el límite de endurancia o límite de fatiga para $N \rightarrow \infty$, γ es un parámetro que escala la normalización del campo S-N, y λ , δ , β son parámetros de localización, escala y forma de Weibull, respectivamente. Las curvas percentiles son hipérbolas que comparten el registro de asíntotas log N=B y log $\Delta \sigma = C$ mientras que la curva percentil cero representa el número de ciclos mínimo posible requerido para lograr la fallo para diferentes valores de log $\Delta \sigma$ (ver Fig.2a).

Hasta ahora, solo el primer modelo ha sido ampliamente analizado. La potencialidad del modelo, inicialmente restringida a la evaluación de los resultados de fatiga obtenidos para nivel de tensión constante, se hace evidente a través de sucesivas interpretaciones, mejoras, nuevas aplicaciones y extensiones a modelos más avanzados, desde su propuesta inicial [8]. Mediante el cumplimiento de la condición de compatibilidad, otras distribuciones, como lognormal o exponencial, podrían seleccionarse como candidatas para representar la dispersión en el campo S-N [9], pero la falta de su pertenencia a una distribución de valores extremos los descarta para su consideración.

Dado que la probabilidad de rotura de un elemento sometido al rango de tensión $\Delta\sigma$ durante *N* ciclos solo depende del producto $V=(log N-B)(log \Delta\sigma -C)$ éste se convierte en una variable de normalización que permite

reducir todo el campo S-N a una única función de distribución (fdd), ver Fig. 2b.



Figura 2. Modelo básico: a) Campo S-N probabilístico y b) Fdd de la variable normalizada.

La variable normalizada sugiere una estimación de los parámetros del modelo en dos etapas: en primer lugar los parámetros $B ext{ y } C ext{ y } a$ continuación los otros tres parámetros de la distribución normalizada de Weibull mediante un procedimiento estándar. Eso permite agrupar todos los resultados del campo S-N como si pertenecieran a una única distribución, lo que asegura mayor fiabilidad en la estimación de los parámetros y, por tanto, del modelo.

La expresión analítica de todo el campo *S-N* queda definida, una vez estimados los cinco parámetros del modelo. A su vez, la información proporcionada por las probetas supervivientes, es decir el número de ciclos de los ensayos interrumpidos antes de producirse la rotura puede tenerse en cuenta a través del algoritmo denominado E-M [1]. Las curvas percentiles se interpretan como representación de los diferentes tamaños iniciales de grieta, por el momento desconocidos (ver apartado 9), de manera que la acumulación de daño puede identificarse como probabilidad de rotura, lo

que permite predecir la vida de fatiga bajo carga variable según un criterio probabilístico en base a un índice de daño, como el de Palmgren-Miner [10-11].

En el caso de ser aplicable la independencia estadística el efecto de tamaño puede ser tratado de forma sencilla permitiendo la evaluación simultánea de los resultados de fatiga obtenidos para diferentes tamaños de probeta [12]:

$$F(N; \Delta \sigma) =$$

$$1 - \exp\left[-\frac{L_i}{L_0}\left(\frac{(\log N - B)(\log \Delta \sigma - C) - \lambda}{\delta}\right)^{\beta}\right] = 1 - \exp\left[-\left(\frac{(\log N - B)(\log \Delta \sigma - C) - \lambda}{\delta \left(\frac{L_0}{L_i}\right)^{1/\beta}}\right)^{\beta}\right]$$

Los intervalos de confianza del campo S-N pueden estimarse mediante simulación aplicando el método denominado "boot strap". Dado que el modelo extiende el campo de Wöhler hasta un número infinito de ciclos, es posible la extrapolación del modelo a vidas de fatiga más allá del ámbito del ensayo, permitiendo así la predicción en la región HCF incluso en la VHCF. Además. а la normalización del campo S-N proporciona la base para una adecuada estrategia de ensayos (en clúster, en cascada o con metodología mixta) que facilita planificación optimizada de programas experimentales de fatiga [1].

Dado que los fundamentos del modelo de Weibull están basados en propiedades funcionales internas de carácter general, éste se puede aplicar a un amplio espectro de fenómenos de vida de diferente naturaleza, como se confirma con su aplicación satisfactoria a una serie de casos de diferentes materiales y condiciones, como hormigón, armaduras pasivas y activas de hormigón, diversos aleaciones de acero y aluminio, polietileno y materiales compuestos, incluyendo el efecto de tamaño, consideración de supervivientes, análisis de sensibilidad y extrapolación, tal como se ha comprobado en anteriores publicaciones de los autores [1,12-14]. En comparación con modelos convencionales como el de Basquin o el método de los escalones (staircase o up-and down), el modelo propuesto resulta ser ventajoso [15], proporcionando una mayor fiabilidad y capacidad para reproducir todo el campo de Wöhler.

Con el fin de facilitar la aplicación del modelo en la evaluación práctica de datos de fatiga para la obtención del campo S-N, se ha desarrollado el programa de software ProFatigue, de uso libre, [16] que permite estimar los parámetros del modelo para cualquier conjunto de datos de fatiga permitiendo así una predicción probabilística de la vida útil en función del rango de tensión para un nivel de tensión constante (R, σ_m , etc.). En la fig. 3, se expone un ejemplo de evaluación de datos de fatiga para cables de pretensado de longitud de 1960 mm mediante el modelo probabilístico propuesto, junto con el campo S-N representado por curvas percentiles. Los supervivientes se representan, por un lado, como círculos para el número de ciclos en los que se suspende el ensayo y, por otro, como estrellas para las vidas predictivas, estimadas según el programa.



Figura 3. Salida del programa Pro-Fatigue [16].

Si se relaja la condición de límite inferior de los resultados, representado por el parámetro de localización en el modelo de Weibull, se obtiene un modelo de Gumbel como caso límite del modelo de Weibull, que adoptaría la forma siguiente:

$$F(N; \Delta \sigma) = 1 - \exp\left[-\exp\left(\frac{(\log N - B)(\log \Delta \sigma - C) - \lambda}{\delta}\right)\right];$$

MODEL I $(\log N - B)(\log \Delta \sigma - C) \ge \lambda$

$$\begin{split} F(N;\Delta\sigma) &= 1 - exp\left[-exp\left(\frac{(\log N - B) (\log \Delta\sigma - C)^{\gamma}}{\delta}\right)\right];\\ \text{MODEL II} \qquad \log N > B, \ \log \Delta\sigma > C \end{split}$$

Estos modelos presentan la ventaja de contener un parámetro menos que el de Weibull, evitando la tarea siempre comprometedora de asumir un límite inferior asociado a la probabilidad cero de rotura. Cubre así toda el campo de existencia de la función de vida desde el primer ciclo. Cuando el parámetro de forma Weibull es mayor, por ejemplo, de 6, la adopción del modelo de Gumbel está plenamente justificada debido a la práctica coincidencia del campo S-N para ambas distribuciones, al menos para probabilidades suficientemente bajas de rotura, ver [1].

Resulta interesante comprobar que otros autores como Freudenthal, Gumbel y Bolotin [17-20] proponen un modelo similar al modelo II, en ambas alternativas de Weibull y Gumbel, si bien basándose en diferentes hipótesis:

Weibull: F(N|s) =

$$1 - exp\left[-\frac{M}{M_0} \left(\frac{N - N_0}{N_c}\right)^{\beta} \left(\frac{s - s_{th}}{s_c}\right)^{\alpha}\right]$$

Gumbel: F(N|s) =

$$1 - exp\left[-\frac{M}{M_0}exp\left(\frac{N-N_0}{N_c}\right)^{1/m}\left(\frac{s-s_{th}}{s_c}\right)\right]$$

en donde *s* puede significar $log \Delta \sigma$, y *N*, a su vez, log *N*. El efecto de escala está también se incluye en el modelo. Se deduce que el modelo de Bolotin satisface la condición de compatibilidad, tal como se comprueba en [18-20], ver Fig. 4, aunque no la considera explícitamente en la deducción de su modelo semifenomenológico (definido como tal por su autor).



Figura 4. Campo S-N según Bolotin [18-20].

Algunas de las limitaciones del modelo básico, tales como su aparente incapacidad para reproducir la región LCF o su inadecuación para representar el límite de endurancia para diferentes probabilidades de rotura, se discuten en las próximas secciones.

2.2. Modelo general del campo S-N para nivel de tensión variable

Con el fin de deducir un modelo S-N capaz de incluir la influencia del nivel de tensión, se consideran dos familias diferentes de campos S-N, denominados M y m; el primero de los cuales corresponde a los ensayos realizado bajo una tensión máxima fija, pero diferente en cada campo, mientras que el segundo corresponde a los ensayos realizados bajo una tensión mínima fija, pero diferente en cada campo.

La Fig. 5 muestra dos campos S-N que resultan de ensayos realizados bajo un esfuerzo máximo constante (indicado por los subíndices M₁ y M₂) y otros dos bajo una tensión mínima constante (indicado por los subíndices m₁ y m₂). En este caso, se consideran σ_{min} y σ_{max} en la derivación del modelo, en lugar del rango de tensión $\Delta \sigma$ y del nivel de tensión σ_l como se hace habitualmente en el caso del campo S – N.



Figura 5. Condición de compatibilidad en el campo S-N para nivel de esfuerzo mínimo y máximo constante [21.]

Dado que un ensayo concreto perteneciente a la familia M_i para una tensión mínima m_j y otro ensayo concreto perteneciente a la familia m_j para una tensión máxima M_i son equivalentes, la distribución estadística de ambos debe coincidir. Esto permite formular la condición de compatibilidad entre ambas familias de campos S-N:

$$h\left(\frac{(N^* - B_m(\sigma_m^*))(\sigma_m^* - \sigma_M^* - C_m(\sigma_m^*)) - \lambda_m(\sigma_m^*)}{\delta_m(\sigma_m^*)}\right) = \\ h\left(\frac{(N^* - B_M(\sigma_M^*))(\sigma_m^* - \sigma_M^* - C_M(\sigma_M^*)) - \lambda_M(\sigma_M^*)}{\delta_M(\sigma_M^*)}\right)$$

en la que, aceptando la solución encontrada para el modelo básico, h representa la misma

distribución de valores extremos para mínimos en ambos casos, N^* es el número normalizado (adimensional) de ciclos hasta la rotura, σ_M^* y σ_m^* son, respectivamente, la tensión máxima y mínima genéricas, B y C son asíntotas del campo S-N y λ , δ y β son respectivamente, los parámetros de localización, escala y forma de Weibull del modelo.



Figura 6. Curvas S - N según el modelo propuesto para constante σ_M^* : a) para acero 42CrMo4, y b) para aleación AlMgSi1. De [21].

Resolviendo esta ecuación funcional, se obtiene la siguiente solución:

$$p = h\left(r\left(\sigma_{m}^{*}, \sigma_{M}^{*}\right) + s\left(\sigma_{m}^{*}, \sigma_{M}^{*}\right)N^{*}\right),$$

donde

$$r(\sigma_{m}^{*},\sigma_{M}^{*}) = C_{0} + C_{1}\sigma_{m}^{*} + C_{2}\sigma_{M}^{*} + C_{3}\sigma_{m}^{*}\sigma_{M}$$
$$s(\sigma_{m}^{*},\sigma_{M}^{*}) = C_{4} + C_{5}\sigma_{m}^{*} + C_{6}\sigma_{M}^{*} + C_{7}\sigma_{m}^{*}\sigma_{M}$$

De acuerdo con la teoría estadística de valores extremos se deduce el siguiente modelo de Weibull:

$$p = 1 - \exp[-(r(\sigma_m^*, \sigma_M^*) + s(\sigma_m^*, \sigma_M^*)N^*)^{\beta}]$$

o en su caso, el de Gumbel:

$$p = 1 - \exp\left[-\exp\left(r\left(\sigma_{m}^{*}, \sigma_{M}^{*}\right) + s\left(\sigma_{m}^{*}, \sigma_{M}^{*}\right) N^{*}\right)\right].$$

La validez de los modelos derivados se comprobó mediante diferentes programas experimentales [21] (ver Fig. 6) realizados en la Empa Dübendorf (Laboratorio Federal Suizo de Ensayos e Investigación) para dos materiales, 42CrMo4 y AlMgSi1 y cuatro niveles de tensión.

Según nuestro conocimiento, este es el único modelo analítico (no empírico) que se ha deducido para tratar el caso del nivel de tensión en fatiga.

3. MODELOS PROBABILÍSTICOS DE FATIGA BASADOS EN DEFORMA-CIONES

El campo ε -N, como alternativa al campo S-N, caracteriza el comportamiento de fatiga del material considerando el rango de deformación, y demuestra ser un método adecuado para estimar la vida útil de elementos estructurales en regiones de fatiga de bajo y alto número de ciclos en presencia de plasticidad local.

Para ajustar los resultados experimentales, se recurrir habitualmente al modelo de Morrows [22], que proporciona la relación entre la amplitud de tensión y la vida de fatiga medida en forma de curvas de en ciclos N_f deformación-vida basadas en los modelos anteriores de Basquin [23], para la vida bajo deformación elástica, y de Coffin-Manson [24], para la vida bajo deformación plástica. A la vista de las incoherencias evidenciadas en este modelo. se propone una aproximación alternativa, ver [25].

Dado que los supuestos básicos utilizados para derivar el anterior modelo S-N de Weibull son también aplicables al caso del campo ε -N, debido al paralelismo existente entre ambos planteamientos, se propone un modelo de regresión Weibull para el caso de deformaciónvida suponiendo que la vida de fatiga, N_f , y la amplitud \mathcal{E}_a (o bien, el rango de deformación $\Delta \mathcal{E} = 2\mathcal{E}_a$) de la deformación total son las variables aleatorias a estudiar.

Procediendo con variables adimensionales, se pueden aplicar las mismas consideraciones físicas y estadísticas que las utilizadas en la derivación del modelo *S-N* lo que permite una definición probabilística analítica de todo el campo de deformación-vida como curvas

percentiles, tanto en las regiones de bajo como de alto número de ciclos de fatiga, debido a que contrariamente a lo que ocurre en el campo *S-N*, el límite superior en el campo ϵ -N es prácticamente ilimitado.



Figura 7. a) Ilustración esquemática de la condición de compatibilidad entre las funciones de distribución en el campo ε -*N*, y b) Campo ε -*N* con curvas de percentiles [25].

Una descripción detallada se puede ver en [25], lo que conduce al siguiente modelo (ver Fig. 7):

$$p = F\left(N_{f}^{*}; \varepsilon_{a}^{*}\right) =$$

$$1 - exp\left[-\left(\frac{\left(N_{f}^{*} - B\right)(\varepsilon_{a}^{*} - C) - \lambda}{\delta}\right)^{\beta}\right];$$

$$\left(N_{f}^{*} - B\right)(\varepsilon_{a}^{*} - C) \ge \lambda$$

donde $N_f^* = \log(N_f / N_0)$ y $\varepsilon_a^* = \log(\varepsilon_a / \varepsilon_{a0})$. Como se puede observar, la probabilidad de rotura *p* solo depende del producto $N_f^* \varepsilon_a^*$ que presenta una distribución de Weibull $N_f^* \varepsilon_a^* \sim W(\lambda, \delta, \beta)$. En consecuencia, el modelo básico de fatiga es una alternativa adecuada para representar el campo $\varepsilon - N$.

Los cinco parámetros del modelo N_0 , ε_{a0} , λ , δ y β se pueden estimar mediante el empleo de métodos bien contrastados, ver [1,8].

El modelo ε -N propuesto permite también expresar la predicción de vida en fatiga en función de tensiones (ver Fig. 8a). Basta para ello recuperar el campo *S*-N probabilístico recurriendo a las curvas cíclicas σ - ε , que conduce en este caso al típico cambio de curvatura en la región de bajo número de ciclos (ver Fig. 8b) [26].



Figura 8. a) Campo ϵ –N para acero SAE1137 según el modelo propuesto y b) Campo S–N resultante considerando un modelo de Ramberg-Osgood. De [25,26].

4. CONSIDERACIÓN DE GEOMETRÍAS Y DISTRIBUCIÓN VARIABLES DE LOS RANGOS DE TENSION

Una aplicación del modelo al caso de distribución variable del rango de tensión en un elemento estructural es posible. En [27], el modelo de fatiga probabilística se amplía a ensayos de fatiga realizado con probetas de diferente tamaño y de diámetro variable a lo largo de su longitud en el supuesto de independencia estadística y validez de la teoría del eslabón más débil. Para realizar esta tarea, los parámetros del modelo se estiman para un área de superficie elemental ΔS , pudiendo ser utilizados posteriormente para calcular la probabilidad de rotura de cualquier componente aplicando la siguiente relación:

$$\begin{split} P_f(N,\Delta\sigma_0) &= \\ 1 - \prod_{i=1}^n exp\left[-\frac{S_i}{\Delta S} \left(\frac{(\log N - B)(\log \Delta \sigma_i - C) - \lambda}{\delta} \right)^{\beta} \right] &= \\ 1 - exp\left[-\sum_{i=1}^n \frac{S_i}{\Delta S} \left(\frac{(\log N - B)(\log \Delta \sigma_i - C) - \lambda}{\delta} \right)^{\beta} \right] \end{split}$$

En este caso, la superficie del elemento estructural se compone de *n* celdas de tamaño S_i , cada una de ellas sometida al correspondiente rango de tensiones $\Delta \sigma_i$. La generalización para el estudio de cualquier geometría y distribución del rango de tensión se consigue mediante la aplicación del denominado modelo local generalizado, esbozado en el apartado 12.

5. ACUMULACIÓN DE DAÑO PARA CARGA VARIABLE

El concepto de daño acumulado de Palmgren-Miner, basado en un campo S-N determinista, sin ninguna base probabilística, es el adoptado en la mayoría de las normas o directrices relacionadas con el dimensionamiento a fatiga. Sin embargo, desde un punto de vista ingenieril, el daño puede ser considerado como la probabilidad de fallo deducida de las curvas S-N, de acuerdo con el concepto convencional de estado límite último. Esto supone incluir una consideración probabilística del número de Miner, demostrando la inconsistencia de la hipótesis de "daño lineal" representada por la conocida ley de Palmgren-Miner. De hecho, una propuesta a escala logarítmica de esta ley, conduce a resultados equivalentes si se analiza consecuentemente desde una perspectiva probabilística. Esto sugiere considerar como índice de daño, la variable normalizada V, que representa el conjunto del campo S-N como una única función de distribución. La identificación de las curvas percentiles con estados de daño a través de la variable V, permite su ventajosa aplicación en la predicción de vida en casos prácticos de dimensionamiento de fatiga de componentes mecánicos y estructurales bajo historias de carga variables, ver [11,28]. Una extensión de la medida del daño por debajo de la región de percentil cero, donde en teoría no se

pueden producir fallos por fatiga, es posible mediante la adopción del modelo de Gumbel.

6. GENERALIZACIÓN DEL PARÁMETRO DE REFERENCIA

Diversos autores, como Vormwald [29], Heitmann [30] y Anthes [31] proponen parámetros energéticos, también conocidos como parámetros de mecánica de la fractura, como una referencia de daño más adecuada para describir el campo de vida al permitir representar desde una categoría más general el concepto convencional de campo S-N.

La consideración de parámetros más generales que el rango de tensión, $\Delta \sigma$, o de deformación, $\Delta \varepsilon$, como referencia en la definición del campo S-N permite generalizar el modelo probabilístico básico a fenómenos de fatiga regidos por mecanismos no elásticos o de mayor complejidad y tal vez extender la validez del campo S-N probabilístico a la región de bajo número de ciclos. Ello queda demostrado en el modelo de Correia et al. [32,33] que enriquece el modelo UniGrow de Glinka y Noroozi [34] para derivar campos probabilísticos de propagación de grietas por fatiga utilizando el parámetro de SWT como referencia de daño.

El modelo probabilístico básico de fatiga descrito anteriormente presenta dos asíntotas, una horizontal para vida infinita y otra vertical para rangos de tensión altos. Este último contradice el hecho de que para un bajo número de ciclos, la resistencia a rotura por fatiga tiene que acercarse a la resistencia última estática. Para superar esta inconsistencia, Fernández-Canteli et al. [35] propusieron recurrir al parámetro energético $\Delta \sigma \varepsilon_{max}$ en lugar de los convencionales $\Delta \sigma$ o $\Delta \varepsilon$. Ello requiere conocer la curva cíclica tensión-deformación del material con el fin de deducir el correspondiente valor de ε_{max} para cada valor puntual de $\Delta \sigma$. De este modo, es posible extender el modelo de fatiga a rangos de tensión en el dominio plástico.

De este modo, se puede explotar la potencialidad del modelo básico en el análisis de problemas de vida más complejos y variados, como en fatiga termomecánica, por fatiga por fricción (fretting fatigue) o fatiga multiaxial, adoptando diferentes parámetros de daño, según la literatura especializada, para el tratamiento de los campos de vida correspondientes, como los de Crossland, Fatemi-Socie, Mc Diarmid, SWT, Vormwald, Anthes, Heitmann, etc., de acuerdo con sus respectivos enfoques y propuestas.

Consecuentemente, el modelo probabilístico básico de Weibull se puede generalizar como:

$$F(N; g(\Delta \sigma)) = E(g(\Delta \sigma); N) =$$

$$1 - exp\left[-\left(\frac{(log N - B)(g(\Delta \sigma) - C) - \lambda}{\delta}\right)^{\beta}\right];$$

$$(log N - B)(g(\Delta \sigma) - C) \ge \lambda \qquad \text{MODEL I}$$

$$F(N; g(\Delta \sigma)) = E(g(\Delta \sigma); N) =$$

$$1 - exp\left[-\left(\frac{(logN-B)^{\beta}(g(\Delta \sigma)-C)^{\gamma}}{\delta}\right)\right];$$

$$logN > B, \ g(\Delta \sigma) > C \qquad \text{MODEL II}$$

Donde $g(\Delta\sigma)$ representa una cierta función de $\Delta\sigma$ y ε en escala natural o logarítmica.

7. MODELOS DE CRECIMIENTO DE GRIETA DERIVADOS DE LA CONDICIÓN DE COMPATIBILIDAD

Las curvas *a-N*, de crecimiento de grieta, se definen en función de un determinado tamaño inicial de grieta prescrito y del rango de tensión aplicada. La definición probabilística del tamaño inicial de la grieta y la del número de ciclos hasta la rotura tal como se definen en el campo S-N, tienen que estar de alguna manera relacionados entre sí. La variabilidad del tamaño final de la fisura, en función de la tensión máxima aplicada en el ensayo añade una dificultad adicional para establecer la condición de rotura.

Los modelos de crecimiento de grieta relacionan el tamaño de grieta actual con el número de ciclos transcurridos. Su estudio parece más complejo que los relativos a los campos S-N y ε -N, porque en este caso se trata de realizaciones de procesos físicos, en lugar de resultados aleatorios de vida o de magnitud de fallo. La observación de los resultados experimentales permite reconocer el carácter estocástico de las curvas de crecimiento de la grieta y su dependencia con el tamaño inicial de la grieta de la muestra, con el rango de tensión aplicada $\Delta \sigma$ y con el nivel de tensión σ_l .

Una vez más, es posible aplicar la compatibilidad estadística para deducir la forma característica de las curvas de crecimiento de grieta [36]. Siempre que se expresen las mismas

condiciones de carga, Q^* , que supone aplicar el mismo rango y nivel de tensión, se consideran dos variables aleatorias normalizadas: el tamaño de grieta, dado el número de ciclos a^*/N^* y el número de ciclos, dado el tamaño de grieta N*/ a*. Admitiendo validez del principio del eslabón más débil, que justifica las propiedades de localización y escala en las familias de distribución, nos encontramos frente a una condición de compatibilidad similar a la planteada en el modelo básico con la diferencia notable de que N^*/a^* se refiere a una ley de mínimos, mientras que a^*/N^* se refiere a una ley de máximos (ver Fig. 9). En consecuencia, la condición de compatibilidad se puede expresar como:

$$p = q_{\max}\left(\frac{a^* - \lambda_1^*(N^*)}{\delta_1^*(N^*)}, Q^*\right) = 1 - q_{\min}\left(\frac{N^* - \lambda_2^*(a^*)}{\delta_2^*(a^*)}, Q^*\right)$$

Donde $q_{\text{max}} y q_{\text{min}}$ son distribuciones de máximos y mínimos, respectivamente, mientras que λ y δ , son los parámetros de localización y escala dependientes de $a^* y N^*$.



Figura 9. Ilustración de la condición de compatibilidad basada en las funciones de densidad de a^* y N^* para el mismo factor de carga Q [36].

Teniendo en cuenta que $q_{\max}(x) = 1 - q_{\min}(-x)$, según la teoría de valores extremos se llega a la ecuación:

$$\frac{a^* - \lambda_1^*(N^*)}{\delta_1^*(N^*)} = \frac{\lambda_2^*(a^*) - N^*}{\delta_2^*(a^*)}$$

de la cual se derivan únicamente dos posibles modelos de Weibull, [36]:

$$F_{a^*|N^*}(a^*, N^*) = \exp\left[-\left(-\frac{a^* - \gamma^* N^* - \lambda^*}{\delta^*}\right)^{\beta^*}\right]$$

$$F_{a^*|N^*}(a^*, N^*) = \exp\left[-\left(-\frac{(N_o^* - N^*)(a^* - a_{th}^*) - \lambda^*}{\delta^*}\right)^{\beta^*}\right]$$

de los que solo el segundo parece tener sentido en la aplicación práctica, representando una familia de hipérbolas en las que $N_o^*, a_{th}^*, \lambda^* y$ δ^* son los parámetros a considerar. Como ocurría con el modelo básico del campo S-N, la

variable normalizada $V = (N_o * N^*)(a^* - a_{th}^*)$ permite convertir todo el campo de crecimiento de grieta en una simple función de distribución.

Análogamente al caso del campo S-N, es deducir posible las correspondientes expresiones correspondientes а las distribuciones de Gumbel en sustitución de las de Weibull. De este modo, en el caso de rango y nivel de carga constantes, se han identificado los elementos fundamentales para construir modelos de crecimiento de grieta, a saber, distribución del tamaño inicial de grieta y la función de crecimiento de grieta. En el caso de rango y nivel de tensión variables es posible plantear nuevas ecuaciones funcionales, de nuevo basadas en la propiedad de compatibilidad entre las funciones de distribución, que vez resueltas. una proporcionarían los modelos correspondientes.

8. MODELO DE VELOCIDAD DE CRECI-MIENTO DE GRIETA

El enfoque de mecánica de fractura, basado en la aplicación de las curvas de velocidad de crecimiento de la fisura, se considera una posible alternativa al enfoque basado en tensiones, debido a su amplia aplicabilidad en la predicción de la vida de fatiga. Para interrelacionar ambos enfoques en la predicción de vida en la propagación de grietas largas, Castillo et al. [37] proponen un modelo de velocidad de crecimiento de grietas basado en un rango del factor de intensidad de tensión (FIT) normalizado adimensional:

$$\Delta K^{+} = \frac{\log \Delta K - \log \Delta K_{th}}{\log \Delta K_{up} - \log \Delta K_{th}}$$

que varía en el intervalo [0,1], donde ΔK_{th} es el rango del FIT y ΔK_{up} , el límite superior del rango del FIT, no necesariamente coincidente con el de rotura, ΔK_f . Esto permite definir analíticamente, y consistente desde el aspecto dimensional, la curva sigmoidal de velocidad de crecimiento de grieta $da/dN = \Delta K$ sobre todo su

campo de existencia como una función de distribución (ver Fig. 10), con las ventajas que da la experiencia en tales funciones estadísticas.

De momento, el modelo implica un crecimiento determinista de grieta. Una cuestión importante radica en la interpretación de la vida de fatiga resultante mediante la integración de la curva de velocidad de crecimiento de grieta, que ciertamente corresponde a la vida de propagación más que a la vida de fatiga total incluyendo iniciación [32].



Figura 10. Curva de velocidad de crecimiento de grieta a) original y b) normalizada [32].

El modelo propuesto proporciona una expresión analítica de la curva de velocidad de crecimiento de grietas mediante el ajuste de datos experimentales utilizando una técnica de mínimos cuadrados para su aplicación en el dimensionamiento de elementos estructurales y máquinas. El hecho de que se estime el valor de ΔK_{th} como uno de los parámetros del modelo, garantiza una determinación más fiable y facilita el análisis de variabilidad posterior de la curva de velocidad de crecimiento de grieta. La formulación de un teorema relevante demuestra que si la el factor geométrico Y incluido en $\Delta K = Y \sqrt{\pi a} \Delta \sigma$, obedece a unas determinadas expresiones, solo es preciso realizar una integración numérica de la curva de velocidad de crecimiento de la fisura para un único par de valores rango de tensión, $\Delta \sigma$ - longitud de grieta inicial, ao. Se obtiene así la llamada curva de referencia o curva maestra, a-N de la que se pueden derivar analíticamente cualquier otra curva de crecimiento de grieta a-N para otro rango de tensiones $\Delta \sigma$ y otra longitud inicial de grieta a_o . De esta manera, puede deducirse el campo S-N de propagación a partir de las curvas de crecimiento de grieta, y éstas de la curva de velocidad de crecimiento de grieta, demostrándose así la estrecha relación entre el enfoque basado en la mecánica de fractura y el basado en tensiones.

La decisión del tamaño inicial de grieta para proceder al cálculo de la vida útil en propagación puede adoptarse recurriendo a consideraciones que faciliten la distribución probabilística de las grietas en base a la correspondencia entre las curvas S-N y las de crecimiento de grieta *a-N*. Ciertamente, algunas cuestiones permanecen abiertas, entre ellas a) la justificación del tipo de fdd empleada, b) la interpretación de la vida de iniciación y de propagación en el campo S-N y c) la viabilidad de considerar un tamaño efectivo de microfisura ficticia para facilitar la correspondencia entre ambas vidas, el tiempo de vida total medido a partir de ensayos (campo S-N) y el que resulta de la integración de la curva de velocidad de crecimiento de grieta.

A su vez, las curvas de velocidad de crecimiento de grieta proporcionan una relación directa entre el tamaño inicial de las grietas y su crecimiento hasta la rotura, presentando la ventaja, o tal vez el inconveniente, de acoplar el tamaño de fisura a y el rango de tensión $\Delta \sigma$ en un único parámetro ΔK , aparentemente más relacionado con el micromecanismo de grieta. Sin embargo, la interpretación de los resultados resulta ser menos obvia dado que el mismo ΔK puede resultar de diferentes combinaciones del tamaño de grieta y del rango de tensión, mientras que en este supuesto se observan comportamientos marcadamente diferentes según el tamaño característico (micro o macrogrietas). Esto se debe relacionar con el campo S-N donde esos parámetros están desacoplados.

9. SOBRE EL DIAGRAMA KITAGAWA-TAKAHASHI

Aunque el modelo probabilístico propuesto en [1] relaciona las curvas percentiles del campo S-N con la probabilidad de existencia de tamaños máximos iniciales de grieta (efectivos), no facilita una cuantificación explícita del tamaño de la grieta. El modelo supone, implícitamente, que el acabado superficial determina la distribución inicial de la grieta máxima y, en consecuencia, las curvas percentiles en el campo S-N. En consecuencia, cabe esperar valores diferentes del límite asintótico de fatiga para diferentes acabados superficiales. Ello probaría que el modelo propuesto solo proporciona el campo S-N para ese acabado superficial como una manifestación particular de un campo S-N general para ese material. El diagrama Kitagawa-Takahashi (K-T) [2], relaciona el límite de fatiga convencional en el campo S-N con el tamaño de grieta que representa un límite para el rango de la tensión cíclica, por debajo del cual se aseguraría, teóricamente, una vida infinita del componente estructural para cualquier tamaño de grieta como consecuencia de la no propagación de micro y macrogrietas.

Incluso, tras la trascendente mejora del concepto de grieta intrínseca de El Haddad [3], quedan pendientes dos cuestiones: a) la ampliación de la definición del diagrama K-T/EH para un límite de fatiga correspondiente a un número finito de ciclos, no necesariamente identificado con el límite de endurancia para N = ∞ , y b) una interpretación probabilística del diagrama K-T/EH que permita expresar la variabilidad de las funciones básicas de fatiga implícitas, es decir, el campo S-N y la curva de velocidad de crecimiento de grieta. Ambos representan requisitos prácticos, relacionados con el dimensionamiento de integridad estructural.

Para alcanzar ambos objetivos, es necesario utilizar modelos probabilísticos avanzados del campo S-N en la definición del diagrama K-T. Ello, de acuerdo con el ajuste asintótico propuesto por otros autores, ofrece la oportunidad de verificar la idoneidad y aplicabilidad de los modelos probabilísticos anteriores, así como descubrir algunas de sus limitaciones internas. El concepto probabilístico podría implementarse como una distribución "externa" en el sentido de considerar la variabilidad del tamaño de grieta, expresada como función de distribución para la entrada del diagrama K-T. Según El Haddad [3], el tamaño intrínseco de la fisura a_{oi} se determina como la relación $\Delta K_{th}/\Delta\sigma_{lim}$, donde ΔK_{th} es el rango umbral del factor de intensidad de tensión y $\Delta\sigma_{lim}$, el límite de fatiga. Admitiendo ΔK_{th} como parámetro del material resultante bajo condiciones de restricción total, se obtiene un valor más fiable del tamaño de grieta intrínseca si se recurre al modelo básico de fatiga. Esto se debe a que proporciona un límite de fatiga asociado a un número finito de ciclos, tal como se define habitualmente en los diagramas S-N bilineales o trilineales propuestos por las normas al uso.



Figura 11. Diferente límites de fatiga supuestos para diferentes muestras de material que representan (a) el mejor, (b) un intermedio y (c) el peor acabado superficial.



Figura 12. Diferentes diagramas K-T resultantes para diferentes acabados superficiales de las muestras.

Además, el modelo básico permite que el diagrama K-T se amplíe a cualquier vida finita incluyendo nuevas consideraciones probabilísticas y suministrando la base para una discusión relacionada con la ecuación EH en su formulación original [3]. De hecho, en el caso de diferentes estados de acabado superficial resultarían diferentes valores de tamaño de fisura intrínseca a_{oi} y, en consecuencia, diferentes diagramas K-T para muestras del mismo material, es decir, para el mismo ΔK_{th} . Cada uno de ellos proporcionaría un valor diferente del límite de endurancia y, por tanto, diagramas KT aparentemente diferentes y contradictorios para el mismo material [38] (Figuras 11 y 12). Actualmente se están tratando de resolver estas inconsistencias.

10. SOBRE EL LÍMITE DE FATIGA

El modelo básico permite ofrecer una explicación coherente а cuestiones controvertidas, sobre las que hay un desacuerdo secular. Una de ellas consiste en el caso de la existencia o no de un límite de fatiga. A la vista de la dualidad existente entre mecanismo de fatiga y límite de fatiga, ver Fig. 13, no hay inconveniente en suponer desde una perspectiva micromecánica un daño acumulado para cargas ínfimas que estarían asociadas a un hipotético mecanismo [39].

Sin embargo, no se encuentran razones ingenieriles que demuestren el interés sobre la especulación de esa hipotética existencia o inexistencia del límite de fatiga. El modelo probabilístico de fatiga básico aquí presentado, que básicamente coincide con los propuestos por Freudenthal-Gumbel y Bolotin en los puntos fundamentales y, en particular, en lo relativo al límite de fatiga (es decir al parámetro $C \circ \Delta \sigma_0$ del modelo), permite obviar la polémica, dado que el modelo presupone siempre un límite de fatiga, cuya magnitud viene dictaminada por los

resultados experimentales que, de acuerdo al mecanismo determinante, podrá o no adoptar el valor cero.



Figura 13. Representación esquemática de la correspondencia entre mecanismos y campos S-N con su límite de fatiga.

Dado que las evaluaciones en la zona de fatiga de ultra alto número de ciclos (>10⁹ ciclos) demuestran aún la existencia de un límite de fatiga [40], el hipotético mecanismo de fatiga causante de ese valor despreciable del límite de endurancia implicaría vidas de fatiga muy por encima de las hipotéticamente críticas y, por tanto, sin interés ninguno desde el punto de vista del dimensionamiento real y práctico en ingeniería.

11. MODELO LOCAL GENERALIZADO

Junto a los anteriores modelos, el modelo local generalizado MLG, aplicable a la evaluación de casos de rotura estática y fatiga, permite la deducción de la función de distribución primaria (PFCDF) a partir de la función de distribución experimental (EFCDF). La primera, se puede considerar propiedad del material, con ciertas restricciones en el caso de fatiga, permitiendo su caracterización objetiva y, en consecuencia, garantizar la transferibilidad desde los resultados de ensayos de laboratorio al dimensionamiento de componentes [41-42].

El MLG exige aplicabilidad del principio del eslabón más débil y una adecuada elección del parámetro generalizado (PG), cuya idoneidad puede ser comprobada mediante aplicación recursiva de la PFCDF, obtenida mediante un determinado ensayo, en la deducción de la EFCDF de cualquier otro tipo de ensayo, en principio de complejidad similar o superior al primero. Bajo estas condiciones, el modelo proporciona una predicción adecuada y fiable de roturas frágiles y dúctiles, y puede ser aplicado por extensión al caso de fatiga si se cuenta con un modelo que permita una definición probabilística del campo S-N que incluya la normalización y con ella, la reducción de todo el campo S-N a una única función de distribución, como es el caso del modelo de Weibull aquí propuesto.

12. CONCLUSIONS

- La inclusión de consideraciones probabilísticas en los modelos de fatiga, aparte de ser indispensables para abordar un dimensionamiento de componentes, garantizando la integridad estructural, contribuye a descubrir y establecer interconexiones entre las diferentes aproximaciones al problema de fatiga, pero también a esclarecer y superar contradicciones que propician un avance en el conocimiento de fractura y fatiga.

- La aproximación probabilística presentada, es aplicada a los modelos basados en tensiones, deformaciones y en mecánica de la fractura, considerando cuatro parámetros determinantes en la fatiga, a saber, parámetro de referencia, tamaño de grieta, número de ciclos hasta la rotura y la probabilidad de rotura.

La metodología propuesta se basa fundamentalmente en la teoría de valores extremos, en la satisfacción de propiedades físicas y estadísticas, en particular en la de compatibilidad condición entre distribuciones de probabilidad. Ello permite plantear ecuaciones funcionales de cuya solución se deducen modelos probabilísticos de fatiga y fractura. Esta metodología prueba ser rigurosa, robusta y adecuada para evitar errores primarios al establecer los diferentes modelos de fatiga y fractura según los planteamientos convencionales y contribuye a sucesivos avances hacia modelos más complejos. Se observan aún ciertas limitaciones no resueltas que requieren más estudio.

- Para facilitar la aplicación de los modelos presentados y la estimación de los correspondientes parámetros se han desarrollado programas de software de libre uso (ProFatigue, ProPagation, ProMiner, ProLocal) dentro del marco del grupo investigador IEMES de la Universidad de Oviedo.

13. RECONOCIMIENTOS

Los autores agradecen las ayudas recibidas del Ministerio de Ciencia e Innovación (MICINN) en el proyecto BIA2010-19920 y de la Consejería de Educación del Gobierno del Principado de Asturias en el proyecto SV-PA-11-012.

14. BIBLIOGRAFÍA

[1] Castillo E., Fernández-Canteli A., A Unified Statistical Methodology for Modeling Fatigue Damage, Springer, 2009.

[2] Kitagawa H., Takahashi S., Applicability of fracture mechanics to very small cracks or cracks in the Early stage, In Proc. of the 2nd Int. Conf on Mech. Behaviour of Materials, ASM, 627–631, 1976.

[3] El Haddad M., Topper T., Smith K., Prediction of non-propagating cracks, Eng. Fract. Mech., Vol. 11, pp. 573–584, 1979.

[4] Ciavarella M., Monno F., On the possible generalizations of the Kitagawa–Takahashi diagram and of the El Haddad equation to finite life, Int. J. Fat., Vol. 28, 1826–1837,2006.

[5] Menke J., Sander M., Richard H.A., Crack initiation life of notched specimens, In Proc. 17th Conference on Fracture, Brno, 835-842, 2008.

[6] Castillo E., Hadi A.S., Balakrishnan N., Sarabia J.M., Extreme Value and Related Models with Applications in Engineering and Science, Wiley Seri, Hoboken, New Jersey, 2004.

[7] Castillo E., Iglesias A., Ruíz-Cobo R., Functional equations in applied sciences, Elsevier, 2005.

[8] Castillo E., Fernández-Canteli A., A general regression model for lifetime evaluation and prediction, Int. J. Fract., 107, 117-137, 2001.

[9] Balakrishnan N., Castillo E., Fernández Canteli A., Kateri M., An exponential model for damage accumulation, Comm. in Statistics-Simulation & Computation, Vol. 38, 215-232, 2009.

[10] Castillo E., Fernández Canteli A., López Aenlle M., Ruiz-Ripoll M.L., Some fatigue damage measures for longitudinal elements based on the Wöhler field, Fat. & Fract. of Eng. Materials & Structures, 30, 11, 1063-1075, 2007.

[11] Fernández-Canteli A., Blasón S., Correia J.A.F.O., de Jesus A.M.P., A probabilistic interpretation of the Miner number for fatigue life prediction, Frattura ed Integrità Strutturale, 30, 325-339, 2014.

[12] Castillo E., López Aenlle M., Ramos A., Fernández Canteli A., Esslinger V., Kieselbach R., Specimen length effect on parameter estimation in modelling fatigue strength by Weibull distribution, Int. J. of Fatigue, Vol. 28, 1047-1058, 2006.

[13] Pascual F.J., Przybilla C., Gracia-Villa L., Puértolas J.A., Fernández Canteli A., Probabilistic assessment of fatigue initiation data on highly crosslinked ultra-high molecular weight polyethylenes, J. of the Mech. Behavior of Biomedical Materials, 15, 190-198, 2006.

[14] Argüelles A., Coronado P., Fernández Canteli A., Viña J., Bonhomme J., Using a statistical model for the analysis of the influence of the type of matrix carbon-epoxy composites on the fatigue delamination under modes I and II of fracture, Int. J. of Fatigue, 56, 54-59, 2013.

[15] Castillo E., Ramos A., Koller R., López Aenlle M., Fernández-Canteli A., A critical comparison of two models for assessment of fatigue data, Int. J. of Fatigue, 30, 45-57, 2008.

[16] ProFatigue, Software program for assessment of fatigue results, University of Oviedo, (Free download: IEMES Group), 2013.

[17] Freudenthal A.M., Gumbel E.J., Physical and statistical aspects of fatigue. Advances in Applied Mechanics, Academic Press, 1956.

[18] Bolotin V.V., Statistical methods in structural mechanics, Holden-Day, S.F., 1969.

[19] Bolotin V.V., Wahrscheinlichkeitsmethoden zur Berechnung von Konstruktionen, Verlag für Bauwesen, Berlin, 1981.

[20] Bolotin V.V., Mechanics of Fatigue, CRC Press, 1999.

[21] Koller R., Ruiz-Ripoll M.L., García A., Fernández-Canteli A., Castillo E., Experimental validation of a statistical model for the Wöhler field corresponding to any stress level and amplitude, Int. J. of Fatigue, 31, 231-241, 2009.

[22] Morrow J., Cyclic plastic strain energy and fatigue of metals, Internal Friction, Damping and Cyclic Plasticity, ASTM, 45–86, 1965.

[23] Basquin O.H., The exponential law of endurance tests, In Proc. ASTM, Vol.10, 625-630, 1910.

[24] Coffin L.F., A study of the effects of cyclic thermal stresses on a ductile metal, Trans. ASME, 76, 931–950, 1954.

[25] Castillo E., Fernández-Canteli A., Pinto H., López-Aenlle M., A general regression model for statistical analysis of strain-life fatigue data, Materials Letters, 62 (21-22), 3639- 3642, 2008.

[26] Fernández Canteli A., Castillo E., Pinto H., López Aenlle, M., Estimating the S-N field from strain-lifetime curves, Strain, 47, e93-e97, 2011.

[27] Przybilla, C., Koller, R., Fernández-Canteli, A., Castillo, E., A model allowing for the influence of geometry and stress in the assessment of fatigue data, In Proc. Int. Conference on Fracture, Beijing, 2013.

[28] Blasón S., Correia J.A.F.O., de Jesus A.M.P., Calçada R.A.B., Fernández-Canteli A., A probabilistic analysis of Miner's law for different loading conditions, Structural Eng. and Mechanics, 60, 1, 0-20, 2016.

[29] Vormwald M., Anrisslebensdauervorhersage auf der Basis der Schwingbruchmechanik für kurze Risse, Doctoral Thesis, TH Darmstadt, 1989.

[30] Anthes R., Ein neuartiges Kurzrisskonzept zur Anrisslebensdauer-vorhersage bei wiederholte Beanspruchung, Institut für Stahlbau und Werkstoffmechanik, TH Darmstadt, 56, 1997.

[31] Heitmann H., Betriebsfestigkeit von Stahl: Vorhersage der technischen Anriss-lebensdauer unter Berücksichtigung des Verhalten von Mikrorrissen, Doctoral Thesis, RWTH Aachen, 1983.

[32] Correia J.A.F.O., de Jesus A.M.P., Fernández Canteli A., A procedure to derive probabilistic fatigue crack propagation data, Int. J. of Struct. Integrity, 3, 2, 158-183., 2012.

[33] Correia J.A.F.O., Probabilistic approach for the fatigue behaviour modelling of structural components, Docotral Thesis, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, 2015.

[34] Noroozi A.H., Glinka G., Lambert S., A two parameter driving force for fatigue crack growth analysis, Int.J. of Fatigue, 27, 1277-1296, 2005.

[35] Fernández-Canteli A., Przybilla C., Correia J.A.F.O., de Jesus A.M.P., Castillo E.,

Extending the applicability of probabilistic S-N models to the LCF region using energetic damage parameters, In Proc. XVI International Colloquium Mechanical Fatigue of Metals, Brno, 2012.

[36] Castillo C., Fernández-Canteli A., Castillo E., Pinto H., Building models for crack propagation under fatigue loads. Application to macrocrack growth, Fat. & Fract. of Eng. Materials & Structures, 33, 10, 619-632, 2010.

[37] Castillo E., Fernández-Canteli A., Siegele D., S-N curves from crack growth curves. An alternative to self-similarity, Int. J. of Fracture, 187 (1), 159-172, 2014.

[38] Fernández-Canteli A., Brighenti, R., Castillo E., Towards a probabilistic concept of the Kitagawa-Takahashi diagram, In Proc. 4th International Conference on Crack Paths, Gaeta, 1041–1048, 2012.

[39] Blasón S., Muñiz-Calvente M., Pyttel, Fernández-Canteli, Castillo E., Considerations about the existence or non-existence of a fatigue limit and its implications on current practical design, Fatigue 2018, The 12th International Fatigue Congress, Poitiers, 28 May-1 June, 2018.

[40] Muniz-Calvente M., Fernández-Canteli A., Pyttel B., Castillo E., Probabilistic assessment of VHCF data as pertaining to concurrent populations using a Weibull regression model. Fat. & Fract. of Eng. Materials & Structures. 40,1772-1782, 2017.

[41] Muñiz-Calvente M., Fernández Canteli A., Shlyannikov V., Castillo E., Probabilistic Weibull Methodology for Fracture Prediction of Brittle and Ductile Materials, Applied Mechanics and Materials, 784, 443-451, 2015.

[42] Muniz-Calvente M., The generalized local model: A methodology for probabilistic assessment of fracture under different failure criteria, Doctoral Thesis, University of Oviedo, 2017.

FRACTURA DE MATERIALES METÁLICOS

OPTIMIZACIÓN DE LA GEOMETRÍA DE LA ENTALLA LATERAL PASANTE EN LA ESTIMACIÓN DE LA TENACIDAD A FRACTURA MEDIANTE PROBETAS *SMALL PUNCH*

D. Andrés^{1*}, R. Lacalle, A. Jaurrieta¹, J.A. Álvarez¹

¹LADICIM (Laboratorio de la División de Ciencia e Ingeniería de los Materiales), Universidad de Cantabria E.T.S. de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos, Av/Los Castros 44, 39005 Santander, España * Persona de contacto: andresd@unican.es

RESUMEN

El ensayo *small punch* es una técnica de ensayo miniatura que permite la estimación de gran variedad de propiedades del material simplemente mediante el punzonado de probetas de reducidas dimensiones, de tan sólo 8 mm de diámetro y 0.5 mm de espesor. Una de las caracterizaciones que más interés suscita es la estimación de las propiedades a fractura, algo difícilmente abordable mediante el empleo de otras metodologías experimentales de naturaleza no destructiva o cuasi-no-destructiva. Desde los orígenes de esta técnica en los 80 se han planteado diversas metodologías para conseguir dicho objetivo, entre las que destaca el empleo de probetas modificadas con entalla lateral pasante. El objetivo del presente trabajo es el análisis de la influencia de la geometría de dicha entalla, evaluando diferentes radios y longitudes de la misma en el acero S355J2. Por lo tanto, esta investigación conduce a la optimización de la geometría empleada, contribuyendo de manera significativa a la fiabilidad de las estimaciones de tenacidad a fractura mediante ensayos *small punch* y a su desarrollo como herramienta clave en evaluaciones de integridad estructural de componentes reales en presencia de fisuras.

PALABRAS CLAVE: Tenacidad a fractura, small punch, Ensayo miniatura, Entallas

ABSTRACT

The small punch test is a miniature testing technique that allows the estimation of a great variety of properties of the material by simply punching small specimens of only 8 mm-diameter and 0.5-mm thickness. One of the most interesting characterisations by means of this testing technique is the estimation of fracture properties, something nearly impossible to achieve by other non-destructive or quasi-non-destructive experimental methodologies. Since its origins in the 1980s, several methodologies have been proposed to achieve this goal, among which the use of modified pass-through notched specimens stands out. The objective of the present work is the analysis of the influence of the geometry of the aforementioned notch, evaluating different radii and lengths on S355J2 structural steel. Therefore, this research leads to the optimisation of the geometry employed, contributing significantly to the reliability of fracture toughness estimations by means of small punch tests and its development as a key tool in structural integrity assessments of real components presenting flaws.

KEYWORDS: Fracture toughness, small punch, Miniature test, Notches

1. INTRODUCCIÓN

La realización de evaluaciones de integridad estructural de componentes en presencia de defectos permite no sólo delimitar su margen a rotura, sino garantizar la optimización de su vida útil con criterios tolerantes al daño, teniendo en cuenta además las propiedades reales del material. Para poder realizar dichas evaluaciones se requiere la caracterización mecánica de los componentes, un elemento clave en el proceso. Tradicionalmente, ésta se ha realizado mediante procedimientos convencionales [1,2], los cuales requieren de volúmenes de material que pueden comprometer la integridad de la estructura o incluso resultar imposibles de obtener, en el caso de geometrías complejas o de componentes de reducidas dimensiones. Para tratar de solucionar este problema, durante las últimas décadas se ha llevado a cabo un esfuerzo generalizado para desarrollar las técnicas de ensayo miniatura [3], que permiten realizar una caracterización alternativa. Entre ellas destaca el ensayo *small punch* (SP) [4], por el gran nivel de difusión alcanzado en las últimas tres décadas y por su elevado potencial, ya que puede ser empleado en la estimación de multitud de propiedades del material.

El ensayo SP consiste simplemente en el punzonado de una probeta plana de reducidas dimensiones (0.5 mm de espesor y 8 mm de diámetro) hasta rotura para estimar las propiedades del material. Dado el interés que dicho ensayo ha suscitado, tanto en la comunidad científica como en el sector industrial, cuenta ya con un código europeo con recomendaciones de tipo general [5] y actualmente se encuentra en proceso de estandarización [6], si bien siguen desarrollándose metodologías universales para la determinación de las propiedades de materiales metálicos.

El objetivo de este trabajo es contribuir al desarrollo de la técnica e incrementar su aceptación mediante la optimización de la entalla lateral pasante empleada en las estimaciones de la tenacidad a fractura. Para ello, se ha analizado el uso de diferentes radios y longitudes de la entalla, comprobando y analizando su influencia en un acero estructural ampliamente empleado en la industria.

2. PROGRAMA EXPERIMENTAL

2.1. Material

Se ha analizado un acero S355J2. Se trata de un acero estructural laminado en caliente, con un límite elástico de 374.6 MPa y una resistencia a tracción de 557.6 MPa [7]. Su tenacidad a fractura ha sido obtenida en este trabajo mediante el ensayo de tres probetas CT de 25 mm de espesor, de acuerdo a las recomendaciones de la norma ASTM E1820-17^a [2], obteniendo un valor medio de tenacidad a fractura, K_{Jic} , de 350 MPa m^{1/2}.

La estimación de la tenacidad a fractura mediante los ensayos SP se ha realizado empleando probetas modificadas con una entalla lateral pasante. Este método permite introducir un defecto de tipo entalla en el material, de manera análoga a lo empleado en los ensayos convencionales, a partir del cual propaga una fisura durante el ensayo [8,9]. En este trabajo, para poder analizar la influencia de la geometría de la entalla, se han analizado defectos de radio 0 mm (fisuras) y de radio 0.15 mm (entalla), con longitudes aproximadas de 4 mm, 4.5 y 5 mm (medidas desde el extremo de la probeta), tal como se muestra en la Figura 1.

Se han empleado probetas cuadradas de 10x10 mm, puesto que presentan ventajas a la hora de mecanizarlas frente a las probetas de 8 mm de diámetro propuestas en CWA 15627:2007 [5]. Dado que la zona de proceso es exactamente la misma en ambos casos, el empleo de este tipo de probetas no influye en los resultados.

Las probetas han sido preparadas a partir de prismas en los que se ha creado la entalla previamente, mediante corte por hilo en el caso de las entallas y mediante fatiga en el caso de las fisuras. Dichos prismas han sido cortados en piezas de 0.55 mm de espesor en una cortadora de precisión, y posteriormente pulidos hasta garantizar un espesor de 0.5 mm [5]. Tras este proceso, se ha corregido la longitud de la entalla mediante pulido para poder analizar la longitud deseada.

2.2. Dispositivo experimental

Los ensayos SP se han realizado de acuerdo a las recomendaciones de CWA 15627:2007 [5].

Para poder garantizar la correcta alineación de la entalla y garantizar la longitud ensayada, se ha desarrollado una nueva matriz para alojar a las probetas, tal como se muestra en la Figura 2. Se trata de un diseño novedoso, que permite adaptarse a la geometría de cada probeta. Al incorporar una mitad móvil, es posible ajustar la matriz a la longitud de cada probeta y evitar posibles holguras entre la matriz y la misma, minimizando las posibles desviaciones de la entalla durante el ensayo.



Figura 1. Esquema de las probetas SP modificadas para la estimación de la tenacidad a fractura, donde L es la longitud de la entalla.



Figura 2. Matriz desarrollada para la realización de los ensayos.

2.3. Estimación de la tenacidad a fractura

Las estimaciones de tenacidad a fractura del acero S355J2 mediante el uso de entallas de radio 0.15 mm han sido realizadas de acuerdo a la metodología propuesta en [8,9], basada en el concepto de CTOD (*Crack Tip Opening Displacement*). De acuerdo a dicha metodología, es posible relacionar el grado de enromamiento de la entalla en el momento de la iniciación con la tenacidad a fractura del material, algo fácilmente realizable mediante el ensayo SP [8,9].
3. RESULTADOS Y ANÁLISIS

Tal como se comprueba en la Figura 3, se puede observar una clara influencia de la geometría de la entalla en la curva Fuerza-Desplazamiento del punzón obtenida. Se puede apreciar la influencia del empleo de diferentes radios en la entalla, obteniendo en general mayores niveles de fuerza para un mismo desplazamiento cuanto menor es el radio de la entalla aplicada. Por otro lado, también se observa que la fuerza máxima alcanzada es dependiente de la longitud de la entalla, siendo mayor cuanto menor es la longitud de la entalla aplicada. Dada la similitud de los resultados, se estima que estos efectos se deben a la presencia de una mayor o menor cantidad de material en la zona de proceso del ensayo, alcanzando mayores valores de fuerza cuanto mayor es la cantidad de material disponible en la zona sometida a esfuerzos (mayor cuanto menor es el radio y mayor es la longitud de la entalla).



Figura 3. Curvas Fuerza-Desplazamiento del punzón obtenidas en los ensayos.

De acuerdo a la Figura 4, se observa que existe una relación lineal entre la fuerza máxima alcanzada durante el ensayo y la longitud del defecto analizado, independientemente del radio (fisura o entalla), a excepción del ensayo de menor longitud (radio 0 mm), que no se encuentra sobre dicha línea de tendencia. De acuerdo a la Figura 5.b), este efecto puede estar debido a la combinación de dos efectos: la aparición de una fisura en el fondo de la entalla tras el enromamiento, junto con una rotura posterior de la probeta sin efecto de la entalla, puesto que se observa como la fisura tiende a tomar forma de media luna, de manera similar a las probetas SP convencionales sin entalla.

Por otro lado, durante el análisis fractográfico de las probetas, se ha comprobado que no se produce un cambio en los micromecanismos de fractura debido a la geometría de la entalla. En la Figura 5 se pueden observar las probetas analizadas, destacando la propagación de una fisura a partir de la entalla en todos los ensayos. También se puede observar un mayor grado de enromamiento de la entalla en función de la geometría de la misma, tanto para las entallas de radio 0.15 mm como para las fisuras (radio 0 mm), siendo mayor cuanto mayor es la longitud de la entalla.



Figura 4. Fuerza máxima alcanzada durante los ensayos en función de la longitud del defecto empleado, tanto para radio 0 mm (fisura), como para radio 0.15 mm (entalla).



Figura 5. Fractografías de las probetas ensayadas: a) Entalla de longitud 4.07 mm, b) Fisura de longitud 4.16 mm, c) Entalla de longitud 4.54 mm,, d) Fisura de longitud 4,64 mm, e) Entalla de longitud 4.98 mm, f) Fisura de longitud 5.105mm.

En la Figura 6 se puede observar como la geometría de la entalla también tiene influencia en el desplazamiento del punzón correspondiente a la iniciación de la fisura, d_i . Por simplicidad del método, y dado que la iniciación de la fisura se suele producir en el punto de fuerza máxima o en puntos próximos tras haber alcanzado dicho valor, se ha decidido adoptar como iniciación de la fisura el punto correspondiente a fuerza máxima y no el quiebro de la curva Fuerza-Desplazamiento del punzón [8,9]. Se ha comprobado que el error cometido es menor del 10%, siempre por el lado de la seguridad.

Aplicando este método, en la Figura 6 se muestran los desplazamientos correspondientes a la iniciación de la fisura en función de la longitud del defecto. Se observa una ligera tendencia a valores menores de d_i cuanto mayor es la longitud del defecto, presentándose las mayores diferencias para aquellas probetas con menores longitudes de defecto. Este efecto es especialmente notable para la probeta con radio 0 mm y longitud de fisura 4.16 mm, de manera análoga al análisis de la influencia sobre la fuerza máxima alcanzada y posiblemente por causas similares.



Figura 6. Relación entre el desplazamiento del punzón en el que se produce la iniciación de la fisura y la longitud del defecto aplicado, en función del radio del mismo (0 ó 0.15 mm).

Mediante la aplicación del método propuesto en [8,9], se ha obtenido el CTOD correspondiente a la iniciación de fisura para las entallas de radio 0.15 mm. Los resultados se muestran en la Figura 7. Se comprueba que, para las mayores longitudes de entalla, se obtienen valores prácticamente constantes, dada la dispersión propia de la tenacidad. Para la entalla de longitud 4.07 mm, en cambio, se obtiene un valor más reducido. Es necesario un análisis mediante simulaciones por elementos finitos para poder alcanzar un mayor grado de comprensión de este fenómeno, así como para poder analizar el CTOD en el caso de probetas con fisura.



Figura 7. Relación entre el grado de enromamiento del defecto (CTOD) y la longitud del defecto aplicado, para un radio de 0.15 mm.

A partir de los resultados de CTOD en el momento de iniciación, y aplicando las ecuaciones (1) y (2) [10], es posible obtener las estimaciones de tenacidad a fractura, que se muestran en la Figura 8. Se comprueba que, de manera análoga a los valores de CTOD, se obtienen los mismos valores de tenacidad a fractura para las longitudes de entalla entre 4.5 y 5.0 mm, teniendo en cuenta la dispersión del fenómeno. Para el caso de la menor longitud de entalla, se obtiene un valor menor (20% menor), por el lado de la seguridad.

$$u_{\rm ic} = \frac{CTOD \ \sigma_{\rm Y}}{d_{\rm n}} \tag{1}$$

$$K_{\rm Jic} = \sqrt{\frac{E J_{ic}}{1 - \nu^2}} \tag{2}$$

En las ecuaciones (1) y (2), J_{ic} representa el valor de la integral J, σ_Y es el límite elástico, d_n es un factor adimensional dependiente de las propiedades a tracción del material [10], E representa el módulo de Young y v es el coeficiente de Poisson.

Se han comparado las estimaciones obtenidas con el valor obtenido mediante ensayos convencionales, y se han calculado los coeficientes de seguridad de las estimaciones, que se muestran en la Figura 9. Se observa la idoneidad del método, obteniendo estimaciones por el lado de la seguridad, con valores en torno a un 25% obtenidos inferiores a los mediante métodos convencionales. Es importante tener en cuenta que incluso con el empleo de entallas más cortas, se obtienen valores conservadores de tenacidad, aunque con una mayor desviación. En trabajos posteriores se analizará en detalle dicho comportamiento, con el fin de poder determinar de una manera fiable el tamaño mínimo de la entalla para obtener una estimación lo más próxima posible a los valores reales, siempre por el lado de la seguridad. En base a los resultados obtenidos en el acero S355J2, se ha comprobado la idoneidad y adecuación del método empleando entallas con una longitud entre 4.5 y 5.0 mm.



Figura 8. Relación entre la estimación de la tenacidad a fractura mediante ensayos SP y la longitud del defecto aplicado, para un radio de 0.15 mm.



Figura 9. Relación entre el coeficiente de seguridad de las estimaciones y la longitud del defecto aplicado, para un radio de 0.15 mm.

4. CONCLUSIONES

En este trabajo se ha analizado la influencia de la geometría de la entalla en las estimaciones de tenacidad a fractura, analizando su efecto en un acero estructural S355J2. Se ha comprobado que el método ofrece

resultados por el lado de la seguridad, independientemente de la longitud de la entalla empleada. Este hecho permite garantizar su aplicación en evaluaciones de integridad estructural de componentes reales, asegurando que en dichas evaluaciones se contará con un determinado factor de seguridad.

Además, se ha comprobado que el uso de entallas con radio 0.15 mm y con una longitud entre 4.5 y 5.0 mm permite la obtención de estimaciones precisas, con un coeficiente de seguridad de aproximadamente 1.25. Esto confirma la idoneidad y adecuación del método para su aplicación en evaluaciones de estructuras reales en presencia de fisuras. Se trata de una herramienta sencilla y económica que permite la realización de caracterizaciones locales de componentes en servicio con reducidos volúmenes de material o con geometrías complejas, una aplicación difícilmente abordable mediante otras técnicas convencionales o alternativas.

Por último, se plantea un análisis en detalle del efecto del uso de entallas cortas en las estimaciones de tenacidad a fractura en trabajos futuros, así como el desarrollo de simulaciones y ensayos que permitan alcanzar un mayor grado de conocimiento del uso de defectos con radio 0 mm (fisuras). Para proceder a la optimización de la entalla de manera independiente del material, se espera aplicar esta metodología no sólo en el acero S355J2, sino también en otros materiales con menor ductilidad, como la aleación de magnesio AJ62, cubriendo así un amplio espectro de comportamiento de los materiales.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al Ministerio de Economía, Industria y Competitividad la financiación recibida del proyecto MAT2014-58738-C3-3-R.

REFERENCIAS

- ASTM E8 / E8M-16^a, Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2016, <u>www.astm.org</u>
- [2] ASTM E1820-17a, Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2017, www.astm.org
- [3] R. Chaouadi, E. van Walle, M. Scibetta, R. Gérard. On the use of miniaturized CT specimens for fracture toughness characterization of RPV materials, *Proceedings of the ASME 2016 Pressure Vessels and Piping Conference*, **PVP2016-63607**, 2016.

- [4] M.P. Manahan, A.S. Argon, O.K. Harling. The Development of a Miniaturized Disk Bend Test for the Determination of Postirradiation Mechanical Properties, *Jorunal of Nuclear Materials*, **103-104**, 1545-1550, 1981.
- [5] CWA 15627:2007, Small Punch Test Method for Metallic Materials, European Committee for Standardization, 2007.
- [6] M. Bruchhausen, T. Austin, S. Holmström, E. Altstadt, P. Dymácek, S. Jeffs, R. Lancaster, R. Lacalle, K. Matocha, J. Petzová. European Standard on Small Punch Testing of Metallic Materials, *Proceedings of the ASME 2017 Pressure Vessels* and Piping Conference, PVP2017-65396, 2017.
- [7] S. Cicero, V. Madrazo, T. García, J. Cuervo, E. Ruiz. On the notch effect in load bearing capacity, apparent fracture toughness and fracture mechanisms of polymer PMMA, aluminium alloy Al7075-T651 and structural steels S275JR and S355J2, *Engineering Failure Analysis*, 29, 108-121, 2013.
- [8] R. Lacalle, J.A. Álvarez, B. Arroyo, F. Gutiérrez-Solana. Methodology for fracture toughness estimation based on the use of Small Punch notched specimens and the CTOD concept, *Proceedings of the 2nd International Conference SSTT*, 2012.
- [9] R. Lacalle, J.A. Álvarez, F. Gutiérrez-Solana. Use of small punch notched specimens in the determination of fracture toughness, *Proceedings of the ASME 2008 Pressure Vessels and Piping Conference*, **PVP2008-61537**, 1363-1369, 2008.
- [10] C.F. Shih. Relationship between the J-Integral and the Crack Opening Displacement for Stationary and Extending Cracks, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, **29**, 305-326, 1981.

ANÁLISIS DE LA GEOMETRÍA DE LA ESTRICCIÓN EN LOS ACEROS CORRUGADOS TEMPCORE®

B. Hortigón^{1*}, J.M. Gallardo¹, E.J. Nieto-García¹, F. Ancio¹, M.A. Herrera¹

¹Escuela Politécnica Superior, Universidad de Sevilla C/ Virgen de África 7, 41011, Sevilla, España * Persona de contacto: bhortigon@us.es

RESUMEN

El estudio del comportamiento real hasta rotura de los metales resulta de gran interés en la industria ya que permite determinar la tenacidad o energía absorbida durante el proceso de deformación y rotura. En cuanto a los aceros estructurales, existe el interés añadido de conocer su respuesta real ante cargas asociadas a situaciones límites como son los movimientos sísmicos. En este trabajo se aborda el comportamiento tenso-deformacional de los aceros corrugados TEMPCORE[®]. La peculiar geometría de estas barras, diseñadas a tal efecto para aumentar la adherencia acero-hormigón, dificulta el análisis de la fase de estricción desde la metodología que tradicionalmente se sigue para probetas cilíndricas, basada en diversas hipótesis de partida que no se cumplen en probetas corrugadas. Por tanto, se hace necesario el planteamiento de nuevos principios y, por ende, de nuevos procesos que permitan abordar su estudio. En este trabajo presentamos algunos de los avances realizados referentes a la evolución del perfil del cuello y a las deformaciones sufridas por las diferentes secciones transversales del mismo para estas barras. Se realiza una comparativa con la estricción de probetas cilíndricas de un acero similar, observándose claramente la influencia de las corrugas en la fase previa a la rotura.

PALABRAS CLAVE: TEMPCORE[®], Corrugado, Comportamiento mecánico, Estricción, Fractura.

ABSTRACT

Tensile behaviour of metals beyond the UTS must be considered to calculate toughness or absorbed energy till fracture. Structural steels, designed to withstand earthquakes, are the typical material where post necking behaviour can be of paramount importance. This paper deals with the tensile stress-strain behaviour of TEMPCORE[®] Rebar, a specifically shaped structural steel. Helical, short ribs, formed by rolling, protrude from the cylindrical basic shape of the Rebar. This help in increasing concrete/steel adherence in reinforced structures. On the other hand, those ribs make it difficult to assess strain distribution in the necking area, according to well known theories describing neck shape. New or modified experimental methods, along with new theoretical approaches must be developed to help in studying neck shape evolution and corresponding stresses in Rebar. Advances in such methods and theories are presented in this paper along with comparison with TEMPCORE[®] cylindrical bars necking behaviour. The effect of ribs are clearly identified.

KEYWORDS: TEMPCORE[®], Rebar, Mechanical behaviour, Necking, Fracture.

1. INTRODUCCIÓN

El estudio de la estricción en probetas cilíndricas continúa siendo abordado en la actualidad desde la teoría de Bridgman [1,2], basada en las hipótesis de simetría del cuello con un perfil en forma de arco de circunferencia y una deformación axisimétrica. Desde estos principios Bridgman plantea las siguientes ecuaciones para determinar las tensiones y deformaciones equivalentes en la sección mínima:

$$\varepsilon_{equ} = \ln \frac{S_0}{S} \tag{1}$$

$$\bar{\sigma}_{z} = \sigma_{equ} \left[\left(1 + \frac{2R}{a} \ln \left(1 + \frac{a}{2R} \right) \right]$$
(2)

La Ec. (2) permite el cálculo de σ_{equ} a partir de la aplicación de un coeficiente corrector sobre la tensión axial media ($\bar{\sigma}_z = F/S$) en función del parámetro a/R asociado a la geometría del cuello. Otros autores [3,4] han planteado ecuaciones alternativas a este coeficiente basados igualmente en este parámetro.

Dada la dificultad de medir *R* de manera instantánea, Bridgman [1,2] plantea una relación entre a/R y ε_{equ} mediante la ecuación:

$$\frac{a}{R} = \sqrt{\varepsilon_{equ} - 0.1} \tag{3}$$

En esta línea, nuevas relaciones han sido planteadas por Le Roy [5] y Bueno [6].

Otros autores [7,8,9] ponen en duda que la distribución de tensiones aportada por Bridgman [1,2] sea completamente correcta ya que se deriva, de forma fenomenológica, de calcular las tensiones a partir de la geometría externa del cuello, sin entrar en consideraciones acerca de los mecanismos implicados. La Rosa [9] plantea un coeficiente corrector en función exclusivamente de la variable ($\varepsilon_{equ} - \varepsilon_{et}$).

En este trabajo se presentan los resultados experimentales obtenidos referentes al comportamiento hasta rotura de dos aceros TEMPCORE[®], con geometría lisa (TEMPCORE[®] 1) y corrugada (TEMPCORE[®] 2), respectivamente. Se ha prestado especial atención al período de estricción, en el que se analiza en profundidad la geometría del cuello, cuestionando las hipótesis de Bridgman [1,2] para el acero corrugado.

2. MATERIALES Y MÉTODOS

El número de probetas para ambas tipologías de acero ha sido de 8, todas ellas con un diámetro nominal de 14 mm (ver figura 1). En el caso de las probetas corrugadas, el diámetro equivalente se ha determinado mediante pesado, considerando un valor de densidad del acero de 78500 N/m³.



Figura 1. Propiedades geométricas de las probetas

Los ensayos se han realizado conforme a las normas ISO 15630-1:2010 [10] y 6892-1:2016 [11], a una velocidad de 0.167 mm.s⁻¹. Los valores mecánicos medios obtenidos se presentan en la tabla 1.

El módulo de Young se ha determinado con un extensómetro clase 1. La medición de los desplazamientos longitudinales y transversales durante la fase plástica de endurecimiento por deformación y la estricción se ha realizado mediante una cámara de alta resolución que, sincronizada con la máquina de ensayos, registra los datos instantáneos de fuerza.

	TEMPCORE [®] 1 (liso)	TEMPCORE [®] 2 (corrugado)
$(MPa) R_{p,0.2}$	518.70±7.18	521.46±11.13
R_m (MPa)	627.26 ± 2.85	647.19±1.37
$R_{m}/R_{p,0.2}$	1.21 ± 0.02	1.24±0,03
A_{gt}	0.106 ± 0.003	0.156 ± 0.008
A_t	0.180±0.016	0.219±0.012
E (GPa)	195	200

Tabla 1. Propiedades mecánicas (valores medios)

La evolución de la geometría del cuello se ha obtenido mediante el análisis de 12 fotogramas asociados a dicha fase que, posteriormente, han sido procesados mediante un programa de medición de imágenes. Para las probetas corrugadas el perfil grabado fue el determinado por la distancia entre aletas.

La metodología descrita no arrojó resultados concluyentes para los aceros corrugados por lo que se decidió complementar los datos obtenidos con un escaneado de la zona del cuello (ver figura 2).



Figura 2. Escaneado del cuello para una probeta de acero corrugado TEMPCORE[®] 2

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

En la figura 3 se muestran los diagramas tensión vs. deformación ingenieriles y reales para las 8 probetas de cada acero. Los diagramas reales se han trazado únicamente desde el punto de inicio de un comportamiento plástico regular (considerado a 0,4 mm del último mínimo de la región de fluencia) hasta el valor de deformación ingenieril A_{gt} , a partir del cual las deformaciones dejan de ser homogéneas y comienza la formación del cuello, dejando de ser válidas las ecuaciones indicadas en la Nomenclatura adjunta para el cálculo de σ_z y ε_z .



Figura 3. Resultados experimentales R vs A (σ_z vs ε_z) a)TEMPCORE[®] 1 (liso), b)TEMPCORE[®] 2 (corrugado)

Un primer análisis de estos diagramas muestra un comportamiento homogéneo para todas las muestras en ambos aceros durante la fase de endurecimiento por deformación, observándose una mayor dispersión de los resultados a nivel de deformación longitudinal en la etapa de la estricción, con una desviación típica para A_t mayor que para A_{gt} (ver tabla 2).

3.1. Fase de endurecimiento por deformación

El cálculo del valor medio del exponente de endurecimiento por deformación *n*, calculado según la curva empírica de Hollomon [12], arroja resultados muy similares para los dos materiales, con valores de 0.176 para el acero liso y de 0.179 para el corrugado. Para dicho valor medio de *n* se puede afirmar que el criterio de Considère [13] según el cual $n = \varepsilon_{gt}$, no se cumple.

Sin embargo, algunos autores [14,15,16] afirman que el valor de *n* no es constante en el rango analizado, siendo dependiente de diversos mecanismos activados en diferentes niveles de deformación. Rastegari [14] propone el cálculo de los valores puntuales de *n* según la ecuación:

$$n_{i} = \left(\varepsilon_{zi}\left(\sigma_{z(i+1)} - \sigma_{z(i-1)}\right)\right) / \left(\sigma_{zi}\left(\varepsilon_{z(i+1)} - \varepsilon_{z(i-1)}\right)\right)$$
(3)

En la figura 4 se muestra la relación *n* vs ε_z conforme a dicha ecuación, observándose que $n=\varepsilon_z$ ($\varepsilon_{z\to}\varepsilon_{gt}$), conforme a Considère [13].



Figura 4. Relación n vs ε_z conforme a Rastegari

En estas gráficas se observa que el valor de *n* para ambos aceros sufre un claro incremento en el inicio del proceso, disminuyendo posteriormente hasta alcanzar ε_{gl} . Este fenómeno tiene como consecuencia un mayor rango de deformaciones durante el período plástico retrasando el inicio de formación del cuello.

3.2. Fase de estricción

Para el estudio de este fenómeno se han analizado 5 probetas de cada acero ensayado.

La primera comprobación a realizar son las hipótesis planteadas por Bridgman [1,2] respecto a la geometría del cuello, simetría y aproximación del perfil a un arco de circunferencia.



Figura 5. Perfil del cuello de una probeta de acero corrugado TEMPCORE[®] 2

Para el acero liso, ambas hipótesis pueden ser corroboradas. Sin embargo, en el acero corrugado, a pesar de que los perfiles se ajustan con bastante precisión a arcos de circunferencia con ajustes en torno a 0.99, se comprueba que la condición de simetría no es válida. En la figura 5 se muestra el perfil del cuello de una de las probetas ensayadas para la que se han obtenido valores para los radios de curvatura R_I y R_2 de 84.15 y 72.6 mm respectivamente, no coincidiendo los centros de dichas circunferencias, asociados a la sección mínima. Más adelante se expondrá cómo ésta y otras cuestiones asociadas a la geometría corrugada de las probetas han obligado a un replanteamiento de la metodología asociada al estudio del cuello en probetas cilíndricas desde las teorías de Bridgman.

El cálculo del área transversal en la zona del cuello resulta inmediata en el acero liso tras el tratamiento de las imágenes extraídas durante los ensayos. Sin embargo, para el acero corrugado, ha sido necesario trabajar con un análisis en tres dimensiones para encontrar previamente una relación entre S y la distancia entre aletas (d_{al}) captada en la grabación.



Figura 6. Relación S vs d_{al} en la zona del cuello para el acero corrugado TEMPCORE[®] 2

Para ello, se han sometido a ensayo 5 nuevas probetas del material, finalizando los mismos en un instante inmediatamente previo a la rotura. Posteriormente, la zona del cuello se ha sometido a escaneado y análisis con el programa Catia. Los resultados obtenidos se muestran en la figura 6. La nube de puntos no presenta una tendencia regular existiendo además una gran dispersión entre las diferentes barras, lo que hace inviable establecer una relación genérica entre ambos parámetros para este acero.

Todo hace indicar el fenómeno de una deformación no homogénea de las corrugas del cuello. Un simple análisis visual corrobora esta hipótesis observándose de manera generalizada un gran estiramiento de la corruga que determina la dirección de la rotura (ver figuras 7 y 8). Por el contrario, el acero liso presenta una rotura en copa y cono característica de los materiales dúctiles.



Figura 7. Deformación de las corrugas en la zona del cuello para una probeta de acero corrugado TEMPCORE[®] 2



Figura 8. Rotura del acero liso TEMPCORE[®] 1 (sup) y del acero corrugado TEMPCORE[®] 2 (inf)

A la vista de todo ello, se decidió continuar con la misma metodología pero trabajando de manera individual con cada una de las probetas llevadas a rotura inicialmente, procediéndose a su unión mediante mecanizado.



Figura 9. Relación S vs d_{al} en la zona del cuello para una probeta de acero corrugado TEMPCORE[®] 2

Los resultados obtenidos para una de las barras estudiadas se muestran en la figura 9. Se observa una tendencia similar en las partes superior e inferior del cuello con un fuerte crecimiento del valor de S al alejarse de la sección mínima que posteriormente se suaviza. Este fenómeno evidencia una mayor pérdida de sección de la corruga en la zona cercana a la sección mínima. La relación final, con un ajuste de 0.99, resulta:

$$A = 2.4858d_{al}^{3} - 95.451d_{al}^{2} + 1231.9d_{al} - 5223.8$$
(4)

La segunda cuestión abordada es la validez de las relaciones entre a/R y ε_{equ} existentes en la literatura para diversos metales [1,2,6,5]. Para el acero liso se comprueba que dichas relaciones no son válidas. Como alternativa, inicialmente se trabajó con una curva guassiana, con la que se obtenían valores de ajuste aceptables. Esta función describe adecuadamente el suave inicio de la formación del cuello localizado a partir de la etapa de deformación uniforme. Dicha función, después de alcanzar un valor máximo, tendería finalmente a cero en el hipotético caso de que no se produjera el fenómeno de la rotura y el radio de curvatura se hiciese virtualmente cero. Posteriormente se comprobó que, a pesar de no reflejar exactamente el fenómeno de la estricción infinita (S=0), una curva sigmoidal mejoraba considerablemente el ajuste de los puntos, tanto a nivel individual como de conjunto con un R^2 en el último caso de 0.97 (ver figura 10). Por la dificultad evidente de medir el radio de curvatura (R) en el inicio de la estricción, se hizo pasar la curva por el punto (ε_{gt} ,0). La ecuación final resulta:

$$a/R = a \left(e^{-b \times \varepsilon_{gt}^c} - e^{-b \times \varepsilon_{equ}^c} \right)$$
(5)



Para el acero corrugado, dado que no se cumplen las hipótesis de Bridgman [1,2] respecto a la geometría del cuello, se ha trabajado con la relación entre $\bar{\sigma}_z$ y σ_{equ} planteada por La Rosa [9] según la ecuación:

$$\sigma_{equ} / \overline{\sigma}_{z} = 0.9969 - 0.6058 (\varepsilon_{equ} - \varepsilon_{m})^{2} + 0.6317 (\varepsilon_{equ} - \varepsilon_{m})^{3} - 0.2107 (\varepsilon_{equ} - \varepsilon_{m})^{4}$$
(6)

La figura 11 muestra los resultados $\bar{\sigma}_z - \sigma_{equ}$ vs ε_{equ} obtenidos para las cinco probetas de acero liso y para una probeta de acero corrugado. A pesar de que este último continúa siendo objeto de investigación, es posible extraer algunas conclusiones de la comparativa de ambos materiales.



Aunque para el acero liso la estricción se inicia a partir de un valor de ε_{gt} menor que para el corrugado (0.106 frente a 0.156) el primero alcanza un valor de ε_{equ} en rotura de 1.038(±0.018), valor asociado a una σ_{equ} de 1067.62 (±11.49)MPa. Sin embargo, en el segundo estos valores quedan claramente reducidos (0.413, 825.496) para la barra representada.

4. CONCLUSIONES

Se ha analizado el comportamiento hasta rotura de dos tipologías de acero TEMPCORE[®], sometiendo al ensayo de rotura a tracción probetas cilíndricas de geometría lisa (TEMPCORE[®] 1) y corrugada (TEMPCORE[®] 2), extrayendo las siguientes conclusiones:

a. Durante la fase de endurecimiento por deformación ambos aceros presentan un comportamiento similar, tendiendo a disminuir el exponente de endurecimiento por deformación n al aproximarse el inicio de la estricción. Durante este período no se aprecia en el comportamiento mecánico la influencia de las corrugas.

b. En la fase de estricción se corroboran las hipótesis de Bridgman para el acero liso $\text{TEMPCORE}^{\textcircled{B}}$ 1 no así para

el corrugado $\text{TEMPCORE}^{\otimes}$ 2, que desarrolla un cuello no simétrico.

c. La geometría corrugada disminuye la ductilidad del material durante la formación del cuello provocando un anticipo de la rotura, la cual se produce en la dirección de la corruga afectada en la deformación.

NOMENCLATURA

Símbolo	Unidad	Definición
Ε	FL ⁻²	Módulo de Young
F	F	Fuerza axial
S_o	L^2	Área inicial de la sección transversal
S	L ²	Área de la sección transversal mínima
d_{al}	L	Distancia entre aletas en corrugados
а	L	Radio de la sección transversal mínima
R	L	Radio de curvatura del perfil del cuello
$R_{p,0.2}$	FL ⁻²	Límite elástico
R_m	FL ⁻²	Tensión ingenieril para fuerza máxima
Α	adimens.	Deformación axial ingenieril
A_{gt}	adimens.	Deformación axial en R_m
A_t	adimens.	Deformación axial ingenieril en rotura
σ_z	FL ⁻²	Tensión axial real, $\sigma_z = R(1+A)$
$\bar{\sigma}_z$	FL ⁻²	Tensión axial media en la sección transversal mínima
σ_{equ}	FL ⁻²	Tensión equivalente o de fluencia
\mathcal{E}_{z}	adimens.	Deformación axial real, $\varepsilon_z = \ln(1+A)$
Egt	adimens.	Deformación axial real correspondiente a A_{gt}
E _{equ}	adimens.	Deformación equivalente en la sección transversla mínima, $\varepsilon_{equ} = \ln S_0/S$

REFERENCIAS

- [1] P.W. Bridgman. The stress distribution at the neck of a tension specimen, *Transaction of American Society for Metals*, **32**, 553–574, 1944.
- [2] P.W. Bridgman, Studies in large plastic flow and fracture, Ed. McGraw-Hill, 1952.
- [3] N.N. Davidenkov, N.I. Spiridnova. Analysis of the state of stress in the neck of a tension specimen, *Proceedings_American Society for Testing and Materials*, **46**, 1147–1158, 1946.
- [4] M.A. Eisenberg ,C.F. Yen. An anisotropic generalization of the Bridgman analysis of tensile necking, *Journal of Engineering Materials and Technology Transaction of ASME*, **105**, 264–267, 1983.
- [5] G. Le Roy, J.D. Embury, G. Edwards, M.F. Ashby. A Model of Ductile Fracture Based on the Nucleation and Growth of Voids, *Acta Metallurgica*, 29, 1509–1522, 1981.

- [6] R. Bueno, D. Villegas. Ductility in reinforcing steel: New parameter and applications, in *Conference Proceedings for the 81st Annual Convention of the Wire Association International*, 2011.
- [7] G.H. Donato, G.K. Ganharul. Methodology for the experimental assessment for true stress-strain curves after necking employing cylindrical tensile specimens: Experiments and parameters calibration, in ASME 2013 Pressure Vessels and Piping Conference, American Society of Mechanical Engineers, 2013.
- [8] G. K. Ganharul, N. De Braganza Azevedo, G.H. Donato. Methods for the experimental evaluation of true stress-strain curves after necking of conventional tensile specimens: Exploratory investigation and proposals, in ASME 2012 Pressure Vessels and Piping Conference, American Society of Mechanical Engineers, 2012.
- [9] G. La Rosa, G. Mirone. Postnecking elastoplastic characterization: Degree of approximation in the Bridgman method and properties of the flow-stress/true-stress ratio, *Metallurgical and Materials Transactions*, **34**, 615–624, 2003.
- [10] ISO 15630-1:2010: Steel for the reinforcement and prestressing of concrete. Test methods. Part 1: Reinforcing bars, wire rod and wire, International Organization for Standardization (Technical Commitee ISO/TC17/SC16), Ginebra, 2010.
- [11] ISO 6892-1:2016: Metallic materials.Tensile testing. Part 1: Method of test at room temperature, International Organization for Standardization (Technical Committee : ISO/TC 164/SC 1, Ginebra, 2016.
- [12] J. H. Hollomon. Tensile deformation, *Transaction of the American Institute of Mining Engineers*, 162, 223–249, 1945.
- [13] M. Considére. L'emploi du fer et de l'acier dans les constructions, *Annales des Ponts et Chaussées*, 6, 574–775, 1885.
- [14] H. Rastegari, A. Kermanpur, A. Najafizadeh. Effect of initial microstructure on the work hardening behavior of plain eutectoid steel, *Materials Science and Engineering. A*, 632, 103– 109, 2015.
- [15] A. Fattah-alhosseini, O. Imantalab, Y. Mazaheri, M.K. Keshavarz. Microstructural evolution, mechanical properties, and strain hardening behavior of ultrafined grained commercial pure copper during the accumulative roll bonding process, *Materials. Science and Engineering A*, 650, 8–14, 2016.
- [16] S.O. Gashti, A. Fattah-alhosseini, Y. Mazaheri, M.K. Keshavarz. Effects of grain size and dislocation density on strain hardening behavior of ultrafine grained AA1050 processed by accumulative roll bonding, *Journal of Alloys and Compounds*, 658, 854–861, 2016.

FRACTURA EN MODO I Y MODO MIXTO DE PLACAS CON ENTALLA EN U DE DOS MATERIALES METÁLICOS CON COMPORTAMIENTO PLÁSTICO DIFERENCIADO.

R. Sancho^{1*}, D. Cendón¹, E. Alliu², F. Berto²

¹E.T.S.I Caminos, Canales y Puertos, Dpto Ciencia de Materiales, Universidad Politécnica de Madrid C/ Profesor Aranguren, 3, 28040, Madrid, España
²Department of Management and Engineering, University of Padova Stradella S. Nicola 3, 36100 Vicenza, Italy
* Persona de contacto: rafael.sancho@upm.es

RESUMEN

El presente trabajo muestra los resultados preliminares de una investigación centrada en la fractura de placas de materiales metálicos con entallas en U sometidas a modo I y modo mixto I+II. Para ello se han escogido dos metales con un comportamiento plástico muy diferenciado: fundición gris frágil y aluminio Al7017. Con el fin de inducir distintas triaxialides, además de estudiar la fractura en modo I y en modo mixto, se han estudiado tres radios de entalla y dos espesores distintos. Además del trabajo experimental, desde el punto de vista numérico se ha simulado la campaña experimental empleando para ello dos criterios de rotura distintos: el modelo de Johnson-Cook y el modelo Fisura Cohesiva.

PALABRAS CLAVE: Entalla, materiales metálicos, triaxialidad, Johnson-Cook, Modelo de Zona Cohesiva.

ABSTRACT

This paper presents the preliminary results of an experimental campaign focused on the fracture of U-notched plates made of metallic materials under mode I and mixed mode (I+II) loading. To this aim, two metallic materials have been chosen with remarkable different plastic behaviours: grey cast iron and aluminium Al7017. Besides mode I and mixed mode crack propagation, three different notch radii and two thicknesses have been tested in order to induce different levels of triaxiality. Moreover, numerical simulations of the abovementioned experimental campaign have been conducted by the Finite Element method. Two different failure criteria have been assessed: the Johnson-Cook fracture model and the Cohesive Zone Model.

KEYWORDS: Notch, metallic materials, triaxiality, Johnson-Cook, Cohesive Zone Model

1. INTRODUCCIÓN

El estudio de la rotura de sólidos entallados constituye una rama de la Mecánica de la Fractura que ha atraído el interés de numerosos científicos e investigadores en los últimos años [1]. La presencia de una entalla en un sólido introduce una concentración de tensiones variable en función del radio de entalla que va, desde la ausencia de concentración de tensiones para el caso de una entalla de radio infinito (ausencia de entalla), hasta la concentración de tensiones máxima introducida por una entalla de radio teórico nulo (equivalente a una grieta teórica de acuerdo con la Mecánica de Fractura tradicional).

Una particularidad que presentan las entallas es el hecho de que muchas veces éstas son introducidas de forma intencionada en el material, por ejemplo, para colocar un pasador o un tornillo. De esta forma, mientras que la presencia de una fisura en un elemento estructural es un hecho indeseado que en algunos casos puede resolverse de forma ingenieril soldando la grieta o directamente reemplazando el elemento estructural fisurado, cuando la presencia de la entalla es intencionada, no cabe otra alternativa que predecir la capacidad resistente del elemento estructural fisurado mediante alguna teoría. En el caso de materiales frágiles cuyo comportamiento puede asimilarse al elástico y lineal, en los últimos años han surgido distintas técnicas para predecir la fractura de sólidos entallados de forma bastante precisa. Entre ellas caben destacar el modelo de fisura cohesiva [2, 3], el criterio de la densidad de energía crítica [4, 5] o la teoría de las distancias críticas [6], entre otras. Sin embargo, cuando el material a estudiar presenta deformaciones criterios plásticas notables. los anteriormente mencionados dejan de ser aplicables en muchos casos [7, 8]. En el caso de los materiales metálicos, los diferentes mecanismos de rotura desencadenados en función de la

triaxialidad de tensiones [9] e incluso del ángulo de Lode [10, 11] podrían ser causantes de esta falta de aplicabilidad.

La finalidad de este trabajo es doble. Por un lado, proporcionar nuevos datos experimentales sobre este tipo de materiales. Para ello se han ensayado placas entalladas en U realizadas con dos materiales metálicos con un comportamiento plástico bien diferenciado: fundición gris frágil GG-25 y aluminio Al7017. Con el fin de inducir distintas triaxialidades en las probetas, se han estudiado tres radios de entalla, dos espesores distintos y se han sometido a carga en modo I y modo mixto, si bien en este trabajo sólo se presentan los resultados correspondientes a un único espesor y rotura en modo I. La segunda finalidad del trabajo consiste en hacer una prospección sobre la aplicabilidad de dos criterios de rotura distintos para predecir la rotura de las placas: el modelo de fisura cohesiva en el caso de la fundición gris [12] y el modelo de Johnson-Cook en el caso del aluminio Al7017.

2. MATERIALES

La fundición gris laminar tipo GG-25, se obtuvo fundida en un único lingote, a partir del cual se mecanizaron las probetas. Este tipo de fundición se emplea para usos donde se requiere un equilibrio entre las características mecánicas y la facilidad de mecanizado. En la tabla 1 se puede consultar la composición química de la aleación.

El otro material estudiado es una aleación de aluminio T7017-T73, a partir de una chapa laminada de 30 mm de espesor. Esta aleación pertenece a la familia de aleaciones de aluminio de alta resistencia, siendo sus principales elementos aleantes el zinc y el magnesio (ver tabla 2). El papel fundamental del zinc y el magnesio es formar el precipitado endurecedor MgZn₂, también conocido como fase η . Además, la adición de cobre y el tratamiento térmico T73 (solución + sobre-maduración) ayuda mejora el binomio comportamiento mecánico-comportamiento a corrosión bajo tensión.

Tabla 1. Composición química media de la fundición gris GG-25 en % peso.

С	Mn	Si	Р	S
3.30	0.65	2.20	0.24	>0.10

Tabla 2. Composición química (% en peso) de la aleación Al7017

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. ENSAYOS DE CARACTERIZACIÓN

Ambos materiales metálicos presentan un comportamiento mecánico muy influenciado por la triaxialidad de tensiones, al menos en sus propiedades en

fractura. Por este motivo, para los dos materiales, se mecanizaron probetas cilíndricas lisas y probetas cilíndricas con entalla circular y diferentes radios, R=1mm, R=2mm y R=4mm, con el fin de cuantificar el efecto de la triaxialidad. La geometría de las probetas es el que se muestra en la figura 1.



Figura 1. Representación esquemática de las probetas utilizadas para los ensayos de caracterización.

3.1 Descripción del ensayo

Los ensayos cuasi-estáticos de tracción uniaxial se realizaron utilizando una máquina servo hidráulica configurada en control de desplazamiento, a una velocidad de 0.1 mm/min. Para medir la extensión de la probeta se utilizó un extensómetro Instron con una base de medida de 12.5±2.5mm, mientras que los valores de la fuerza se cuantificaron utilizando una célula de carga de 25kN.

3.2 Resultados

La figura 2 recoge los datos fuerza - desplazamientohasta-rotura obtenidos de los ensayos de las probetas de aluminio. Se puede observar que, a mayor radio de entalla, mayor es la carga máxima que es capaz de soportar la probeta antes de la rotura, pero menor es su extensión. Sin embargo, este comportamiento tan diferenciado entre las probetas con distintos radios de entalla no se aprecia en los ensavos realizados sobre la fundición gris (ver figura 3). Analizando los valores de carga máxima no podemos afirmar, como en el caso anterior, que a mayor radio de entalla se necesite una mayor carga para producir la rotura de la aleación, ya que los valores de mayor carga máxima corresponden a las probetas no entalladas y con radio de entalla 4mm. Sin embargo, por otro lado, las probetas sin entallar ofrecen una mayor extensión antes de la rotura que las probetas entalladas, al igual que en el caso de la aleación de aluminio.

Los autores piensan que el origen de la dispersión en los ensayos de la fundición gris laminar podría residir en el hecho de que el tamaño de las probetas sea demasiado pequeño en comparación con las láminas de grafito de la microestructura. Finalmente, comparando el comportamiento mecánico entre ambos materiales, podemos afirmar que las probetas de aluminio sufren una extensión bastante superior, en torno a diez veces mayor, a las de la fundición antes de la rotura y, por lo tanto, su comportamiento macroscópico es mucho más dúctil



Figura 2. Curva fuerza-desplazamiento experimental para las probetas de Al7017 con diferentes radios de entalla.



Figura 3. Curva fuerza-desplazamiento experimental para las probetas de fundición GG-25 con diferentes radios de entalla.

4. ENSAYOS SOBRE PROBETAS ENTALLADAS

4.1 Descripción del ensayo

Con el objetivo de estudiar la fractura en modo I de los materiales seleccionados, se realizaron ensayos cuasiestáticos de tracción hasta rotura sobre diferentes probetas fisuradas con 1mm de espesor y tres radios de fisura diferentes: R=0.2mm, R=1mm y R=3mm (ver figura 4). Para ello, se utilizó una máquina servohidráulica configurada en control de desplazamiento, con una velocidad de 0.1mm/min. La fuerza aplicada se registró utilizando una célula de carga de 50kN y se hizo uso de imágenes tomadas durante los ensayos a una



Figura 4. Geometría de las probetas utilizadas en los ensayos experimentales para caracterizar el modo I de fractura. L=110mm, W=30mm.

velocidad de 1 fps para calcular, mediante la técnica de correlación digital de imágenes (DIC), el campo de desplazamientos en la superficie de la probeta (ver figura 5) utilizando el programa Ncorr.

En el montaje del ensayo (ver figura 6) se utilizaron dos mordazas y dos rótulas auxiliares, una en cada mordaza, con el objetivo de alinear lo mejor posible la carga aplicada por la máquina con el eje longitudinal de la probeta y evitar la aparición de momentos. De una forma cualitativa, la aparición de momentos durante el ensayo se puede determinar analizando la simetría del campo de desplazamientos (ver figura 5) con respecto al eje vertical que pasa por el centro de la probeta. A mayor simetría, menor excentricidad de la carga aplicada sobre la probeta.



Figura 5. Campos de desplazamiento verticales sobre la superficie de una probeta de Al7073 con R=3mm antes de rotura.



Figura 6. Fotografía del montaje utilizado para ensayar las chapas entalladas en forma de U.

4.2 Resultados

A modo de ilustración, las figuras 7 y 8 muestran las curvas experimentales fuerza-desplazamiento obtenidas para la aleación de fundición gris GG-25 y Al7017, respectivamente, para el caso de las chapas con una fisura con radio R=3mm. Es importante comentar que el desplazamiento representado en las gráficas corresponde con el de un extensómetro virtual (DIC) de base de medida 22.5mm y centrado respecto a la fisura.

Se observa que los ensayos realizados sobre las muestras de aluminio devuelven unos datos más repetitivos, mientras que los ensayos sobre la fundición GG-25 muestran una mayor dispersión, sobre todo en la parte inicial de la curva fuerza-desplazamiento.

Siguiendo el mismo procedimiento, se analizaron los datos experimentales obtenidos tras los ensayos de las probetas con entallas de R=0.2mm y R=1mm. Las tablas 3 y 4 recogen la información extraída más importante para ambas aleaciones. Debido al comportamiento frágil de la fundición, tabla 3, sólo se muestran los datos de carga máxima F_{max} ya que ese punto coincide con la rotura frágil (macroscópicamente hablando) e instantánea de la probeta en todos los ensayos.

Sin embargo, el caso de la aleación de aluminio es diferente. Si bien es cierto, tal y como se muestra en la figura 8, que la rotura total de las probetas con R=3mm ocurre en el momento de carga máxima, no sucede así en los ensayos realizados sobre las probetas de R=1mm y R=0.2mm, revelando los ensayos que existe un crecimiento de la grieta progresivo hasta el momento crítico de la rotura final. Por esta razón, la tabla 4 recoge, además de la carga máxima F_{max} , la energía de deformación aplicada a las probetas en el momento de inicio E_{ini} y final E_{tot} de la rotura dentro de la región comprendida por el extensómetro.



Figura 7. Curvas fuerza-desplazamiento experimental de la probeta entallada con R=3mm para la fundición GG-25. Base del extensómetro virtual, 22.5mm.



Figura 8. Curvas fuerza-desplazamiento experimental de la probeta entallada con R=3mm para la aleación Al7017. Base del extensómetro virtual, 22.5mm.

Tabla 3. Valores de F_{max} para los ensayos de fundición GG-25

	R=0.2mm	R=1mm	R=3mm
F _{max} (kN)	1.56±0.27	1.54±0.18	1.61±0.23

Tabla 4. Valores de $F_{max} E_{ini} y E_{tot}$ para los ensayos de Al7017

	R=0.2mm	R=1mm	R=3mm		
F _{max} (kN)	6.45±0.18	6.43±0.24	7.66±0.10		
Eini (J)	1.34±0.21	1.57±0.04	3.76±0.11		
Etot(J)	2.79±0.15	2.61±0.36	4.07±0.01		

5. SIMULACIÓN NUMÉRICA

5.1. Modelos de material

Dadas las diferencias de comportamiento en fractura entre ambos materiales, para la simulación numérica se han empleado dos modelos distintos. Para las probetas de fundición, caracterizadas por un comportamiento macroscópico en fractura frágil, se ha empleado un modelo de fisura cohesiva con dependencia de la triaxialidad, mientras que para las probetas de Al7071, caracterizadas por un comportamiento más dúctil, se ha optado por el modelo de Johnson-Cook.

El modelo de fisura cohesiva empleado para las probetas de fundición fue presentado en [12]. A grandes rasgos se puede resumir como un modelo tradicional de fisura cohesiva en el que los ingredientes fundamentales (tensión de decohesión, energía de fractura y forma de la curva de ablandamiento) son función de la triaxialidad. Para tener en cuenta todos los modos posibles de abertura de fisura, el vector de tracciones entre labios de la fisura se considera paralelo al vector de abertura de fisura:

$$\mathbf{t} = \frac{f(\widetilde{w}, T)}{\widetilde{w}} \mathbf{w}$$
(1)

Siendo **t** el vector de tracciones, *f* la ecuación de la curva de ablandamiento, **w** el vector de abertura de fisura, \tilde{w} el máximo histórico de la norma euclídea del vector de abertura de fisura y *T* la triaxialidad (cociente entre la presión y la tensión equivalente de Von Mises). Para el material del continuo fuera de la fisura se ha empleado el modelo de plasticidad dependiente de la presión de Drucker-Prager, cuya función de plastificación viene dada por la expresión:

$$F(\mathbf{\sigma}) = \widetilde{\boldsymbol{\sigma}} - \boldsymbol{\sigma}_{y}(\widetilde{\boldsymbol{\varepsilon}}_{p}) - \boldsymbol{\alpha} \boldsymbol{I}_{1}$$
⁽²⁾

Siendo σ_y el límite elástico, $\tilde{\varepsilon_p}$ la deformación plástica equivalente, I_1 la traza del tensor de tensiones y α una constante del material a determinar. Más detalles acerca del modelo pueden consultarse en [12].

Con respecto al modelo de Johnson-Cook utilizado para el aluminio Al7017, se trata de un modelo de plasticidad clásica independiente de la presión (tipo J2), cuyo límite elástico depende de la deformación plástica equivalente, de la velocidad de deformación y de la temperatura, de acuerdo con la ecuación:

$$\sigma_{y}(\tilde{\varepsilon_{p}}) = \left(A + B\tilde{\varepsilon_{p}}^{n}\right)(1 + Cln\dot{\varepsilon}^{*})(1 - T^{*m})$$
(3)

Siendo σ_y el límite elástico, $\tilde{\varepsilon_p}$ la deformación plástica equivalente, $\dot{\varepsilon}^*$ la velocidad de deformación relativa y T^* la temperatura relativa. A, B, C, n y m son constantes que dependen del material. Dado que en este trabajo todos los ensayos se han realizado en régimen estático y a temperatura de laboratorio (unos 20°C), sólo se ha considerado el primer factor de la ecuación (2) que no es más que el endurecimiento por deformación plástica del material. Para simular la fractura, el modelo emplea un parámetro de daño dado por la expresión:

$$D = \sum \frac{\Delta \tilde{\varepsilon}_p}{\varepsilon_f} \tag{4}$$

siendo ε_f una función definida por:

$$\varepsilon_f = [D_1 + D_2 e^{D_3 T}](1 + D_4 ln \dot{\varepsilon}^*)(1 + D_5 T^*)$$
(5)

Donde $\dot{\varepsilon}^*$ y T^* tienen el mismo significado que en la ecuación (2) y *T* es la triaxialidad según se ha definido en la ecuación (1). D_1 , D_2 , D_3 , D_4 y D_5 son parámetros de material que deben ajustarse. Nuevamente, dado que en este trabajo sólo se contemplan ensayos estáticos a temperatura ambiente, sólo se ha considerado el primer factor de la ecuación. Más detalles del modelo pueden encontrarse en [9].

5.2. Ajuste de los parámetros de material

La característica fundamental de los dos modelos de material empleados es la influencia de la triaxialidad de tensiones. Por este motivo el ajuste de los parámetros de material se ha realizado utilizando los ensayos de tracción en probetas entalladas presentados en la sección 3.

Para ello, el primer paso ha sido ajustar las curvas tensión-deformación plástica a partir de los resultados obtenidos con las probetas cilíndricas sin entalla sometidas a tracción simple. En el caso del modelo de Johnson-Cook, tratándose de ensayos realizados en régimen estático y a temperatura ambiente, el límite elástico definido por la ecuación (3) se transforma en:

$$\sigma_{y}(\widetilde{\varepsilon_{p}}) = A + B\widetilde{\varepsilon_{p}}^{n} \tag{6}$$

En el caso del modelo de Drucker-Prager para la fundición, se decidió emplear la misma expresión para definir el límite elástico σ_y en la ecuación (2). La Tabla 5 recoge los parámetros *A*, *B* y *n* ajustados para los dos materiales, así como sus respectivas constantes elásticas, módulo de elasticidad *E* y coeficiente de Poisson v.

Tabla 5. Valores de las constantes elásticas y de la curva de endurecimiento por deformación (límite elástico) empleadas en las simulaciones numéricas.

Material	E (GPa)	v (-)	A (MPa)	B (MPa)	<i>n</i> (-)
Fundición gris	77.95	0.3	0.128	1.125	0.35
Aluminio T7017	74.38	0.32	0.14	0.4917	0.09

Posteriormente, se ajustaron los parámetros de rotura para cada uno de los dos materiales a partir de los resultados obtenidos en las probetas cilíndricas entalladas. En el caso de la fundición, para el modelo de material utilizado, ello supone ajustar la curva tensión de decohesión-triaxialidad (ver [12]). Esto se consiguió simulando las probetas con entalla cilíndrica sin ningún criterio de rotura e identificando en las simulaciones el valor de la triaxialidad correspondiente al instante de carga en el que se produjo la rotura en las probetas ensavadas experimentalmente. Según este procedimiento, se obtuvo la siguiente ley tensión de decohesión-triaxialidad:

$$f_t = \frac{209.4}{0.82+T} \,(\text{MPa}) \tag{7}$$

siendo T la triaxialidad de tensiones. Con respecto a la curva de ablandamiento, de acuerdo con [12] se utilizó la expresión adimensionalizada dada por:

$$f^{*}(\xi) = 1 - \frac{\xi e^{n}}{1 + \xi (e^{n} - 1)}$$
(8)

siendo f^* y ξ la tensión cohesiva y la abertura de fisura adimensionalizadas, respectivamente. Como parámetro de forma de la curva de ablandamiento, *n*, de nuevo de acuerdo con [12] se eligió un valor igual a -3. Para la energía específica de fractura se estimó un valor de 2000 J/m².

Con respecto a la aleación de aluminio, hay que tener en cuenta que el modelo de Johnson-Cook, sabiendo que las probetas se ensayaron en régimen estático y a temperatura de laboratorio, exige ajustar un total de tres parámetros, D_1 , D_2 y D_3 y que debido a la ductilidad del material la triaxialidad no tiene un valor constante a lo largo del ensayo. Por ello fue necesario adoptar un proceso iterativo de prueba y error, variando los parámetros hasta que se consiguió un resultado satisfactorio en la predicción de la deformación de rotura para todos los radios de entalla de las probetas cilíndricas. Los valores finalmente adoptados se muestran en la Tabla 6.

Tabla 6. Valores de las constantes de rotura del modelo de Johnson-Cook empleadas en las simulaciones numéricas para el aluminio.

Parámetro	D_1	D ₂	D3
Valor	-0,135	0,736	-0,962

Finalmente, la Tabla 7 muestra un resumen de los resultados experimentales frente a los obtenidos mediante simulaciones numéricas.

Tabla 7. Valores de $F_{max} E_{ini} y E_{tot}$ para los ensayos de Al7017

	R=0.2mm	R=1mm	R=3mm					
Fundición gris GG-25 (Fmax -kN-)								
Ensayo 1.56±0.27 1.54±0.18 1.61±0.23								
Simulación	1.75	1.77	1.89					
	Al7017	(Eini -J-)						
Ensayo	1.34±0.21	1.57±0.04	3.76±0.11					
Simulación	0.74	2.36	3.90					
A17017 (Etot -J-)								
Ensayo	2.79±0.15	2.61±0.36	4.07±0.01					
Simulación	2.86	3.17	5.56					

5. CONCLUSIÓN

Se ha realizado un estudiado experimental y numérico del comportamiento de fractura en modo I de dos aleaciones, fundición gris GG-25 y la aleación Al7017.

Los ensayos revelaron un comportamiento macroscópicamente frágil por parte de la fundición, como era de esperar, por lo que se utilizó un modelo de fisura cohesiva para su simulación.

En el caso del aluminio, dada su mayor ductilidad, se decidió utilizar un modelo de Johnson-Cook. En ambos casos se consigue predecir con cierta fiabilidad, en algunos ensayos más que en otros, el comportamiento de

fractura en modo I de probetas entalladas en U a partir de datos calibrados con probetas cilíndricas de diferentes triaxialidades.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a la Comunidad de Madrid (España) el apoyo económico recibido a través del proyecto DIMMAT-CM, ref: S2013/MIT2775.

REFERENCIAS

[1] Sergio Cicero, David Cendón, David Taylor, Filippo Berto Editorial – Mechanics of notches. Theoretical Applied Fracture Mechanics (90). Pp 203, 2017.

[2] F.J. Gómez, M. Elices and J. Planas. The cohesive crack concept: application to PMMA at -60°C Eng Fract Mech, 72, pp. 1268-1285, 2005.

[3] D.A. Cendón, A.R. Torabi and M. Elices, Fracture assessment of graphite V- and U- notched specimens by using the cohesive crack model. Fat. and Fract. of Eng. Mats and Structures, 38-5, pp. 563-573, 2015.

[4] C. Sih, J.W. Ho. Sharp notch fracture strength characterized by critical energy density, Theor Appl Fract Mech, 16, pp. 179-214, 1991.

[5] P. Lazzarin, F. Berto. 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] D. Taylor. The theory of critical distances: a new perspective in fracture mechanics. Elsevier, 2007.

[7] M. A. Garrido, A. Serrano, A. Salazar, J. Gómez y J. Rodríguez. Predicción de las cargas de rotura de probetas entalladas de resinas epoxi mediante modelos cohesivos. Anales de Mecánica de la Fractura (Vol. 33). 532-536.

[8] S.Cicero, F.Berto, F.T. Ibáñez-Gutiérrez, I.Procopio, V.Madrazo. SED criterion estimations of fracture loads in structural steels operating at lower shelf temperatures and containing u-notches Theoretical and Applied Fracture Mechanics (90), Pages 234-243, 2017.

[9] G.R. Johnson, W. Cook. Eng. Fract. Mech., 21 (1) (1985), pp. 31-48.

[10] T. Wierzbicki, Y. Bai. A new model of metal plasticity and fracture with pressure and Lode dependence. International Journal of Plasticity, 24 (2008), pp. 1071-1096.

[11] B. Erice and F. Gálvez. A coupled elastoplasticdamage constitutive model with Lode angle dependent failure criterion. International Journal of Solids and Structures (51). Pp. 93-110, 2014.

[12] D.A. Cendón, N. Jin, Y. Liu, F. Berto, M. Elices. Numerical assessment of gray cast iron notched specimens by using a triaxiality-dependent Cohesive Zone Model. Theoretical and Applied Fracture Mechanics (90). Pages 259-267, 2017.

INTEGRIDAD SUPERFICIAL Y VIDA EN FATIGA DE INCONEL 718

A. Martín-Meizoso¹, J.M. Martinez-Esnaola¹, P.J. Arrazola², A. Linaza³,

¹Universidad de Navarra, Tecnun, Ceit-IK4, Paseo Manuel Lardizábal, 15, 20018 San Sebastián
 ²Facultad de Ingeniería, Universidad de Mondragón, Loramendi 4, 20500 Arrasate
 ³Industrias de Turbo Propulsores, S.A. (ITP), Parque Tecnológico, Ed. 300, 48016 Zamudio
 * Persona de contacto: ameizoso@ceit.es

RESUMEN

La vida a fatiga de los componentes aeronáuticos rotativos que trabajan a elevadas temperaturas dentro de la turbina de un motor de aviación es un factor crítico de diseño. Las condiciones en las que se mecanizan componentes como los discos de turbina en estas aleaciones de base níquel, por ejemplo, discos de turbina, afectan a su posterior vida en servicio. Los procesos de mecanizado de distintas zonas (torneado, brochado...) afectan a la rugosidad superficial, daño y capa superficial deformada (incluyendo los efectos de posibles carburos rotos) y a la distribución de las tensiones residuales próximas a la superficie. Por añadidura, es posible aplicar o no un tratamiento posterior de granallado que modifica la integridad superficial. El propósito de este trabajo es ser capaz de separar los efectos que tienen las diferentes variables: rugosidad, espesor de la capa afectada por el mecanizado y las tensiones residuales; de modo que se puedan optimizar tanto las condiciones del mecanizado como la vida en fatiga de los componentes.

PALABRAS CLAVE: Predicción de vida, mecanizado, integridad superficial, fatiga, tensiones residuales

ABSTRACT

Fatigue Life assessment of rotating components working in aero-engines at elevated temperatures is critical. Machining conditions of components like turbine discs made of nickel-based alloys can have a serious effect on, in s, their subsequent life in service. Machining processes (lathe turning, broaching...) modifies surface roughness, thickness of the affected substrate layer (including the effect of possible broken carbides) and residual stress distribution near the surface of the component. On top of that, it is possible to shot-peen or not the component, which again modifies its surface integrity. The aim of this work is to discern among the effects of the different parameters: roughness, damage in the layer affected by machining and residual stresses on fatigue performance to define the optimum machining conditions.

KEYWORDS: Life assessment, machining, surface integrity, fatigue, residual stresses

INTRODUCCIÓN

La predicción de la vida de los componentes que trabajan a alta temperatura es esencial para el correcto funcionamiento y un sencillo mantenimiento de este tipo de componentes. Para su estimación se realizan ensayos de fatiga de probetas del material de referencia.

El estado superficial, consecuencia de los procesos de mecanizado, juega un papel esencial en su posterior comportamiento en servicio, en particular en fatiga [1-13].

Dentro del proyecto europeo ENOVAL una parte de esta investigación se dedica a tornear piezas de In718 bajo diferentes condiciones de velocidad de corte de la herramienta, avances, desgaste de la herramienta... que producen una profundidad de capa afectada / distorsionada por efecto del torneado de diferente profundidad dentro del sustrato. Como consecuencia de estos procesos se introducen diferentes rugosidades y tensiones residuales superficiales. Después el componente puede granallarse o no granallarse, lo que a su vez afecta a la rugosidad, tensiones residuales... El propósito de este estudio es determinar cómo afecta cada uno de estos factores (resumido en su condición superficial) a su vida en fatiga en caliente (a las temperaturas de operación dentro de los futuros motores de aviación).

RESULTADOS EXPERIMENTALES

La Tabla 1 muestra un resumen de los primeros 15 ensayos (de un total de 87 efectuados). Todos son ensayos controlados en tensión con una relación de cargas R = 0.03. La frecuencia del ensayo es de 2 Hz hasta alcanzarse los 500,000 ciclos y de 5 Hz en adelante. Los ensayos de fatiga se realizan en una máquina servo-

Fisheye	0	0	0	0	0	0	0	1	0	0	0	0	0	0
Fract_loc	0	2	0	0	2	0	2	1	2	1	0	2	2	0
Smax_norm	0,850	0,891	0,810	0,850	0,810	0,810	0,769	0,769	0,729	0,729	0,729	0,769	0,810	0,850
⊢	550	550	550	550	550	550	550	550	550	550	550	550	550	550
CyclicSurfResStnorm	0,094	0,053	0,134	-0,170	-0,170	-0,170	-0,170	-0,170	-0,170	-0,170	-0, 162	-0,162	-0, 162	-0,162
CompResArea	-45000	-45000	-45000	-97500	-97500	-97500	-97500	-97500	-97500	-97500	-385000	-385000	-385000	-385000
MinResStnorm	-0,364	-0,364	-0,364	-0, 789	-0, 789	-0, 789	-0, 789	-0, 789	-0, 789	-0, 789	-1,134	-1,134	-1,134	-1,134
SurfResStnorm	0, 1619	0, 1619	0, 1619	-0,1700	-0,1700	-0,1700	-0,1700	-0,1700	-0,1700	-0,1700	-0,1619	-0,1619	-0,1619	-0,1619
ş	1,8	1,8	1,8	2,2	2,2	2,2	2,2	2,2	2,2	2,2	3,0	3,0	3,0	3,0
Peened	0	0	0	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	t-
NormDlayer	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	3,8	3,8	3,8	3,8
Vb_wear	0,05	0,05	0,05	0,05	0,05	0,05	0,05	0,05	0,05	0,05	0,4	0,4	0,4	0,4
NormCutSpeed	1,00	1,00	1,00	1,00	1,00	1,00	1,00	1,00	1,00	1,00	1,14	1,14	1,14	1,14
SC	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	-	Η	-	Ч
Log 10 Ni	4,76	4,26	5,42	5,07	5,39	5,18	5,51	5,54	5,65	5,69	5,31	5,42	5,32	3,90
Specimen	TBL102	TBL103	TBL104	TBL105	TBL106	TBL107	TBL108	TBL109	TBL111	TBL112	TS1-110	TS1-111	TS1-112	TS1-113

Tabla 1. Datos experimentales de los ensayos de fatiga.



Figura 1. Vida a fatiga frente a la máxima tensión aplicada en el ciclo. Efecto del granallado.

hidráulica Instron modelo 8802. El calentamiento de la probeta se realiza por efecto Joule (resistencia directa) y la temperatura se controla por medio de un pirómetro, previamente calibrado. Todos los ensayos se realizan al aire.

ANÁLISIS ESTADÍSTICO

En un primer análisis, en la Figura 1, podemos estudiar el efecto del granallado sobre las vidas a fatiga, concluyendo que el efecto del granallado es dudoso. De la misma manera, podemos estudiar el efecto de la temperatura del ensayo de fatiga, véase la Figura 2. Es evidente que vive más a 450°C que a 550°C.

Es mucho más evidente el efecto de la condición de mecanizado. Las diferentes condiciones se denotan como BL, SC1 y SC2: Las probetas con condición BL viven más que las probetas con condición SC2, y SC1 es la que menos ciclos vive.



Figura 2. El efecto de un incremento de la temperatura se muestra perjudicial en la vida a fatiga.



Figura 3. Vida a fatiga frente a tensión máxima aplicada en función de la condición de mecanizado.

Emplearemos una herramienta estadística que realiza regresiones lineales múltiples para discernir qué variables son relevantes, cuáles no... La herramienta que empleamos es Essential Regression®, un software gratuito [14]. La variable que deseamos predecir es el $\log_{10}N_f$. Obsérvese que no queremos predecir N_f sino su orden de magnitud. De otra manera, un error de 100 ciclos en la predicción es irrelevante en un millón de ciclos y es un error tremendo si vive 2 ciclos.

Las variables que consideraremos serán las siguientes:

Variables del torneado

- 1. Speed (velocidad del torneado [m/min]),
- 2. Vb_wear (desgaste del flanco de la herramienta [mm]),
- 3. Dlayer (profundidad de la capa distorsionada debajo de la superficie mecanizada [mm]),

Posterior granallado?

- 4. Peened (si se ha granallado la superficie de la probeta o no),
- 5. Rv (rugosidad de pico a valle [µm]),

Tensiones residuales

- 6. Superficiales normalizadas [-]
- 7. El signo de la tensión superficial [-]
- 8. Mínimas normalizadas [-] ocurren debajo de la superficie
- 9. "Área" a compresión [MPa*μm]
- Tensión normalizada residual superficial cíclica
 [-]. Es una estimación (elasto-plástica).

Condiciones del ensayo de fatiga

- 11. T (temperatura del ensayo [°C])
- 12. Smaxn (tensión normalizada máxima [-]),

Datos fractográficos (post mortem)

- 13. Fract-loc (localización de la fractura a lo largo de la zona rebajada de la probeta)
- 14. Fisheye (si se observa una iniciación de la fractura en un ojo de pez o no).



Figura 4. Essential Regression® Autofit.

En total son 14 las variables que se consideran en el análisis. En "rápido y sucio" podemos decir al programa que realice un ajuste automático (Autofit). La figura 4 muestra el resultado.

Sólo hay 4 variables que sean importantes, y por este orden:

- 1. Smaxn: la tensión del ensayo,
- 2. Dlayer: el espesor de la capa distorsionada por el torneado,
- 3. Fisheye: si la fractura se inicia en un ojo de pez o no y
- 4. T: la temperatura del ensayo.

Como la variable más importante es la tensión aplicada, vamos a dejarle algún grado más de libertad permitiendo que los ajustes puedan utilizar también a Smaxn² y Smaxn³. En realidad, estas dos nuevas variables no añaden grados de libertad al ajuste (pero Essential Regression no lo sabe y las tratará como a cualquier otra variable).

Un análisis más detallado consistiría en pedir que ajuste todos los modelos que sean posibles. En este caso, el número máximo de variables a considerar

Tabla 2. Resultados de Fit_All_Models (up to 5 terms), ordenados por coeficiente de determinación ajustado.

	achados por coeficiente de determinación	i ajasa	iuo.
#	Model	R2	R2 adj
4550	Vb_wear, Smaxnorm, Smaxnorm2, Smaxnorm3, Fisheye	0,872	0,865
4805	Vb_wear, Sign(SurfResSt), T, Smaxnorm2, Fisheye	0,871	0,863
4807	Vb_wear, Sign(SurfResSt), T, Smaxnorm3, Fisheye	0,869	0,861
4458	Vb_wear, Smaxnorm, SurfResStnorm, CyclicSurfResStnorm, Fisheye	0,869	0,861
4490	Vb_wear, Smaxnorm, Sign(SurfResSt), T, Fisheye	0,869	0,861
5265	Dlayer, Smaxnorm, Smaxnorm2, Smaxnorm3, Fisheye	0,868	0,860
4880	Vb_wear, T, Smaxnorm2, Fract_loc, Fisheye	0,868	0,860
5520	Dlayer, Sign(SurfResSt), T, Smaxnorm2, Fisheye	0,866	0,858
5595	Dlayer, T, Smaxnorm2, Fract_loc, Fisheye	0,866	0,858
4840	Vb_wear, MinResStnorm, T, Smaxnorm2, Fisheye	0,866	0,858
4548	Vb_wear, Smaxnorm, T, Fract_loc, Fisheye	0,866	0,858
1508	Vb_wear, T, Smaxnorm2, Fisheye	0,864	0,858
4749	Vb_wear, SurfResStnorm, T, Smaxnorm2, Fisheye	0,866	0,858
3159	Speed, Dlayer, T, Smaxnorm2, Fisheye	0,866	0,857
2873	Speed, Vb_wear, T, Smaxnorm2, Fisheye	0,866	0,857
4160	Vb_wear, Dlayer, T, Smaxnorm2, Fisheye	0,866	0,857
1794	Dlayer, T, Smaxnorm2, Fisheye	0,864	0,857
4860	Vb_wear, CompResArea, T, Smaxnorm2, Fisheye	0,866	0,857
4743	Vb_wear, SurfResStnorm, CyclicSurfResStnorm, Smaxnorm2, Fisheye	0,866	0,857
4881	Vb_wear, T, Smaxnorm3, Fract_loc, Fisheye	0,866	0,857
5575	Dlayer, CompResArea, T, Smaxnorm2, Fisheye	0,865	0,857
5263	Dlayer, Smaxnorm, T, Fract_loc, Fisheye	0,865	0,857
5258	Dlayer, Smaxnorm, T, Smaxnorm2, Smaxnorm3	0,865	0,857
5205	Dlayer, Smaxnorm, Sign(SurfResSt), T, Fisheye	0,865	0,857
4665	Vb_wear, Rv, T, Smaxnorm2, Fisheye	0,865	0,856
5380	Dlayer, Rv, T, Smaxnorm2, Fisheye	0,865	0,856
1510	Vb_wear, T, Smaxnorm3, Fisheye	0,863	0,856
4842	Vb_wear, MinResStnorm, T, Smaxnorm3, Fisheye	0,865	0,856



Figura 5. El mejor modelo de regresión múltiple con un máximo de 5 variables.

simultáneamente está limitado a 5 (lo que ya supone 6884 modelos). La Tabla 2 muestra los mejores modelos (ordenados por el coeficiente de determinación ajustado). Cuantas más variables tiene un modelo, mejor (o al menos igual) coeficiente de determinación (R2) se obtiene. R2adjusted pondera y penaliza al añadirse variables que no "aporten" valor o capacidad de predicción (compensando el aumento en el número de grados de libertad del ajuste) [15].

Veamos con algo más de detalles los 4 marcados en amarillo en la Tabla2. El primero, y que también es el que mayor R2 tiene, se muestra en la Figura 5.

Solo 5 términos (en realidad 3 independientes) ${}_{\dot{c}}Y$ si añadimos T? El resultado se muestra en la Figura 6.

Sin duda hemos mejorado: ha aumentado R2adjusted, R2 y la significancia de todos los coeficientes está claramente por debajo de 0.1.

La significancia de un coeficiente nos indica lo seguros (desde el punto de vista estadístico) que estamos de su efecto (es la probabilidad de que tengamos su signo equivocado).



Figura 6. Modelo de 6 variables (el anterior más T).

Multiple Regression									×
Input Select Term (7 Total) Vb_wear Smaxn ^2 Smaxn ^3 Fisheye T Sign(SurfResStress	vrrent Model (Vb_wear Smaxn ^2 Smaxn ^2 Smaxn ^3 Fisheve T Sign(SurfRes	7 Terms) Stress)		Cutlier Graphs Make XLS Y Trans	AutoReg AutoFit All >Forv Crit Signif Crit Signif	ress t Fit All Transforms vard> >> 0.1 • mination< < 0.1 •	<u>*</u>		
Output Summary	Previous	ANOVA - 87 Tot	al Data Points						
R2 R2 adjusted Standard Error PRESS R2 Prediction DurbinWatson d Autocorrelation Collinearity CV Precision Index	0,883 0,873 0,264 6,702 0,858 1,944 0,02603 1,440e-09 5,461 33,70	Source Regression Residual LOF Error Pure Error Total Log10_Nf = b b6*T + b7*Sig	SS 41,60920 5,502216 3,337743 2,164473 47,11141 0 + b1*Vb_ gn(SurfResS	SS% 88 12 7 (61) 5 (39) 100 wear + b2*S Stress)	MS 5,944171 0,069648 0,081408 0,056960 maxn + b3*Sm	F 85,34552 1,429225 axn*2 + b4*S	F Signif 3,534e-34 0,134593 Smaxn^3 + b	df 7 79 41 38 86 5*Fisheye 4	:k< !p nt :t
Term		Coefficie	nt S	td Error	t Statistic	Significa	ance	VIF	
Constant Vb_wear Smaxn Smaxn^2 Smaxn^3 Fisheye T Sign(SurfResStres	s)			39,21 0,265 138,74 162,44 62,98 0,07539 0,000671 0,06377	-2,634 -6,933 2,875 -2,903 2,867 3,396 -2,616 -1,091	0,01 1,00 0,00 0,00 0,00 0,00 0,01 0,27	016 2e-09 520 478 530 107 065 9	2,110783 1,510e+05 6,037e+05 1,513e+05 1,380612 1,380874 4,591185	

Figura 7. Añadiendo la variable Sign(SurfResStress).

Igual que hemos añadido T y tenemos un mejor ajuste, podemos intentarlo con otras variables que ya han ido apareciendo. ¿Y si añadimos el signo de la tensión residual superficial? Véase el resultado en la Figura 7.

En un gráfico de ciclos predichos frente a reales queda ligeramente mejor (R2 ha aumentado), pero es cuestionable la Significancia de su coeficiente (0.279 > 0.1). Dejémoslo en: es probable, pero dudoso.

El problema de todos los ajustes anteriores es que Fisheye es una consecuencia del ensayo y no es predecible. Luego deberemos suprimir esta variable. El mejor ajuste sin que intervenga Fisheye era el que se muestra en la Figura 8.

Obviamente no es tan bueno el ajuste, pero es lo mejor que podríamos predecir. Nuevamente tenemos 3 variables que son una sola (Smaxn, Smaxn^2 y Smaxn^3), luego podemos intentar añadir alguna más. ¿El sign(SResSurf)? El resultado se muestra en la Figura 9.

elect Term (5 Total))	0	urrent Model (5 Terms)		Degroes	Autoreg	ress	
Dlayer Smaxn Smaxn ^2 Smaxn ^3 T		> < >> <<	Dlayer Smaxn ^ Smaxn ^2 Smaxn ^3 T			Outlier Graphs Make XLS Y Trans	AutoFit All >Forv Crit Signif <back elit<="" td=""><td>t Transfor vard> 0.1 mination</td><td>Fit All ms >></td></back>	t Transfor vard> 0.1 mination	Fit All ms >>
						None 🔻	Crit Signif	0.1	÷
Output ummary	Previous	ANOVA - 87 Tot	al Data Points						
R2 R2 adjusted Standard Error PRESS R2 Prediction DurbinWatson d Autocorrelation Collinearity	0,865 0,857 0,280 7,243 0,846 1,829 0,08348 9,982e-09	Source Regression Residual LOF Error Pure Error Total	SS 40,75786 6,353555 2,273907 4,079648 47,11141	SS% 87 13 5 (36) 9 (64) 100	MS 8,151572 0,078439 0,081211 0,076974	F 103,9225 1,055037	F Signif 9,462e-34 0,422435	df 5 81 28 53 86	<bad Help Print</bad
CV Precision Index	5,795 33,94	Log10_Nf = b	0 + b1*Dlay	/er + b2*Smax	n + b3*Smax	n^2 + b4*Sm	1axn^3 + b5'	т	
erm		Coefficie	nt S	td Error	t Statistic	Signific	ance	VIF	
Constant Dlayer Smaxn Smaxn^2 Smaxn^3 T				38,84 0,00297 137,40 160,96 62,52 0,000682	-3,021 -6,497 3,295 -3,340 3,309 -3,188	0,00 6,19 0,00 0,00 0,00 0,00	337 9e-09 1146 1127 1140 204	1,420 1,315 5,263 1,324 1,200)552 5e +05 3e +05 4e +05 1509

No parece una opción razonable (véase su significancia: 0.464 > 0.1 y reduce R2adjusted).

Figura 8. Mejor ajuste sin la variable Fisheye.



Figura 9. Mejor ajuste al que se le añade la variable sign(SResSurf).

En resumen, nuestra mejor predicción se obtiene con la siguiente ecuación (Figura 8):

$$log_{10}N_{f} = -b0 - b1 D_{layer} + b2 \sigma_{maxn} - b3 \sigma_{maxn}^{2} + b4 \sigma_{maxn}^{3} - b5 T$$
(1)

La Figura 10 muestra, para las diferentes condiciones de torneado, los resultados experimentales frente a las predicciones del modelo (1).

CONCLUSIONES

- Sin duda el parámetro más decisivo en la vida del componente es la tensión máxima alcanzada en el ciclo.
- 2. La condición superficial juega un papel muy relevante en el posterior comportamiento a fatiga de la probeta –y por extensión- del componente en servicio. La mejor vida se obtiene con el mecanizado en las condiciones de Base Line (BL), después con la condición SC2 de mecanizado y la peor vida se obtiene mecanizando en la condición SC1.
- El parámetro que justifica mejor el comportamiento a fatiga es la profundidad de la capa deformada bajo la superficie mecanizada (alternativamente el desgaste del flanco de la herramienta es otro buen indicador). (Lo que a su vez determina la rugosidad superficial y los perfiles de tensiones residuales.)
- 4. El aumento de la temperatura deteriora el comportamiento a fatiga, en el rango de temperaturas estudiado (400°C 550°C).
- 5. Es dudoso que se mejore la vida con un granallado.
- El hecho de que la nucleación de la grieta en un ojo de pez aumente la vida parece indicar que una aproximación desde una propagación ciclo por ciclo





Figura 10. Experimentos y predicciones del modelo propuesto.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer a la Comisión Europea por su contribución financiera dentro del proyecto ENOVAL (7th Framework Programme, project number: 604999), y a ITP Aero por su soporte en la selección de condiciones de torneado y el granallado de las probetas en sus instalaciones.

REFERENCIAS

- A. Kortabarria, A. Madariaga, E. Fernandez, J.A. Esnaola, P.J. Arrazola, A comparative study of residual stress profiles on Inconel 718 induce by dry face turning, Procedia Engineering 19 (2011) 228-234.
- [2] A. Iturbe, E. Giraud, E. Hormaetxe, A.Garay, G. Germain, K. Ostolaza, P.J. Arrazola, Mechanical characterization and modelling of Inconel 718 material behavior for machining process assessment, Materials Science & Engineering A 682 (2107) 441-453.
- [3] M.R. Bayoumi and A.K. Abdellatif, Effect of surface finish on fatigue strength, Engineering Fracture Mechanics 51 (1995) 861-870.
- [4] A. Javidi, U. Rieger, W. Eichlseder, The effect of machining on the Surface integrity and fatigue life, International Journal of Fatigue 30 (2018) 2050-2055.
- [5] A.R:C. Sharman, J.I. Hughes, K. Ridgway, An analysis of residual stresses generated in Inconel 718[™] when turning, J. of Materials Processing Technology 173 (2006) 359-367.
- [6] R.S. Pawade, S.S. Joshi, P.K. Brahmankar, M. Rahman, An investigation of cutting forces and surface damage in high-speed turning of Inconel 718, J. of Materials Processing Technology 192-193 (2007) 139-146.
- [7] R M'Saoubi, D. Axinte, C. Herbert, M. Hardy, P. Salmon, Surface integrity of nickel-based alloys subjected to severe plastic deformation by abusive drilling, Manufacturing Technology 63 (2014) 61-64.
- [8] J. Zhou, V. Bushlya, R. Lin Peng, Z. Chen, S. Johansson, Analysis of subsurface microstructure and residual stresses in machined Inconel 718 with PCBN and Al₂O₃-SiC_w tools, Procedia CIRP 13 (2104) 150-155.
- [9] D. Welling, Results of Surface Integrity and Fatigue Study of Wire-EDM compared to Broaching and Grinding for demanding Jet Engine Components

made in Inconel 718, Procedia CIRP 13 (2104), 339-344.

- [10] R. Galatolo and D. Fanteria, Influence of turning parameters on the high-temperature fatigue performance of Inconel 7818 superalloy, Fatigue and Fracture of Engineering Materials & Structures 00 (2107) 1-13.
- [11] H. Javadi, W. Jomaa, D. Texier, M. Brochu and P. Bocher, Surface Roughness Effects on the Fatigue Behavior of As-Machined Inconel 718, Solid State Phenomena 258 (2017) 306-309.
- [12] B. Zheng, H.D. Yu, X. Wang, X.M. Lai, Effect of surface roughness and residual stress induced by high speed milling process on short crack growth, Proc. Of ASME 2016 Int. Manufacturing Science and Engineering Conf.
- [13] T. Klotz, D. Delbergue, P. Bocher, M. Lévesque, M. Brochu, Surface characteristics and fatigue behavior of shot peened Inconel 718, Int. J. of Fatigue (2018) Accepted manuscript.
- [14] D.D. Steppan, J. Werner, R.P. Yeater, Essential Regression[®], Version 2.210 (2006).
- [15] D.C. Montgomery and E.A. Peck, Introduction to Linear Regression Analysis, 2nd Ed. 1992, John Wiley & Sons, Inc., New York.

MORPHOLOGY AND MECHANICAL BEHAVIOUR OF LASER BEAM WELDING AA2024/AA7075 DISSIMILAR T-JOINTS

P. Oliveira¹, A. Loureiro¹, J. Costa^{1*}, J. Ferreira¹, L. Borrego^{1,2}

¹CEMMPRE, Mechanical Engineering Department, University of Coimbra, Rua Luís Reis Santos, 3030-788 Coimbra, Portugal
²Mechanical Engineering Department, ISEC, Politécnico de Coimbra, Rua Pedro Nunes, 3030-199 Coimbra, Portugal
* Corresponding author:jose.domingos@dem.uc.pt

ABSTRACT

Some aircraft manufacturers are exploring the possibility of replacing riveting by laser beam welding (LBW) as joining technology in manufacturing of aluminium alloy stiffened panels in lower fuselage. The goal is to achieve weight reduction and strength increase of the airplane structure as well as time and cost reduction of the aircraft production. Although, the aircraft industry considers both simultaneous and successive double-sided LBW as acceptable methods for joining skin-stringer T-joints, there is a lack of studies about successive double-sided LBW of dissimilar T-joint on 2xxx and 7xxx series using a high-power laser and filler wire. Therefore, the main objective of this study is to investigate the effect of laser welding parameters, such as laser beam power, welding speed, incident beam angle, incident beam position and laser beam diameter on microstructure, porosity and mechanical properties of dissimilar AA2024-T4/AA7075-T6 T-joints. The change in the welding parameters does not cause significant variations in the microstructure in the various welding zones. The most significant loss of hardness is observed in FZ, in the order of 20%. The pull-out tests present two failure modes. The fracture take place mainly along the fusion boundary with the skin base material (BM) in mode 1 and along fusion boundary with the stringer BM in mode 2.

KEYWORDS: Aircraft, Laser beam welding, Aluminium alloys, Pull-out tests

INTRODUCTION

Some aircraft manufacturers are exploring the possibility of replacing riveting by laser beam welding (LBW) as joining technology in manufacturing of aluminium alloy stiffened panels in lower fuselage [1]. The goal is to achieve weight reduction and strength increase of the airplane structure as well as time and cost reduction of the aircraft production [1]. The aircraft (aviation) industry considers both simultaneous and successive double-sided LBW as acceptable methods for joining skin-stringer T-joints since they can produce both defects-free and symmetrical weld seams [2].

Porosity is a common defect in aluminium alloys welded by fusion techniques. The main reason for this is the hydrogen rejection during the weld pool solidification due to the much higher hydrogen solubility in molten aluminium than in solid aluminium [3]. Furthermore, the highest cooling rate of LBW is harmful for weld degassing [3], however it also reduces the nucleation and growth rates of hydrogen pores [4], generating microporosity. Another reason for porosity formation in LBW is the keyhole instability [4]. This type of porosity is featured by large size, irregular form and rough wall [5]. The welding parameters have influence on weld strength. The welding speed and the feed rate of filler wire affect the strength of welds, because they influence the weld build up [6] but, Cicalã et al [7] mention that the second factor is more relevant for the T-joint mechanical strength.

Aluminium alloys of 2xxx and 7xxx series have been widely used in manufacturing of riveted aeronautic structures due to their high strength to weight ratio, but both are considered not easily weldable by fusion welding, due to porosity formation by keyhole instability and hot cracking during welding process [2]. According to Zhang et al [8], 7xxx alloys have high hot cracking sensitivity in welding, rising significantly with Cu content.

Therefore, the majority of works about both similar and dissimilar laser beam welded T-joints addressed weldable alloys as Al-Mg-Si or Al-Cu-Li series [1]. On the other hand, few works have studied dissimilar laser welded T-joints of 2xxx and 7xxx series but focusing in single-sided LBW [2].

Thus, due to the lack of studies about successive doublesided LBW of dissimilar T-joint on these alloys using a high-power laser and filler wire, the main objective of this study is to investigate the effect of laser welding parameters, microstructure, porosity and mechanical properties of dissimilar AA2024-T3/AA7075-T6 Tjoints performed by a high-power disk laser at both sides successively using filler wire.

MATERIALS AND EXPERIMENTAL METHODS

2.1. Base materials and filler wire

Dissimilar T-joints composed of AA2024-T3 skin and AA7075-T6 stringer materials have been welded using a high Si content filler wire AA4047 of 1 mm diameter. The skin and stringer sheets of 500 mm x 160 mm x 2 mm and 500 mm x 40 mm x 2 mm, respectively, were removed perpendicular to sheet rolling direction. The Table 1 shows the chemical composition of aluminium alloys and filler wire used in this study and the Table 2 shows the mechanical properties of the base materials.

Table 1. Chemical composition of the base materials and filler wire (Wt. %)

Alloy	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
A A 2024	max	max	3.80	0.30	1.20		max	max
AA2024	0.50	0.50	4.90	0.90	1.80	-	0.25	0.15
A A 7075	max	max	1.20	max	2.10	0.18	5.10	max
AA7073	0.40	0.50	2.00	0.30	2.90	0.28	6.10	0.20
A A 4047	11.00	max	max	max	max		max	max
AA4047	13.00	0.6	0.30	0.15	0.10	-	0.20	0.15

	Ultimate	Yield	Young's	Strain at	Hardness
	stress	stress	modulus	σ_{UTS}	$(HV_{0.2})$
	(MPa)	(MPa)	(GPa)	(%)	
AA2024-T4 (long.)	479	359	78.6	13.6	143
AA2024-T4 (transv.)	469	332	78.4	15.2	142
AA7075-T6 (longit.)	588	531	77.0	8.6	180
AA7075-T6 (transv.)	592	529	74.4	9.1	189

Table 2. Mechanical properties of the base materials

2.2. Experimental set-up and welding conditions

Before to carry out the welding, the oxide and contaminated layers were removed at work piece surfaces by burnishing with a steel brush, and then the surfaces were cleaned with acetone.

Then, the skin and stringer sheets were fastened as shown in the Figure 1 and the successively double-sided laser beam welded T-joint was performed using a continuous wave disk laser TruDisk 16002 and a focusing optic BEO D70, generating a laser beam with a wavelength of 1.030 μ m and a maximum power of 12 kW. Moreover, the focal position was on stringer surface (0.0 mm) and the focal length was of 200 mm. Therefore, the enlargement in laser beam diameter were carried out by the replacement of the optical fibber for one with larger diameter. The shielding gas used was argon with flow rate of 10 l/min.

The Figure 1.a shows schematically the incident beam position δ , and the incident beam angle α , which is 5° lower than the angle formed by the skin surface and the supply plane. The filler wire and the shielding gas were supplied in that plane according to the scheme presented in the Figure 1.b. This figure also shows that the gas nozzle was set behind the laser beam.



Figure 1 – Schematic diagram of T-joint welding

In this study, welding parameters such as laser beam power (P), welding speed (s), feed rate of filler wire (R), incident beam angle (α), incident beam position (δ) and laser beam diameter (D) were varied according to the Table 3.

Table 3. – Range of welding parameters studied

P (kW)	s (mm/s)	R (m/min)	α (°)	δ (mm)	$D\left(\mu m\right)$
2.3-3.5	35, 40, 45	3.8-4.8	10, 15,	0.0-0.3	400, 600
			20		

The welding conditions that produced weld seams with the best visual aspect and appropriate welding penetration depth in the skin were chosen to be studied in this work. Table 4 presents the weld series chosen.

Table 4 - Welding parameters used in the series studied

		$o_{I} \cdots$				
Weld	D	α	S	R	Р	δ
series	(µm)	(°)	(mm/s)	(m/min)	(kW)	(mm)
1	600	10	40	4.3	3.4	0.0
2	600	10	40	4.3	2.9	0.3
3	600	15	40	4.3	3.4	0.0
4	600	15	35	3.8	3.0	0.0
5	600	15	35	3.8	2.9	0.2
6	600	20	40	4.3	3.1	0.2
7	400	20	40	4.3	2.5	0.0
8	400	20	40	4.3	2.4	0.2
9	400	15	35	3.8	2.4	0.0
10	400	15	35	3.8	2.3	0.2
11	400	15	40	4.3	2.4	0.2

2.3. Morphological and microstructural analysis of the welds

In the morphological analysis of the welds several features were considered, such as their dimensional characteristics, the presence of defects, in particular the porosity, and their microstructural analysis. The cross sections of welded T-joints for the different weld series were cut transversely to the welding direction, polished according to standard metallographic procedures and etched with Keller's reagent (2 ml HF, 3 ml HCl, 5 ml HNO3, 190 ml H2O). The weld dimensions were measured in the cross sections according to Figure 2.a, using a stereo microscope equipped with micrometers in two perpendicular directions. The microstructures were analysed using a microscope Leica DM4000 M LED and an imaging software Leica application suite version 4.5.0. The metallographic analysis of welds revealed the presence of porosity. Therefore, samples of the welds were radiographed to complement the study, using an x-ray system BOSELLO SRE HEX 40-60.



Figure 2 - Schematic diagram of: a) weld dimensions and b) micro-hardness measurements

2.4. Mechanical testing

The micro-hardness profiles were measured along the skin cross section according to the scheme shown in the Figure 2.b. The indentations along the skin were made between 300 and 500 μ m below the skin surface, according to the welding penetration depth of each weld series. The interval between indentations was 250 μ m on the weld, and 1 mm on the base material (BM).



Figure 3 –Geometry of pull-out test specimens

The pull-out tests were carried out to assess the quality of the adhesion of the stringer to the skin at the welded T-joints. As the load applied on the stringer is perpendicular to the skin, the pull-out test specimens were manufactured according to the Figure 3. The pullout tests were carried out at a tensile tester INSTRON model 4206, using an upper crosshead speed of 2.0 mm/min. Three specimens were tested for each weld series.

2.5. Welding parameter significance analysis

The influence of the weld dimensions and macroporosity on the results of pull-out tests were analysed by means of multiple linear regression. The independent variables were a, b, c, d and percentage of macro-porosity and the dependent variable was UTL. The significance of regressions was obtained by variance analysis. The regression was considered significant when the P-value for the F-statistic was less than 0.05. The contribution of each regression coefficient was measured by means of the t test. Thus, the regression coefficients with less significance were removed from the regression model until all remaining coefficients had P-value for t-statistic less than 0.05. These data analysis were carried out using the Microsoft Excel.

EXPERIMENTAL RESULTS AND DISCUSSION

3.1. Morphology of welds

The T-joint macrographs of the weld series mentioned in the Table 4 are shown in Figure 4. The series 3, 5, 6, 7, 8 and 9 show macro-pores, being the series 5 the worst one, with a macro-pore about 0.7 mm and some micropores. On the other hand, the weld series 1, 2, 4, 10 and 11 presented some micropores, being the weld series 4 the only one with incomplete joint penetration. Furthermore, the macrographs did not show any kind of cracks. Figure 5 shows also some difference in the size of the welds. The relevant morphological results for each weld series are presented in Table 5.



Figure 4 – Macrographs of the weld beads considering each welding series

Table 5 – Relevant morphological results

Weld	а	b	С	d	Porosity
Series	(mm)	(mm)	(mm)	(mm)	(%)

1	7.17	0.94	2.28	1.77	0.05
2	6.25	0.45	2.34	1.36	0.12
3	7.03	0.84	2.34	1.79	0.05
4	6.36	0.68	2.48	0.81	0.18
5	6.14	0.81	2.20	1.81	0.41
6	6.56	0.60	2.12	1.78	0.47
7	6.38	0.79	1.76	1.44	0.50
8	5.65	0.73	1.86	2.05	0.35
9	6.35	0.78	1.93	1.88	0.14
10	6.33	0.65	2.00	1.61	0.32
11	6.21	0.59	1.90	2.05	0.20

3.1.2. Effect of Welding Parameters on porosity

Figure 4 shows that welds of series 1, 2 and 4 have practically no porosity, while welds 6, 10 and 11 have some micropores (pore diameter < 0.2 mm) and welds 3, 5, 6, 7, 8 and 9 have micro and macropores. The figure shows also that the macropores are usually present in the second weld seam. This is because the macropores form at the root of the first seam as well to the keyhole collapses during welding. The exception are the series 6 and 8 (both series with $\alpha = 20^{\circ}$ and d = 0.2 mm), which contain macropores also in the first layer. Microporosity visible in the image is reduced and may be present in any of the layers. As the macrographs present only very local cross sections, a radiological analysis was also performed in sections located at the beginning, middle and end of the welds. X-radiography can currently detect defects larger than 0.2 mm [4]. A specimen without macropores is presented in Figure 5.a and another with macropores is presented in the Figure 5.b.



Figure 5 – X-ray radiographs a) without macro-pores (weld series 1) and b) with plenty of macro-pores (weld series 7)

3.1.3. Microstructure observations

The micrograph analysis showed the same microstructural patterns for all welding series analysed in this work. The cross section of the successive double-sided laser welded T-joint has distinct microstructures in the Stringer Heat-Affected Zone (StHAZ) and the Fusion Zone (FZ), as illustrated in Figure 6.

The StHAZ microstructures present a Partially Melted Zone (PMZ), where the maximum temperatures vary between the eutectic liquidus temperatures leading to liquation in grain boundaries near the fusion line (FL) [9], as illustrated in Figure 6.a. As can be seen in this figure, there is a chill zone near of the fusion line between the columnar zone and the StHAZ. The Figure 6.b shows that the center of the fusion zone has a fine cellular dendrite structure.



Figure 6 – Optical micrograph of the welding series 10 showing: a) the boundary between weld and StBM and b) the FZ center

3.2 Mechanical testing

3.2.1. Microhardness profiles

The microhardness profiles along the skin are similar for all weld series, not being affected by the changes in the welding parameters. Figure 7 illustrates these profiles for a weld of the series 6. Considering all weld series, the microhardness in the FZ and in the valley in the SkHAZ is, respectively, $115 \pm 2 HV_{0.2}$ and $128 \pm$ $6 HV_{0.2}$. Thus, the FZ hardness is about $81.5 \pm 1.5\%$ of the skin base material hardness. The reduction in hardness in the FZ is due not only to the dissolution of the hardening precipitates but also to the use of a filler metal (AA4047) with less mechanical strength. Furthermore, the valley hardness in the SkHAZ is $89.5 \pm 4.5\%$ of the hardness of the skin base material and currently is attributed to the coarsening of strengthening precipitates [10].



Figure 7 – Microhardness profiles of welding series 6 along the skin

3.2.2. Pull-out testing

Table 6 shows the mean values of the maximum load required for the rupture of the test pieces. In the same table are also presented the values of the mean ultimate tensile stress obtained by dividing the load by the stringer cross-section, in order to allow comparison with results of other authors. These results are higher than the maximum stress of the pull-out tests obtained by Enz et al [2] for single-sided and successive double-sided LBW of a dissimilar AA2024-T351/AA7050-T76 T-joint whose approximate values were, respectively, 230 and 210 MPa. In the same way, the results presented in the

mentioned table are higher than the pull-out test results obtained by Yang et al [10] for simultaneously doublesided LBW of a dissimilar AA6056-T4/AA6156-T6 Tjoint whose mean value was approximately 204 MPa. At all cases mentioned above the AA4047 filler wire was used.

Table 6 – *Average ultimate tensile load and stress in pullout tests for each weld series*

	Average	Average	Pull-out
Weld	Ultimate	Utimate	Failure
Series	Tensile	Tensile	Mode
	Load (kN)	Stress (MPa)	
1	11.7	343	1
2	12.5	367	1 and 2
3	11.5	337	1
4	13.5	397	2
5	12.5	366	1 and 2
6	12.1	355	1 and 2
7	12.6	370	1
8	10.7	314	1
9	12.1	355	1
10	11.9	350	1
11	12.3	363	1

The welding parameters that significantly affect UTL are D, P and δ . Thus, the UTL increases when D enlarges, P decreases and δ decreases considering that only one welding parameter is varied at a time, as shows the coefficients presented in Table 7. The UTL rises with increase in D because when this occurs, for the same welding speed, the laser interaction time (D/s) increases leading to a lower cooling rate resulting in higher mechanical strength of the welded joint since this is a way to avoid hot cracking [11]. Furthermore, UTL decreases when P increases because the higher the laser power, the higher the dissolution of precipitate phases in the material [9], as well as the higher the keyhole sizes caused by increase in *P*, the higher the reduction in *UTL* caused by the lowest mechanical strength of filler wire. The pull-out results also decrease with increase in δ because the higher the keyhole sizes caused by the lowest interaction of laser beam with the skin material that is before the stringer surface when δ is increased, the higher the reduction in UTL caused by the lowest mechanical strength of filler wire. That is, the highest UTL occurred when δ was equal to 0.0 mm. This result is not in agreement with the results of Yang et al [10] for simultaneously double-sided LBW of a dissimilar AA6056-T4/AA6156-T6 T-joint since for them the highest ultimate tensile stress occurred when incident beam position was 0.2 mm.

Among the weld dimensions mentioned in this work, only d has strong influence on UTL, as can be noticed in Table 8. Thus, UTL decreases with the increase in d. Considering that the filler wire volume per weld length is almost the same for all weld series, this effect cannot be

attributed mainly to filler feed rate, as observed by Cicalã et al [7].

Table 7 – Ultimate tensile load regression model considering the welding parameters

	Regression Analysis					
	Coef.	Std.	Dev.	t	P-value	
Constant	15.730	1.70	486	9.2269	3.6E-05	
D (µm)	0.0163	0.00	507	3.2153	0.0147	
P (kW)	-4.0749	1.34	678	-3.0256	0.0192	
δ (mm)	-4.7184	1.95	586	-2.4091	0.0468	
Varianc	e Analysi	s for Sig	nificance	e of Regi	ression	
	FD	SS	MS	F	P-value	
Regress	3	3.1120	1.0373	3.5484	0.0760	
Error	7	2.0464	0.2923			
Total	10	5.1584				

Table 8 – Ultimate tensile load regression modelconsidering the weld dimensions

	Regression Analysis					
	Coef.	Std. De	Std. Dev.		r. t	
Constant	14.633	0.7495		19.522		1.12E-08
d (mm)	-1.513	0.4402		-3	.438	0.00741
Varian	ce Analy	sis for Si	gni	ficanc	e of Reg	ression
	FD	SS		MS	F	Р
Regress	1	2.9285	2.	9285	11.819	0.00741
Error	9	2.2298	0.	2477		
Total	10	5.1584				

The fractured specimens presented in Figure 8 show the features of the two different failure modes. In the first one, the complete failure took place mainly along the fusion boundary of the skin, as can be seen in the Figure 8.a. In the second one, the complete failure occurred mainly along the fusion boundary of the stringer, as shown by the Figure 8.b. Furthermore, for all cases in which the second failure mode occurred, another crack occurred with the same characteristics of the first failure mode, but without leading to a complete failure of the specimen. The first failure mode was more common than the second one, which occurred in some specimens of the weld series 2, 5 and 6 as well as in every one of the weld series 4, as shown in the Table 6.



Figure 8 – Macrograph of a) the first and b) the second pull-out failure modes

It was not noticed any direct correlation between pull-out test results and the level of porosity. However, the welds which display the second fracture mode present many macro-pores on the fracture surface. Furthermore, the crack initiation always occurred on the second weld seam side, which has higher porosity than the first seam. These facts suggest that macro-porosity influences fracture initiation.

CONCLUSIONS

The following conclusions can be drawn based on the results presented in this study for the successive double-sided Laser Beam Welding:

The porosity is more frequent in the second weld seam than in the first one.

The change in the welding parameters does not cause significant variations in the microstructure of the various welding zones.

The most significant loss in hardness was observed in FZ, of about 18%, while in HAZ, it was about 10%. These hardness losses are independent of the welding parameters used.

The pull-out test results were affected by welding parameters and by weld dimensions. Thus, UTL increased with increase in D and decrease in P and in δ , as well as it increased with decrease in d. Furthermore, the crack initiation always occurred on the second weld seam side, which suggest macro-porosity influence.

AKNOWLEDGMENTS

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 UID/EMS/00285/2013. The authors thanks to Fundiven by support to carry out radiographies.

REFERENCES

- [1] Tao, W., Yang, Z., Chen, Y., Li, L., Jiang, Z. and Zhang, Y. Double-sided fiber laser beam welding process of T-joints for aluminium aircraft fuselage panels: Filler wire melting behaviour, process stability, and their effects on porosity defects. Optics and Laser Technology, 52, pp. 1-9 (2013).
- [2] Enz, J., Khomenko, V., Riekehr, S., Ventzke, V., Huber, N. and Kashaev, N. Single-sided laser beam welding of a dissimilar AA2024-AA7050 T-joint. Materials and Design, 76, pp. 110-116 (2015).
- [3] Moon, D.W. and Metzbower, E.A. Laser beam welding of aluminium alloy 5456: More than 90% of precipitates are vaporized during laser irradiation

to enhance the toughness of the laser weld. Welding Research Supplement, Fev 1983, pp. 53-58 (1983).

- [4] Pastor, M., Zhao, H., Martukanitz, R.P. and Debroy, T. Porosity, underfill and magnesium loss during continuous wave Nd:YAG laser welding of thin plates of aluminium alloys 5182 and 5754. Welding Research Supplement, Jun. 1999, pp. 207-216 (1999).
- [5] Yang, J., Li, X.Y., Gong, S.L., Chen, L. and Xu, F. Typical joint defects in laser welded aluminiumlithium alloy. Laser in Engineering, 22, pp. 337-350 (2011).
- [6] Prico, A., Acerra, F., Squillace, A., Giorleo, G., Pirozzi, C., Prico, U. and Bellucci, F. LBW of similar and dissimilar skin-stringer joints. Part I: process optimization and mechanical characterization. Advanced Materials Research, 38, pp. 306-319 (2008).
- [7] Cicalã, E., Duffet, G., Andrzejewski, H. and Grevey, D. Continuous Welding of Al-Mg-Si Alloys with Nd:YAG Laser Irradiation: Tensile Properties Optimization of T-joint Seams. Lasers in Engineering, 20, pp. 195-211 (2010).
- [8] Zhang, L., Li, X., Nie, Z., Huang, H. and Sun, J. Microstructure and mechanical properties of a new Al-Zn-Mg-Cu alloy joints welded by laser beam. Materials and Design, 83, pp. 451-458 (2015).
- [9] Cao, X., wallace, W., Immarigeon, J.P. and Poon, C. Research in Laser Welding of Wrought Aluminum Alloys. II. Metallurgical microstructures, defects, and mechanical properties. Materials and Manufacturing Processes, 18(1), pp. 23-49 (2003).
- [10] Yang, Z.B., Tao, W., Li, L.Q., Chen, Y.B., Li, F.Z. and Zhang, Y.L. Double-sided laser beam welded T-joints for aluminium aircraft fuselage panels: Process, microstructure, and mechanical properties. Materials and Design, 33, pp. 652-658 (2012).
- [11] Riva, R., Siqueira, R.H.M. and Lima, M.S.F. Crackfree autogeneous one-sided laser welding of a 6013 aluminum alloy T-joint for aircraft applications. Proceedings of the Laser in Manufacturing Conference 2015, Munich (2015).

EFECTO DEL HIDRÓGENO EN LA TENACIDAD A FRACTURA DEL ACERO 42CrMo4 TEMPLADO Y REVENIDO A DIFERENTES TEMPERATURAS

A. Zafra^{1*}, L.B. Peral¹, F.J. Belzunce¹ y C. Rodriguez¹

¹Escuela Politécnica de Ingeniería de Gijón, Universidad de Oviedo, 33203, Gijón, España ^{*} Persona de contacto: UO218302@uniovi.es

RESUMEN

El objetivo de este trabajo es estudiar la susceptibilidad al fenómeno de fragilización por hidrógeno (FPH) del acero 42CrMo4 templado y revenido. Se emplearon distintas temperaturas de revenido para analizar cómo influye la presencia de hidrógeno en la tenacidad a la fractura del acero, en función de su microestructura.

Se realizaron ensayos de fractura sobre probetas compactas (CT) precargadas con hidrógeno gaseoso en un reactor a presión durante un tiempo de 21h, operando a 450°C y 195bares. Además, se obtuvieron las curvas de desorción de hidrógeno para correlacionar la pérdida de tenacidad con el contenido de hidrógeno en la probeta. También se empleó la microscopía electrónica de barrido para estudiar las características microestructurales de cada tratamiento térmico, así como las superficies de fractura de las probetas ensayadas, con objeto de identificar los micromecanismos de fractura operativos en cada caso.

A la vista de los resultados obtenidos, se observa que a medida que disminuyen tanto la temperatura de revenido (mayor límite elástico) como la velocidad de solicitación, aumentan los índices de fragilización, modificándose además el micromecanismo de fractura operativo, desde un mecanismo dúctil de coalescencia de microcavidades, hasta una rotura predominantemente intergranular, pasando por un mecanismo PRHIC.

PALABRAS CLAVE: Fragilización por hidrógeno, tenacidad a la fractura, aceros estructurales, tratamientos térmicos, micromecanismos de fallo.

ABSTRACT

The aim of this work is to study the susceptibility to hydrogen embrittlement of a 42CrMo4 tempered martensitic steel. Differing temperatures were applied in order to analyse the relationship between the steel microstructure and the deleterious effect of hydrogen on the fracture toughness of the steel.

Fracture toughness tests were performed on compact test (CT) specimens pre-charged with gaseous hydrogen in a pressurized reactor at 19.5MPa and 450°C, for 21h. The hydrogen desorption curves were determined to correlate hydrogen contents with fracture toughness loss. Scanning electron microscopy was also employed to study both the steel microstructures and the fracture surfaces, in order to identify the fracture micromechanisms operative in each case. It was observed that hydrogen embrittlement was much greater in the grades tempered at the lowest temperatures (with higher yield strength). Moreover, a change in the fracture micromechanism, from ductile (MVC) in the absence of hydrogen, to intermediate (PRHIC) and brittle (IG) in the presence of hydrogen was clearly observed.

KEYWORDS: Hydrogen embrittlement, fracture toughness, structural steels, thermal treatments, failure micromechanisms.

1. INTRODUCCIÓN

La incipiente necesidad de sustituir los combustibles fósiles tradicionales por energías más limpias y renovables está impulsando el desarrollo de fuentes de energía basadas en el hidrógeno. En este contexto, debido al inminente aumento de la demanda de hidrógeno, las actuales instalaciones y materiales destinados al almacenamiento y transporte de hidrógeno deberán adaptarse para manejar grandes cantidades de hidrógeno gaseoso a elevadas presiones (de hasta 70MPa), para lo que será necesario desarrollar aceros de alta resistencia poco sensibles a la fragilización por hidrogeno. Los aceros inoxidables o las aleaciones de aluminio, normalmente utilizados en estas aplicaciones, tienen una resistencia mucho menor y son productos bastante más caros y, por otro lado, el uso de aceros de construcción convencionales implicaría espesores muy grandes debido a las altas presiones de trabajo.

El acero 42CrMo4 es un acero aleado con un contenido medio de carbono, que suele emplearse en estado de temple y revenido cuando se requiere una combinación óptima de resistencia y tenacidad. Además, presenta una elevada resistencia a la fatiga y al desgaste, convirtiéndolo en un excelente candidato para la fabricación, por ejemplo, de recipientes destinados al almacenamiento y transporte de hidrógeno gaseoso a elevadas presiones. Sin embargo, se conoce que los aceros de elevada resistencia, como es el caso del 42CrMo4, son susceptibles al fenómeno de fragilización por hidrógeno (FPH) y que además, esta susceptibilidad aumenta al hacerlo la resistencia mecánica del acero [1]. Por otro lado, a pesar de que el efecto del hidrógeno en la fractura de aceros similares al 42CrMo4 ha sido estudiado con anterioridad, no se ha llegado a relacionar cuantitativamente el contenido de hidrógeno y la disminución de la tenacidad de estos grados de acero.

El propósito principal de este trabajo es analizar la influencia de la microestructura y del límite elástico del acero (se realizaron distintos tratamientos térmicos variando la temperatura de revenido) en el fenómeno de FPH, valorado a través de la tenacidad a la fractura. También se ha estudiado la influencia de la velocidad de aplicación de la carga en la tenacidad a fractura [1,2].

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.1. Material y tratamientos térmicos

El material estudiado fue el acero aleado 42CrMo4, cuya composición química se recoge en la Tabla 1.

Tabla 1. Composición química (% en peso) del acero42CrMo4.

С	Mn	Si	Cr	Mo	Cu	V
0,42	0,62	0,18	0,98	0,22	0,02	0,01

Este acero fue templado y revenido a distintas temperaturas con objeto de analizar la influencia de la microestructura y del límite elástico en el fenómeno de fragilización por hidrógeno. Los tratamientos térmicos, así como la nomenclatura utilizada, se recogen en la Tabla 2.

Tabla 2. Tratamientos térmicos realizados al acero 42CrMo4. TA = temple en agua. R=revenido.

Nomenclatura	Tratamiento Térmico
42CrMo4_700	845°C/40min + TA + R (700°C/2h)
42CrMo4_650	845°C/40min + TA + R (650°C/2h)
42CrMo4_600	845°C/40min + TA + R (600°C/2h)
42CrMo4_550	845°C/40min + TA + R (550°C/2h)
42CrMo4_500	845°C/40min + TA + R (500°C/2h)

2.2. Carga de hidrógeno

Las probetas se cargaron con hidrógeno gaseoso en un reactor a presión (autoclave) disponible en las instalaciones de la Fundación ITMA en Avilés, Asturias. En la fase de carga, las probetas permanecieron en contacto con el hidrógeno gaseoso durante 21h a 450°C bajo una presión de 195bar. Para la extracción de las mismas, se aplicó siempre una rampa de enfriamiento de 1h hasta los 80°C, durante la que se mantuvo constante la presión (195bar), para intentar minimizar la salida de hidrógeno de las probetas. A continuación, las probetas se extrajeron del autoclave (proceso que requiere unos 10 minutos) y se introdujeron inmediatamente en nitrógeno líquido (-196°C) hasta el momento de su ensayo.

2.3. Medidas del contenido de hidrógeno

En primer lugar se determinaron las curvas de desorción de hidrógeno a temperatura ambiente de cada uno de los grados de acero estudiados. Las curvas de desorción muestran como varía la concentración de hidrógeno en el acero (ppm) en función del tiempo de permanencia a temperatura ambiente. Para la obtención de estas curvas se utilizaron pines cilíndricos de 10mm de diámetro y 30mm de longitud (masa aproximada de 20g). Una vez extraídos del nitrógeno líquido, se dejaron al aire a TA y cada cierto tiempo se midió el contenido de hidrógeno de un pin para obtener un punto de la curva de desorción. El equipo empleado para medir el contenido de hidrógeno de las probetas fue el analizador de hidrógeno Leco DH603. La medida se basa en la diferencia de conductividad térmica entre un flujo de gas de referencia de nitrógeno puro y un flujo de gas portador, que además de nitrógeno contiene el hidrógeno extraído de la muestra. Para asegurar la completa extracción del hidrógeno de la muestra, está se calienta 1100°C durante unos 6 minutos.

2.4. Ensayos de fractura J-∆a

La caracterización a fractura se realizó empleando probetas compactas, CT, de 48 mm de ancho y 12 mm de espesor. Partiendo de una profundidad de entalla inicial $a_n=20$ mm, las probetas fueron preagrietadas mediante fatiga (R=0.1 y f=10Hz), siguiendo la norma ASTM E1820 [3], hasta conseguir una relación de longitud de grieta/ancho, a/W=0.5. Posteriormente, fueron entalladas lateralmente hasta un espesor neto en la zona central, $B_n=10$ mm.

Los ensayos sin hidrógeno se realizaron bajo una velocidad de desplazamiento nominal de 1mm/min para los grados revenidos a 700, 650 y 600°C y a una velocidad de 0.1mm/min para los revenidos a menores temperaturas. En el caso de las probetas precargadas con hidrógeno se emplearon velocidades (dependiendo del grado de acero) de 1, 0.1, 0.01 y 0.001mm/min.

Para la determinación del crecimiento de grieta durante el ensayo se realizaron descargas parciales del 25% (método de la flexibilidad), utilizando un extensómetro CTOD. Los resultados obtenidos fueron finalmente corregidos utilizando las medidas de la grieta inicial y final, medidas sobre las superficies de fractura.

El valor de J obtenido en cada descarga se obtuvo como suma de sus componentes elástica y plástica. La componente elástica se obtuvo a través del factor de intensidad de tensión, K, y la componente plástica se calculó a partir del área encerrada debajo de la curva fuerza-desplazamiento del punto de carga.

El valor de J utilizado para evaluar la tenacidad de cada grado de acero fue el correspondiente a una propagación

de la grieta de 0.2mm respecto a la "blunting line", $J_{0.2/BL}$. En muchos casos el efecto del hidrógeno fue más acusado en la propagación que en la iniciación, por lo que también se consideró el valor de J tras una propagación de 1.2mm, $J_{1.2/BL}$.

Cabe destacar que, debido a la alta fragilidad de los grados revenidos a 550 y 500°C cargados de hidrógeno, no fue posible determinar el valor de J bajo las velocidades menores. Por lo tanto, para poder evaluar la fragilización por hidrógeno en estos casos, se calculó el valor de P_Q (carga correspondiente a disminuir un 5% la pendiente de la zona elástica) en las curvas *Carga-COD*, a partir del cual se calculó el valor de K_Q y J_Q, siguiendo las indicaciones de la norma [3].

Para evaluar la disminución de tenacidad se ha utilizado el índice de fragilización (IF), cuya expresión se muestra en la Ecuación 1. Este parámetro varía entre 0 ($X_{\rm H}$ =X, no hay fragilización alguna) y 1 ($X_{\rm H}$ =0, fragilización máxima).

$$IF[\%] = \frac{X - X_H}{X} \cdot 100 \tag{1}$$

Siendo X y X_H la tenacidad del material evaluada sin y con hidrógeno, respectivamente.

2.4. Observación de las microestructuras y de las superficies de fractura

Las microestructuras resultantes de los tratamientos térmicos y, asimismo, las superficies de fractura, se observaron en un microscopio electrónico de barrido (MEB) JEOL-JSM5600, perteneciente a los Servicios Científico Técnicos de la Universidad de Oviedo.

3. RESULTADOS

3.1. Microestructuras y propiedades mecánicas

En la Figura 1 se muestra la microestructura a 10.000x del acero 42CrMo4 revenido a la temperatura más elevada (Figura 2.a) y a la más baja (Figura 2.b). Las microestructuras correspondientes al resto de temperaturas de revenido estudiadas (650, 600 y 550) mostraban características intermedias. Se observa que durante la fase de revenido ha tenido lugar una abundante precipitación de carburos. Además, a medida que la temperatura de revenido aumenta, la fase matriz ferrítica se distensiona (el grado de acicularidad disminuye), la densidad de dislocaciones y las intercaras internas se reducen [4] y los carburos crecen, globulizan y se distribuyen más uniformemente.

Las diferencias microestructurales entre los tratamientos térmicos realizados se ven reflejadas también en la dureza y propiedades a tracción, que se han recogido en la Tabla 3. Como era de esperar, a medida que la temperatura de revenido disminuye, aumentan tanto la

dureza como el límite elástico y la resistencia mecánica del acero, mientras que el alargamiento y la estricción disminuyen.



Figura 1. Microestructuras de los grados (a) 42CrMo4_700 y (b) 42CrMo4_500. (SEM), 10000x.

Tabla 3. Dureza y propiedades a tracción

T _{rev} [°c]	HB	σ _{ys} [MPa]	σ _{uts} [MPa]	A [%]	Z [%]
700	201	622	710	22.4	61.3
650	246	820	905	16.3	57.1
600	281	880	985	14.6	55.4
550	307	1023	1113	13.9	48.9
500	335	1086	1198	12.7	50.6

3.2. Curvas de desorción de hidrógeno

En la Figura 2 se muestran las curvas de desorción de hidrógeno obtenidas en los grados de acero 42CrMo4 estudiados. Se pone de manifiesto que, debido a los cambios microestructurales apuntados, al aumentar la temperatura de revenido disminuyen tanto la concentración inicial de hidrógeno atrapado como el hidrógeno residual (fuertemente atrapado en la red). Además, aumenta el hidrógeno difusible, es decir, el hidrógeno que es capaz de difundir a través de la microestructura del acero. Estos datos se resumen en la Tabla 4.



Tabla 4. Hidrógeno inicial (C_{H0}), final (C_{Hf}) y difusible (C_{H0} - C_{Hf}) para las temperaturas de revenido utilizadas.

T_{rev} [°C]	C _{H0} [ppm]	C _{Hf} [ppm]	C _{H0} -C _{Hf} [ppm]
700	1,2	0,2	1,0
650	1,2	0,4	0,8
600	1,4	0,7	0,7
550	1,7	1,1	0,6
500	1.9	1.5	0.4

3.3. Ensayos de fractura

Los resultados obtenidos en los ensayos de fractura de cada uno de los grados de acero ensayados sin hidrógeno se muestran en la Tabla 5. En esta tabla se incluye también el ajuste $J=C_1\Delta a^{C2}$, que permite calcular el valor de J para cualquier valor de crecimiento de grieta. Se observa que, tal y como cabría esperar, la J de iniciación, $J_{0.2/BL}$, disminuye al hacerlo la temperatura de revenido. También disminuye el parámetro C₂, que denota una curva de propagación más horizontal. En todos los casos el micromecanismo de fractura operativo fue dúctil, coalescencia de microhuecos (CMH).

Tabla 5. Resultados de los ensayos de fractura sin H.

T _{rev}	V _{ensayo}	J _{0.2/BL}	J=C	1∆a ^{C2}
[°C]	[mm/min]	$[kJ/m^2]$	C ₁	C_2
700	1	580	739	0.54
650	1	396	670	0.62
600	1	292	456	0.43
550	0.1	280	455	0.48
500	0.1	249	369	0.33

En la Tabla 6 se resumen los resultados de los ensayos de fractura de todos los grados estudiados, ensayados sin y con hidrógeno. También se indica la duración del ensayo, la cantidad de hidrógeno existente en la probeta, $C_{\rm H}$ (obtenida a través de la curva de desorción) y los micromecanismos de fractura operativos en cada caso.

Respecto al grado de acero revenido a la mayor temperatura, 700°C (menor límite elástico), en la Figura 3 se muestra las curvas J- Δa sin hidrógeno, y con

hidrógeno ensayado a 1, 0.1 y 0.01 mm/min. El efecto del hidrógeno es notable en todos los casos, al observarse una clara disminución tanto de $J_{0.2/BL}$ como de $J_{1.2/BL}$. La máxima fragilización tiene lugar al ensayar a la velocidad más lenta, y es más notable según va aumentando el valor de Δa .



Figura 3. Curvas J- $\Delta a \operatorname{con} y \operatorname{sin} H \operatorname{del} grado revenido a 700°C.$

Estos resultados concuerdan con las observaciones realizadas sobre las superficies de fractura.

En la Figura 4.a, correspondiente al acero revenido a 700°C y ensayado a la menor velocidad (0.01mm/min), se observan dos zonas claramente diferenciadas: la zona 1, correspondiente a la etapa de iniciación del crecimiento de la grieta, con una extensión de unas 300µm; y la zona 2, correspondiente a una fase más avanzada de propagación. En la zona 1, que se puede ver con más detalle en la Figura 4.b, se observa un micromecanismo de fractura de apariencia transgranular, conocido como PRHIC (plasticity-related hydrogen induced cracking). El micromecanismo PRHIC es característico de los aceros martensíticos ensayados en presencia de hidrógeno y consiste en desgarros plásticos a lo largo de las intercaras de las lajas y paquetes martensíticos [5]. En la zona 2, predomina ya la fractura dúctil (CMH), y se observan numerosos microhuecos expandidos en el sentido de la propagación de la grieta (flecha negra), lo que se debe a un aumento muy localizado de la plasticidad, inducido por el hidrógeno.

Los resultados correspondientes al acero revenido a la temperatura más baja, 500°C se muestran en la Figura 5. En este caso, la tenacidad del material ensayado con hidrógeno era tan baja a ciertas velocidades que solo se ha podido obtener un punto en la curva J- Δ a. Por esta razón, para evaluar los resultados de estos ensayos, se ha utilizado el valor de J_o, calculado a partir de K_o.

En el caso del ensayo más lento (0.001 mm/min), la carga, P_Q, ha experimentado una disminución del 82% y el índice de fragilización calculado para J_Q fue prácticamente del 100% (véase la Tabla 8).



Figura 4. Superficie de fractura del acero revenido a 700°C con H a 0.01mm/min. (a) 70x y (b) 1000x.



Figura 5. Curvas Carga-COD del acero revenido a 500°C, ensayo sin y con H a diferentes velocidades.

En la Figura 6.a se muestra la superficie de fractura correspondiente al acero revenido a 500°C, ensayado con hidrógeno a la velocidad más baja. En este caso se puede observar que el micromecanismo de fractura característico es intergranular (IG), que se extiende de manera generalizada por toda la zona de iniciación y propagación de la grieta. Se puede observar con mayor detalle en la Figura 4.b, donde se observan claramente los granos austeníticos y numerosas grietas intergranulares.



Figura 6. Superficie de fractura del acero revenido a 500°C con H a 0.001mm/min. (a) 250x y (b) 1000x.

El resto de los grados de acero a las diferentes velocidades estudiadas presentan comportamientos intermedios. Tanto los resultados de los ensayos de fractura como los micromecanismos de fractura operativos se muestran en la Tabla 6.

Se pone así de manifiesto que el índice de fragilización inducido en la tenacidad a la fractura aumenta significativamente al aumentar la dureza (límite elástico) del acero y al disminuir la velocidad de solicitación y, además, toma valores mayores durante la propagación de la grieta (crecimiento desde 0.2 mm hasta 1.2 mm) que en la iniciación del crecimiento de la misma, $J_{0.2/BL}$. Todos estos resultados han quedado igualmente reflejados en la variación del micromecanismo de fractura operativo, que pasa de CMH a PRHIC en el caso de los grados de menor límite y altas velocidades elástico de solicitación, observándose, sin embargo, el mecanismo IG para los grados de mayor limite elástico y para las menores velocidades de solicitación. Se hace notar el fuerte descenso de la tenacidad a la fractura en presencia de hidrógeno que tiene lugar en los grados revenidos a 500 y a 550°C (para todas la velocidades de desplazamiento) y, también, en el caso del grado revenido a 600°C cuando se ensaya a una velocidad de 0.01 mm/min.

Anales de Mecánica de la Fractura 35, 2018

Tabl	a 6.	Resultados a	le los ensayos	de fracti	ura con y l	sin H bajo	diferentes	velocidades	de desplaz	amiento.	*Micromecanismo	s de
fallo	: CN	1H=coalesce	ncia de microl	huecos, I	PRHIC=pl	asticity-re	lated hydro	ogen induced	cracking, 1	IG=interg	ranular.	

T _{rev} [°C]	v _{ensayo} [mm/min]	t _{ensayo}	C _H [ppm]	$\begin{array}{c} J_{0.2/BL} \\ [kJ/m^2] \end{array}$	J _{1.2/BL} [kJ/m ²]	$\begin{array}{c} \Delta J_{0.2 \rightarrow 1.2/BL} \\ [kJ/m^2] \end{array}$	IF(J _{0.2/BL}) [%]	$IF(\Delta J_{0.2 \rightarrow 1.2/BL})$ [%]	Micromecanismos de fallo*
700	1	40min	-	580	1073	493	-	-	СМН
	1	30min	1.2	350	724	374	40	24	CMH+PRHIC
	0.1	1.6h	1.2→1.1	380	757	377	34	24	CMH+PRHIC
	0.01	8.3h	1.2→0.9	345	585	240	41	51	CMH+PRHIC
	1	28min	-	396	950	454	-	-	СМН
650	1	22min	1.2	303	600	297	23	35	CMH+PRHIC
630	0.1	80min	1.2	273	560	287	31	37	CMH+PRHIC
	0.01	6.7h	1.2→1	249	505	256	37	44	CMH+PRHIC+IG
	1	25min	-	292	545	253	-	-	СМН
600	1	14min	1.4	205	340	135	30	47	CMH+PRHIC
000	0.1	30min	1.4	191	260	69	35	73	CMH+PRHIC+IG
	0.01	2.6h	1.4→1.3	53	120	67	82	74	CMH+PRHIC+IG
т	V _{ensayo}	t	C _H	P _Q	K _Q	J _Q	$IF(P_Q)$	IF(J _Q)	Micromecanismo
1 rev	[mm/min]	Lensayo	[ppm]	[N]	$[MPam^{-1/2}]$	$[kJ/m^2]$	[%]	[%]	fallo
	0.1	18min	-	30750	143	89	-	-	СМН
550	0.1	25min	1.7	22404	107	50	37	44	CMH+PRHIC+IG
550	0.01	1h	1.7	12500	66	19	59	79	CMH+PRHIC+IG
	0.001	1.7h	1.7	8900	43	8	71	91	CMH+PRHIC+IG
	0.1	40min	-	41892	157	112	-	-	СМН
500	0.1	12min	1.9	23262	85	32	45	71	CMH+PRHIC+IG
500	0.01	47min	1.9	12611	43	8	70	93	PRHIC+IG
	0.001	1.8h	1.9	7416	17	1	82	99	PRHIC+IG

4. CONCLUSIONES

Tras el análisis de los resultados obtenidos en este trabajo, se pueden enumerar las siguientes conclusiones.

- Al aumentar la temperatura de revenido del acero la microestructura se distensiona, se relaja, disminuye la densidad de dislocaciones y aumenta el tamaño de las lajas y de los paquetes martensíticos (menor densidad de intercaras). Además los carburos crecen, globulizan y se distribuyen de modo más uniforme, de manera que la capacidad de la microestructura para almacenar y retener el hidrógeno disminuye progresivamente. Tanto la concentración inicial de hidrógeno atrapado como el hidrogeno residual disminuyen, mientras que el hidrógeno difusible aumenta.
- Cuanto menor ha sido la temperatura de revenido, mayor ha sido la fragilización debida al hidrógeno. También se han puesto de manifiesto índices de fragilización mayores, cuanto menor ha sido la velocidad de solicitación, siendo además siempre más notables estos efectos en la propagación de la grieta que en la iniciación de la misma.
- En todos los grados de acero estudiados, se ha producido un cambio en el micromecanismo de fractura, pasando de dúctil, en las probetas ensayadas sin hidrógeno, a PRHIC y finalmente intergranular, para las fragilizaciones mayores.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer la financiación recibida del Ministerio de Energía y Competitividad en el marco del proyecto MAT2014-58738-C3-1-R.

REFERENCIAS

[1] M. Wang, E. Akiyama, K. Tsuzaki, "Effect of hydrogen on the fracture behaviour of high strength steel during slow strain rate test", *Corrosion Science*, vol. 49, 4081-4097, 2007.

[2] S. Takagi, S. Terasaki, K. Tsuzaki, T. Inoue y F. Minami, "Application of Local Approach to Hydrogen Embrittlement Fracture Evaluation of High Strenth Steels", *Materials Science Forum*, vols. 539-543, 2155-2161, 2007.

[3] ASTM E1820, "Standard test method for measurement of fracture toughness", Annual Book of ASTM Standards, vol. 03-01, 2015.

[4] George Krauss, "Steels: Processing, Structure and Performance", ASM International, 2005.

[5] K. A. Nibur, B. P. Somerday, C. S. A. N. Marchi, J. W. Foulk, M. Dadfarnia, and P. Sofronis, "The Relationship Between Crack-Tip Strain and Subcritical Cracking Thresholds for Steels in High-Pressure Hydrogen Gas," *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 44A, 248–269, 2013.

FRAGILIZACIÓN POR HIDRÓGENO DE UN ACERO DE ALTA RESISTENCIA TEMPLADO Y REVENIDO A DIFERENTES TEMPERATURAS

A. Zafra^{1*}, L.B. Peral¹, F.J. Belzunce¹ e I. F. Pariente¹

¹Escuela Politécnica de Ingeniería de Gijón, Universidad de Oviedo Campus universitario, 33203, Gijón, España *Persona de contacto: UO218302@uniovi.es

RESUMEN

El objetivo de este trabajo ha sido estudiar la difusividad y la susceptibilidad al agrietamiento por hidrógeno del acero 42CrMo4 templado y revenido a tres temperaturas diferentes, 200, 500 y 700°C, haciendo uso del método de permeación de hidrógeno y carga catódica.

En primer lugar se utilizó la técnica de la permeación de hidrógeno para determinar la solubilidad y el coeficiente de difusión a temperatura ambiente de los tres grados de acero. A continuación, se llevó a cabo la carga catódica y se midió la cantidad de hidrógeno introducida en los aceros mediante ensayos de desorción térmica haciendo uso del analizador de hidrógeno Leco DH603. Finalmente, se realizaron ensayos de tracción sobre probetas planas entalladas (doble entalla en V), sin hidrógeno y precargadas catódicamente con hidrógeno y se estudió la influencia de la velocidad de aplicación de la carga en el fenómeno de fragilización.

Se ha observado que a medida que aumenta la temperatura de revenido del acero, el coeficiente de difusión aparente aumenta y la cantidad de hidrógeno que es capaz de retener la microestructura disminuye. Además se observó una clara fragilización en todas las probetas precargadas con hidrógeno, habiéndose detectado también cambios en los micromecanismos de fractura. Los efectos del hidrógeno fueron tanto más acusados cuanto menor fue la temperatura de revenido del acero.

PALABRAS CLAVE: Fragilización por hidrógeno, aceros estructurales, carga electrolítica, ensayos de permeación, micromecanismos de fractura.

ABSTRACT

The aim of this paper is to study hydrogen uptake and diffusion processes in 42CrMo4 steel, quenched and tempered at 200, 500 and 700°C, and its susceptibility to hydrogen embrittlement (HE). To do so, hydrogen permeation and cathodic charging techniques were used.

First of all, hydrogen permeation tests were carried out in order to determine hydrogen solubility and diffusion coefficient at room temperature of the three steel grades. Next, cathodic charge was performed, and the amount of hydrogen introduced in the samples was measured using thermal desorption analysis (TDA) in a hydrogen analyser Leco DH603. Finally, the effect of hydrogen on the mechanical behaviour of the steel grades, and the influence of microstructure, was investigated by means of tensile tests performed on flat specimens (with a double-V notch), which had been cathodically pre-charged with hydrogen. The influence of strain rate was also studied.

Based on the results, hydrogen diffusion coefficient was seen to decrease, and solubility to increase, with increasing tempering temperature. Hydrogen embrittlement was notorious in all the grades studied and a change in the fracture micromechanism was also clearly observed. Effects of hydrogen were greater in the grades tempered at lower temperatures and tested at lower displacement rates.

KEYWORDS: Hydrogen embrittlement, structural steels, cathodic pre-charge, permeation tests, failure micromechanism.

1. INTRODUCCIÓN

Existen muchas situaciones prácticas en las que los componentes de acero deben prestar un servicio seguro en contacto con medios o procesos generadores de hidrógeno. Se pueden citar los servicios en contacto con atmósferas que contienen hidrógeno gaseoso; aquellos en los que el hidrógeno se puede generar desde un medio acuoso, en una reacción de corrosión; y también la aplicación de procesos de fabricación de componentes en los que se genera hidrógeno, como por ejemplo, los procesos de decapado ácido, la aplicación de recubrimientos electrolíticos o los procesos de soldeo en general. En muchas de estas aplicaciones el uso de aceros de elevada resistencia, frente a los aceros de construcción estándar usados actualmente, supondría un ahorro considerable de material y, por lo tanto, una disminución del coste de los componentes.

Sin embargo, es bien conocido que los aceros ferritomartensíticos de alta resistencia son muy sensibles al fenómeno de fragilización por hidrógeno (FPH) y que, además, esta susceptibilidad aumenta al hacerlo la resistencia del material [1-3]. Por otro lado, el comportamiento del acero en presencia de hidrógeno no solo depende de su resistencia mecánica. El daño que produce el hidrógeno en el acero también depende de su microestructura y de la condición de aplicación de las cargas mecánicas. Numerosos estudios previos han demostrado que el efecto perjudicial del hidrógeno se incrementa al disminuir la velocidad de aplicación de la carga, sobre todo en el caso de probetas entalladas con elevados gradientes de tensión, que favorecen la acumulación de hidrógeno en la región del frente de la grieta [1, 2].

Como se ha comentado, la carga de hidrógeno en un material se puede llevar a cabo mediante carga gaseosa, en la que se introduce el hidrógeno desde una atmósfera rica en hidrógeno gaseoso a elevada presión y temperatura; y carga electrolítica o catódica, en la que el hidrógeno se genera electroquímicamente desde una solución acuosa. Algunos autores han constatado que esta última puede llegar a ser mucho más agresiva, y producir una presión de H₂ equivalente bastante mayor que la que normalmente se utiliza en la carga gaseosa, dando lugar a una mayor concentración superficial de hidrógeno tras la carga y a fuertes gradientes de concentración en virtud del la baja difusividad del acero [4, 5].

En este contexto, el presente trabajo se centrará en estudiar la fragilización por hidrógeno mediante carga electrolítica del acero 42CrMo4, templado y revenido a 700, 500 y 200°C. Para ello, se realizarán ensayos de sobre probetas entalladas precargadas tracción catódicamente con hidrógeno, utilizando distintas velocidades de aplicación de la carga para estudiar la influencia de este parámetro. Además, se realizarán ensayos de permeación de hidrógeno, que permitiránn determinar el coeficiente de difusión y la solubilidad de cada grado de acero, en un intento de comprender mejor la influencia de la microestructura en el fenómeno de FPH y facilitar la selección de los parámetros óptimos en la carga electrolítica.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.1. Material y tratamientos térmicos

El material estudiado fue el acero aleado 42CrMo4, cuya composición química se recoge en la Tabla 1.

Tabla 1. Composición química (% en peso) del acero 42CrMo4.

С	Mn	Si	Cr	Mo	Cu	V
0,42	0,62	0,18	0,98	0,22	0,02	0,01

Este acero fue austenizado a 845°C durante 40min, templado en agua y revenido a tres temperaturas distintas (una alta, 700°C, una intermedia, 500°C, y otra baja, 200°C) durante 2 horas, con objeto de analizar la influencia de la microestructura y del límite elástico en el fenómeno de fragilización por hidrógeno.

2.2. Ensayos de permeación de hidrógeno

Para llevar a cabo estos ensayos se utilizó un conjunto de doble celda (Figura 1), separadas por la muestra objeto de ensayo, de 1mm de espesor. El área de la probeta expuesta al flujo de hidrógeno fue de 1 cm^2 . El equipo de adquisición de datos utilizado fue un potenciostato *pocketSTAT Ivium* con un rango de medida de ±10mA.

En la celda catódica, donde se genera el hidrógeno (A), se utilizó una disolución acuosa con 2 mol/l de H_2SO_4 y 0.25g/l de As_2O_3 , veneno que dificulta la recombinación del hidrógeno en la superficie de la muestra metálica. Esta disolución posee un pH en torno a 1. Por otro lado, en la celda en la que se detecta la salida del hidrógeno (B) se utilizó una disolución acuosa con 0.1 mol/l de NaOH con un pH alrededor de 12.



La generación de hidrógeno (A) se llevó a cabo en condiciones galvanostáticas, bajo una densidad de corriente de 1 mA/cm². La cara de la probeta donde se detecta la salida de hidrógeno (B), gobernada potenciostáticamente, fue recubierta con una película de Pd que permite mantener un potencial constante de 60-70 mV respecto al electrodo de referencia Ag-AgCl, asegurando la completa oxidación del H. Además, este potencial de equilibrio, permite estabilizar la corriente detectada al inicio del ensayo (ruido de fondo) en torno a un valor muy bajo ($\approx 0.1 \mu$ A/cm²), hasta que los primeros átomos de hidrógeno empiezan a permear la lámina de acero. Cabe mencionar que la intensidad de la corriente medida en esta celda es una medida directa del flujo de hidrógeno.

El cálculo de los parámetros de permeación, coeficiente de difusión aparente, D_{app} , y solubilidad aparente, o concentración subsuperficial de hidrógeno en la cara de entrada, C_{app} , se llevó a cabo según la norma ASTM G148-97 [6]
2.3. Carga catódica y medidas de hidrógeno

Para cargar las probetas de hidrógeno se utilizó el método de carga catódica. Al igual que en el ensayo de permeación, se empleó una disolución acuosa con 2 mol/l de H_2SO_4 y 0.25g/l de As_2O_3 (pH \approx 1) y una densidad de corriente de 1mA/cm². Tras varias pruebas, y basándose en los datos obtenidos en los ensayos de permeación, se empleó finalmente un tiempo de carga de 2 h en los tres aceros.

El equipo empleado para medir el contenido de hidrógeno de las probetas fue el analizador de hidrógeno Leco DH603. La medida se basa en la diferencia de conductividad térmica entre un flujo de gas de referencia de nitrógeno puro y un flujo de gas portador, que además de nitrógeno contiene el hidrógeno extraído de la muestra. Para asegurar la completa extracción del hidrógeno de la muestra, esta se calienta a 1100°C durante unos 6 minutos.

2.4. Propiedades mecánicas

En primer lugar, para caracterizar el material tras los tratamientos térmicos, se realizaron ensayos de dureza y de tracción sobre probetas cilíndricas lisas de 5mm de diámetro.

A continuación, para determinar la influencia del hidrógeno en las propiedades mecánicas, se ensayaron probetas de tracción entalladas, sin hidrógeno (siempre a 0.4mm/min) y precargadas con hidrógeno (se utilizaron velocidades de 0.4, 0.04 y 0.004mm/min para analizar la influencia de este parámetro). La geometría y dimensiones de las probetas se muestran en la Figura 2, siendo su factor concentrador de tensión de K_t =4.7. La precarga con hidrógeno se realizó mediante carga catódica durante un tiempo de 2 horas, bajo las condiciones expuestas anteriormente.

Todos los ensayos se realizaron al aire, a presión y temperatura ambiente, en una máquina de tracción universal Instron 5582, dotada de una célula de carga de 100kN.

Para evaluar el efecto del hidrógeno se ha utilizado el índice de fragilización (IF), cuya expresión se muestra en la Ecuación 1. Este parámetro varía entre 0 ($X_H=X$, no hay fragilización alguna) y 1 ($X_H=0$, fragilización máxima).

$$IF[\%] = \frac{X - X_H}{X} \cdot 100$$
(1)

Siendo X y X_H la propiedad del material evaluada sin y con hidrógeno, respectivamente.



Figura 2. Geometría y dimensiones de la probetas de tracción entalladas (K_t =4.7).

2.5. Observación de las microestructuras y de las superficies de fractura

Las microestructuras resultantes de los tratamientos térmicos y las superficies de fractura, se observaron en el microscopio electrónico de barrido (MEB) JEOL-JSM5600 de los Servicios Científico Técnicos de la Universidad de Oviedo.

3. RESULTADOS

3.1. Microestructuras y propiedades mecánicas de los aceros tras los tratamientos térmicos

En la Figura 3 se muestra la microestructura a 10000x de los 3 grados de acero 42CrMo4 estudiados. En general, se observa que durante el revenido ha tenido lugar una abundante precipitación de carburos. Además, a medida que la temperatura de revenido aumenta, la fase matriz ferrítica se distensiona (el grado de acicularidad disminuye claramente), la densidad de dislocaciones y las intercaras internas se reducen [7] y los carburos crecen, globulizan y se distribuyen más uniformemente.

Las diferencias microestructurales entre los tratamientos térmicos realizados se ven reflejadas también en la dureza y propiedades a tracción, que se han recogido en la Tabla 2. Como era de esperar, a medida que la temperatura de revenido disminuye, aumentan tanto la dureza como la resistencia mecánica y el límite elástico del acero, mientras que el alargamiento y la estricción disminuyen.

Tabla 2. Dureza y propiedades a tracción.

$T_{rev}[^{\circ}C]$	HB	σ_{ys} [MPa]	σ_{uts} [MPa]	A [%]	Z [%]
700	201	622	710	22.4	61.3
500	335	1086	1198	12.7	50.6
200	467	1532	1937	10.4	39.8



Figura 3. Microestructuras. 10000x.

3.2. Ensayos de permeación

En la Figura 4 se muestran los transitorios de permeación de hidrógeno obtenidos con los tres grados de acero estudiados. Se observa el aumento progresivo de la intensidad generada en la celda de salida de hidrógeno hasta que se alcanza un valor estacionario $(J_{ss}: steady-state)$.

La Tabla 3 resume los resultados obtenidos con los tres grados de acero 42CrMo4 analizados. El coeficiente de difusión se ha calculado (Ecuación 2) a través del tiempo de retraso o tiempo transcurrido desde el comienzo del ensayo hasta que se alcanza un flujo de hidrógeno igual al 63% del régimen correspondiente al estado estacionario final (J_{ss}). La solubilidad o concentración aparente subsuperficial de hidrógeno se ha calculado a partir de la Ecuación 3 [6].

$$D_{app} = \frac{e^2}{6 \cdot t_{0.63}} \tag{2}$$

$$C_{app}[ppm] = \frac{J_{ss} \cdot e \cdot M_h}{D_{app} \cdot F \cdot \rho_{Fe}} \cdot 10^6$$
(3)

Siendo *e* es el espesor de la muestra, M_H el peso molecular del hidrógeno, *F* la constante de Faraday y ρ_{Fe} la densidad del hierro.



Figura 4. Transitorios de permeación de hidrógeno.

Tabla 3. Parámetros de permeación de hidrógeno.

T_{rev} [°C]	$D_{app} [m^2/s]$	C _{app} [ppm]
200	$1.88 \cdot 10^{-11}$	27
500	$6.59 \cdot 10^{-11}$	11
700	$4.24 \cdot 10^{-10}$	2

A la vista de los resultados obtenidos, se hace notar que al revenir el acero a menor temperatura (mayor densidad de trampas microestructurales y trampas más fuertes), el flujo de hidrógeno a través de la muestra es más lento y alcanza un valor estacionario menor, lo que se traduce en un menor coeficiente de difusión y una mayor solubilidad [9].

3.3. Absorción de hidrógeno en la carga catódica

En la Tabla 4 se muestra el contenido de hidrógeno medido en los 3 aceros tras 2 horas de carga catódica. La cantidad de hidrógeno introducida tras este tiempo se ha considerado suficiente en base a las curvas obtenidas en los ensayos de permeación. Se pone de manifiesto un aumento significativo de la cantidad de hidrógeno introducida al disminuir la temperatura de revenido, ya que como se ha demostrado en la Tabla 3, la solubilidad aumenta.

Tabla 4. Contenido de hidrógeno tras 2 horas de carga.

T _{rev} [°C]	C _H [ppm]
200	5
500	2.5
700	0.5

3.4. Ensayos de tracción

En la Figura 5 (a) y (b) se muestran las curvas de tracción, sin y con hidrógeno a diferentes velocidades, correspondientes a los grados revenidos a las temperaturas de 700 y 500°C respectivamente. Debido a la gran fragilidad observada ya en el acero revenido a 500°C en los ensayos con hidrógeno, no se realizaron ensayos de tracción sobre probetas precargadas en el caso del acero revenido a 200°C.



Figura 5. Resultados ensayos de tracción.

En el caso del acero revenido a 700°C ensayado con hidrógeno, los efectos del mismo se manifestaron principalmente en un claro descenso de la deformación máxima (IF=37%), mientras que la carga de rotura disminuyó solamente un 13% respecto al ensayo sin hidrógeno. Los efectos del hidrógeno en las propiedades de tracción del acero revenido a 500°C fueron mucho más notables. Se observa en la Figura 5 (b) como al ir disminuyendo la velocidad del ensayo, tanto la carga de rotura como la deformación máxima se reducen considerablemente, de hecho, para la velocidad más baja, los índices de fragilización para estas dos propiedades son del 77 y 87% respectivamente.

Los valores de la tensión de rotura, σ_{ut} , la deformación máxima, ε_{max} , y los IF correspondientes se resumen en la Tabla 5, donde además se indica la duración de cada ensayo, el contenido de hidrógeno aproximado de la probeta en el momento de inicio del ensayo y los micromecanismos de fractura operativos en cada caso.

Como cabía esperar, la fragilización por hidrógeno es más acusada en los aceros revenidos a las temperaturas más bajas, ya que la susceptibilidad al agrietamiento por hidrógeno aumenta al hacerlo la resistencia mecánica del acero [1-3].

3.5 Observación de las superficies de fractura

En el caso del acero revenido a 700°C, sin hidrógeno el mecanismo de fractura fue de CMH. Ensayado con hidrógeno, la superficie de fractura presenta un porcentaje de fractura dúctil (CMH), así como otras zonas con un tipo de fractura transgranular, conocido como PRHIC (plasticity-related hydrogen induced cracking), que se muestra con detalle en la Figura 6 (a). Este micromecanismo es característico de los aceros martensíticos ensayados en presencia de hidrógeno y consiste en desgarros plásticos a lo largo de las intercaras de las lajas y paquetes martensíticos [10].

En cuanto a los micromecanismos de fractura operativos en el caso del grado revenido a 500°C, han ido evolucionando desde CMH, en los ensayos sin hidrógeno, hasta una fractura mixta caracterizada por CMH, PRHIC e IG, en presencia de hidrógeno. Estos dos últimos mecanismos, han ido ganado protagonismo al disminuir la velocidad de aplicación de la carga (ver Tabla 5 y Figura 6.b).



Figura 6. Superficies de fractura.

Anales de Mecánica de la Fractura 35, 2018

T _{rev}	v _{ensayo} [mm/min]	t _{ensayo}	C _H [ppm]	σ _{ut} [MPa]	ε _{max} [%]	$\begin{array}{c} IF(\sigma_{uts}) \\ [\%] \end{array}$	$IF(\varepsilon_{max})$ [%]	Micromecanismos de fallo*
700	0.4	3min	0	796	3.0	-	-	СМН
700	0.004	4h	0.5	695	1.9	13	37	CMH+PRHIC
	0.4	3min	0	1307	2.7	-	-	СМН
500	0.4	1min	2.5	677	1.1	48	59	CMH+IG+PRHIC
300	0.04	6min	2.5	468	0.6	64	77	CMH+IG+PRHIC
	0.004	54min	2.5	300	0.3	77	87	IG+PRHIC+CMH

Tabla 5. Resultados de los ensayos de tracción de probetas entalladas (K_t =4.7) con y sin hidrógeno bajo diferentes tasas de desplazamiento. *CMH=coalescencia de microhuecos, PRHIC=plasticity-related hydrogen induced cracking, IG=intergranular.

4. CONCLUSIONES

Al aumentar la temperatura de revenido del acero, la microestructura se distensiona (se relaja), disminuye la densidad de dislocaciones y aumenta el tamaño de las lajas y de los paquetes martensíticos (menor densidad de intercaras). Además los carburos crecen, globulizan y se distribuyen de modo más uniforme. Estos efectos contribuyen a aumentar el coeficiente de difusión de manera notable, siendo por ejemplo más de 20 veces mayor en el acero revenido a 700 que en el revenido a 200°C. Además, la solubilidad del acero disminuye considerablemente al aumentar la temperatura de revenido para las mismas condiciones de carga.

Estos dos parámetros, solubilidad y coeficiente de difusión, parecen estar directamente relacionados con la magnitud del daño ocasionado por el hidrógeno en los ensayos de tracción sobre probetas entalladas (K_t =4.7), ya que cuanto menor ha sido la temperatura de revenido (mayor solubilidad y menor coeficiente de difusión) más se han notado los efectos perjudiciales del hidrógeno. También se han puesto de manifiesto índices de fragilización mayores, cuanto menor ha sido la velocidad de solicitación, constatándose la influencia de este parámetro en el fenómeno de FPH.

En ambos aceros se ha producido un cambio en el micromecanismo de fractura al ensayarlos con hidrógeno. La presencia de 0.5ppm de hidrógeno en el acero revenido a 700°C (D_{app} = 4.24·10⁻¹⁰ m²/s) fue suficiente para dar lugar a zonas con un micromecanismo de fractura PRHIC. En el caso del acero revenido a 500°C (6.59·10⁻¹¹ m²/s), una concentración de 2.5ppm ha dado lugar a una fractura mixta caracterizada por CMH, PRHIC e IG.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer la financiación recibida del Ministerio de Energía y Competitividad en el marco del proyecto MAT2014-58738-C3-1-R.

REFERENCIAS

[1] M. Wang, E. Akiyama, K. Tsuzaki, "Effect of hydrogen on the fracture behavior of high strength steel during slow strain rate test", *Corrosion Science*, vol. 49, 4081-4097, 2007.

[2] Y. Momotani, A. Shibata, D. Terada, N. Tsuji, "Effect of strain rate and hydrogen embrittlement in low carbon martensitic steel", *Int. Journal of Hydrogen Energy*, vol. 42, 3371-3379, 2017.

[3] M. Wang, E. Akiyama, K. Tsuzaki, "Effect of hydrogen and stress concentration on the notch tensile strength of AISI 4135 steel", *Material Science and Engineering A*, vol. 398, 37-46, 2005.

[4] Y. Zhao, M.Y. Seok, I-C. Choi, Y.H. Lee, S.J. Park, U.Ramamurty, J.Y.Suh, J.I. Jang. "The role of hydrogen in hardening/softening steel: Influence of the charging process", *Scripta Materalia*, vol. 107, 46-49, 2015.

[5] A.M. Brass, J. Chene, "Hydrogen uptake in 316L stainless steel: Consequences on the tensile properties", *Corrosion Science*, vol. 48, 3222-3242, 2006.

[6] ASTM G148-97, Standard Practice for Evaluation of Hydrogen Uptake, Permeation and Transport in metals by an Electrochemical Technique.

[7] George Krauss, Steels: Processing, Structure and Performance, ASM International, 2005.

[9] N.Parvathavarthini, "Studies on hydrogen permeability of 2.25Cr1Mo ferritic Steel: correlation with microstructure". *Journal of Nuclear Materials*, vol. 288, 187-196, 2001.

[10] K. A. Nibur, B. P. Somerday, C. S. A. N. Marchi, J. W. Foulk, M. Dadfarnia, and P. Sofronis, "The Relationship Between Crack-Tip Strain and Subcritical Cracking Thresholds for Steels in High-Pressure Hydrogen Gas," *Metall. Mater. Trans.* A, vol. 44A, 248–269, 2013.

ANÁLISIS DEL EFECTO ENTALLA EN LA CURVA DE TRANSICIÓN DÚCTIL-FRÁGIL DEL ACERO S690Q

S. Cicero^{1,*}, T. García², V. Madrazo³, F.T. Ibáñez-Gutiérrez¹

¹ Dpto. Ciencia e Ingeniería del Terreno y de los Materiales, Universidad de Cantabria, Av/ Los Castros s/n, 39005, Santander, Cantabria, España.

²IDOM, Servicios Nucleares, Av/ Zarandoa Etorbidea, Bilbao, Bizkaia, España.

³ Fundación Centro Tecnológico de Componentes (CTC), Parque Científico y Tecnológico de Cantabria (PCTCAN), C/ Isabel Torres nº 1, 39011, Santander, España

*E-mail: ciceros@unican.es

RESUMEN

Este artículo presenta un análisis del efecto entalla en la zona de transición dúctil-frágil del acero estructural S690Q, mediante la aplicación de la Curva Maestra de Entallas (CME). Para ello se determinó en primer lugar la temperatura de referencia (T₀) del material, dando como resultado -110.8°C. A continuación se realizaron ensayos de fractura sobre probetas SENB a tres temperaturas diferentes (-100 °C, -120 °C y -140°C) dentro del rango de aplicación de la Curva Maestra del material (T₀ \pm 50°C), lo cual permitió calibrar el valor de la distancia crítica del material (L). Los ensayos se realizaron sobre probetas con seis radios de entalla diferentes que van desde los 0 mm (fisuras) hasta los 2.0 mm. Los resultados muestran un claro efecto entalla en la zona de transición, con un aumento de la resistencia a fractura con el radio de entalla. Finalmente se muestran y validan las predicciones de la Curva Maestra de Entallas, herramienta que permite estimar la tenacidad aparente a fractura de aceros ferrítico-perlíticos entallados en la zona de transición dúctil-frágil del material, y que ha sido previamente validada por los autores en los aceros S275JR, S355J2 y S460M.

ABSTRACT

This paper presents an analysis of the notch effect in the ductile-to-brittle transition zone of ferritic-pearlitic steel S460M. Firstly, the material reference temperature (T_0) was obtained, providing a value of -110.8°C. Secondly, SENB fracture specimens were tested at three different temperatures (-100°C, -120°C and -140°C) within the validity range of the material Master Curve ($T_0 \pm 50$ °C). The tests were performed on SENB notched specimens containing six different notch radii, from 0 mm (crack-type defect) up to 2.0 mm. The results show a clear notch effect on the ductile-to-brittle transition zone: the larger the notch radius the larger the fracture resistance. Finally, the predictions provided by the Notch Master Curve are presented and validated. This tool allows the apparent fracture of ferritic-pearlitic steels containing notches to be estimated, and it had been previously validated by the authors in steels S275JR, S355J2 and S460M.

PALABRAS CLAVE: efecto entalla, curva de transición, curva maestra de entalla.

1. INTRODUCCIÓN

1.1. Efecto entalla

Los componentes con entallas desarrollan generalmente una mayor capacidad resistente que la que observada cuando se encuentran fisurados (ej., [1-10]). Con todo, es una práctica frecuente en ingeniería analizar las entallas como si fueran fisuras, dando como resultado análisis que generalmente son excesivamente conservadores. Las consecuencias prácticas pueden ser, por ejemplo, la realización de reparaciones o sustituciones de elementos estructurales que son innecesarias desde el punto de vista de la integridad estructural.

En un fallo frágil debido a la presencia de una fisura, la mecánica de la fractura establece que la situación crítica

se alcanza cuando la tensión remota (σ^c) aplicada multiplicada por la raíz cuadrada de la longitud de fisura (a) es igual a una constante [11]:

$$\sigma^c \sqrt{a} = cte_1 \tag{1}$$

Por su parte, las entallas someten a los componentes estructurales a situaciones tensionales menos críticas, de tal manera que la ecuación (1) pasa a ser:

$$\sigma^{c}a^{\alpha} = cte_{2} \tag{2}$$

en donde α es una constante. Por lo tanto, la particular naturaleza de las entallas hace necesario desarrollar metodologías específicas para su análisis a fractura que tengan en cuenta sus menores exigencias tensionales.

1.2. La Teoría de las Distancias Críticas

La Teoría de las Distancias Críticas (TDC) es en realidad un conjunto de metodologías que tienen en común el hecho de que en las evaluaciones de fractura utilizan, junto a la tenacidad a fractura, un parámetro característico del material con unidades de longitud (la distancia crítica, L) [1,2]. Los orígenes de la TCD se localizan a mediados del siglo XX con los trabajos de Neuber [3] y Peterson [4], pero su mayor desarrollo se ha producido en la última década, 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:

$$L = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_{mat}}{\sigma_0} \right)^2$$
(3)

Donde K_{mat} es la tenacidad a fractura del material y σ_0 es un parámetro resistente característico del material (denominado generalmente tensión inherente), que suele ser mayor que la tensión de rotura del material (σ_u) y que debe ser calibrado. Únicamente en aquellas condiciones en las cuales se produce comportamiento elástico-lineal tanto a escala macroscópica como microscópica (ej., fractura en materiales cerámicos) σ_0 coincide con σ_u .

Entra las metodologías que conforman la TCD, el Método del Punto (PM) y el Método de la Línea (LM) destacan por su sencillez [1]:

- 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:

$$\sigma\left(\frac{L}{2}\right) = \sigma_0 \tag{4}$$

- 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, que resulta ser 2L, alcanza el valor de la tensión inherente, σ_0 . Por lo tanto, la expresión del LM es:

$$\frac{1}{2L}\int_{0}^{2L}\sigma(r)dr = \sigma_0 \tag{5}$$

Las predicciones usando el LM difieren ligeramente de las que se obtienen al usar el PM [7], pero ambos

métodos generan resultados razonablemente parecidos a los datos obtenidos experimentalmente [1].

Las diferentes metodologías de la TDC se pueden aplicar para generar predicciones de la tenacidad aparente a fractura (K^{N}_{mat}) que presentan los componentes entallados [1]. Si se utiliza el PM es necesario considerar la distribución de tensiones en el fondo de entalla propuesto por Creager and Paris [5], que es la existente en el fondo de fisura pero desplazada una distancia igual a la mitad del radio de entalla:

$$\sigma(r) = \frac{K_I}{\sqrt{\pi}} \frac{2(r+\rho)}{(2r+\rho)^{3/2}}$$
(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^{N}_{mat} , se obtiene fácilmente la siguiente ecuación [1]:

$$K_{mat}^{N} = K_{mat} \frac{\left(1 + \frac{\rho}{L}\right)^{3/2}}{\left(1 + \frac{2\rho}{L}\right)}$$
(7)

Análogamente, la aplicación del LM proporciona la ecuación (8):

$$K_{mat}^{N} = K_{mat} \sqrt{1 + \frac{\rho}{4L}}$$
(8)

1.3. La Curva Maestra

La Curva Maestra (CM) o Curva Patrón (Master Curve) [12-14] 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 ferrítico-perlítica. 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 cualquier caso, el comportamiento en fractura de un determinado acero en su ZTDF queda completamente caracterizado una vez conocida la Temperatura de Referencia (T₀) del mismo, que es aquella temperatura a la cual la mediana de la distribución de tenacidades a fractura (K_{mat}, en forma de K_{Jc}) resulta ser igual a 100 MPam^{1/2} en probetas de 25 mm de espesor. Conocida T₀, es posible determinar la Curva Maestra para distintos valores de probabilidad de fallo. Así, en probetas de 25 mm de espesor (1T, o B₀), las curvas asociadas a probabilidades de fallo del 95, 50 y 5% son, respectivamente, las recogidas en las ecuaciones (9), (10) y (11):

$$K_{Jc\,0.95} = 34.5 + 101.3 e^{0.019(T - T_0)} \tag{9}$$

$$K_{Jc0.50} = 30 + 70 \cdot e^{0.019(T - T_0)}$$
(10)

$$K_{L^{0.05}} = 25.2 + 36.6 \cdot e^{0.019(T - T_0)} \tag{11}$$

Para cualquier otro espesor (B_x) distinto de 25 mm (B_0) , [13] propone la siguiente corrección:

$$K_{J_{c(x)}} = 20 + \left[K_{J_{c(0)}} - 20\right] \left(\frac{B_0}{B_x}\right)^{1/4}$$
(12)

De esta manera, las expresiones (9) a (11) pueden generalizarse y sustituirse por las ecuaciones (13) a (15):

$$K_{J_{c(x)0.95}} = 20 + \left[14.5 + 101.3 \cdot e^{0.019(T-T_0)}\right] \left(\frac{B_0}{B_x}\right)^{1/4}$$
(13)

$$K_{J_{c}(x)0.50} = 20 + \left[10 + 70 e^{0.019(T - T_0)}\right] \left(\frac{B_0}{B_x}\right)^{1/4}$$
(14)

$$K_{J_{c(x)0.05}} = 20 + \left[5.2 + 36.6 \cdot e^{0.019(T-T_0)}\right] \left(\frac{B_0}{B_x}\right)^{1/4}$$
(15)

2. LA CURVA MAESTRA DE ENTALLAS

En este trabajo se valida la Curva Maestra de Entallas (CME) en el acero estructural de alta resistencia S690M. La CME ha sido previamente presentada y validada por los autores [15-17] en aceros de resistencia baja a media (S275JR, S355J2 y S460M). La CME propone combinar la Curva Maestra del material (propia del material en presencia de fisuras), 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} [13,16]. Así, las ecuaciones (13) a (15) quedan corregidas por efecto entalla (dando lugar a la Curva Maestra de Entalla, CME) de la siguiente manera:

$$K_{J_{c(x)0.95}}^{N} = \left[20 + \left[14.5 + 101.3 \cdot e^{0.019(T-T_{0})}\right] \left(\frac{B_{0}}{B_{x}}\right)^{1/4}\right] \sqrt{1 + \frac{\rho}{4L}}$$
(16)
$$K_{J_{c(x)0.50}}^{N} = \left[20 + \left[10 + 70 \cdot e^{0.019(T-T_{0})}\right] \left(\frac{B_{0}}{B_{x}}\right)^{1/4}\right] \sqrt{1 + \frac{\rho}{4L}}$$
(17)

$$K_{J_{c}(x)0.05}^{N} = \left[20 + \left[5.2 + 36.6 e^{0.019(T-T_{0})}\right] \left(\frac{B_{0}}{B_{x}}\right)^{1/4}\right] \sqrt{1 + \frac{\rho}{4L}}$$
(18)

La utilización de estas expresiones permite la aplicación de la CME a espesores diferentes de 25 mm, y asume que el efecto del espesor es independiente del efecto entalla.

3. PROGRAMA EXPERIMENTAL

Para la validación de la CME en el acero S690Q, se ha planteado un programa experimental que comprende el ensayo a fractura de 84 probetas SENB de 15 mm de espesor (B_x), cuya geometría sigue las indicaciones de [18] (ver Figura 1). De esta manera, con respecto a los resultados recogidos en [15-17], la CME se aplica a un acero de mayor resistencia mecánica, a un espesor diferente de los 25 mm tomados como referencia en la CM [15,16], y sobre probetas SENB (frente a las probetas CT de [15,16]). Se realizaron 36 ensayos a -100 °C (seis por radio de entalla), 24 ensayos a -120 °C y otros 24 ensayos a -140°C (4 por radio de entalla). 3 de los ensayos no fueron válidos. Los ensayos realizados en las probetas fisuradas permitieron la determinación de T₀ mediante el método multitemperatura, que resultó ser -110.8°C.

Para la aplicación de las ecuaciones (16) a (18) 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 por mínimos cuadrados.

Las figuras 2 a 4 muestran los resultados experimentales de resistencia a fractura junto con el correspondiente ajuste. En primer lugar se observa un claro efecto entalla, de tal manera que para las tres temperaturas de ensayo, cuando aumenta el radio de entalla lo hace también la resistencia a fractura. En segundo lugar, para un radio de entalla dado, 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 1. Geometría de las probetas SENB entalladas. ρ varía entre 0 mm y 2.0 mm.



Figura 2. Ajuste experimental según el LM de los resultados de tenacidad aparente (L=0.0170 mm). $T = -100^{\circ}C.$



predicciones LM (L=0.0131 mm) O resultados experimentales

Figura 3. Ajuste experimental según el LM de los resultados de tenacidad aparente (L=0.0131 mm). $T = -120^{\circ}C.$



Figura 4. Ajuste experimental según el LM de los resultados de tenacidad aparente (L=0.0069 mm). $T = -140^{\circ}C.$

Los valores de L a distintas temperaturas son aparentemente dispares, pero sin embargo todos ellos tienen el mismo orden de magnitud.

Además, tal y como se explica en [15], el hecho de que el valor de L aparece dentro de una raíz cuadrada en las ecuaciones (16) a (18), 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 0.0123 mm. La Figura 5 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.



Figura 5. Valores de L obtenidos del ajuste experimental, valor medio de L considerado en los cálculos (0.0123 mm), y ajuste polinómico de L.

4. APLICACIÓN DE LA CME

Una vez estimado L se aplican para cada radio de entalla las ecuaciones (16) a (18), mostrándose los resultados en las figuras 6 a 11. 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. Las predicciones son particularmente buenas para -120°C, cuyo valor de L está más próximo al valor medio tomado en los cálculos, y algo menos precisas a -100°C y -140°C. Las peores predicciones se obtienen para un radio de entalla de 0.50 mm, siendo además inseguras en algunos casos. La razón de esta observación es que el mejor ajuste de los resultados experimentales mostrado en las figuras 3 a 5 pasa, para dicho radio, notablemente por encima de algunos de los resultados experimentales a -100°C y a -140°C, sobreestimando de esta manera el efecto entalla. Es decir, el conservadurismo observado no viene de la propia definición de la CME, si no del ajuste realizado mediante la TDC a la hora de calibrar L. Una manera de eliminar las predicciones inseguras puede ser calibrar L mediante envolventes inferiores, aunque esto lleva consigo la obtención de resultados muy conservadores

en un buen número de situaciones. En todo caso, se han obtenido 8 ensayos (de 84) fuera del área entre las líneas del 5% y del 95%, lo cual está en consonancia con la estadística que sustenta a la CM.



Figura 6. 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 7. Predicciones (5, 50 y 95 % de probabilidad de fallo) de la CME en probetas con ρ =0.15 mm, y comparación con resultados experimentales.



Figura 8. Predicciones (5, 50 y 95 % de probabilidad de fallo) de la CME en probetas con ρ =0.25 mm, y comparación con resultados experimentales.



Figura 9. Predicciones (5, 50 y 95 % de probabilidad de fallo) de la CME en probetas con ρ =0.50 mm, y comparación con resultados experimentales.



Figura 10. Predicciones (5, 50 y 95 % de probabilidad de fallo) de la CME en probetas con ρ =1.0 mm, y comparación con resultados experimentales.



Figura 11. Predicciones (5, 50 y 95 % de probabilidad de fallo) de la CME en probetas con ρ =2.0 mm, y comparación con resultados experimentales.

5. CONCLUSIONES

En este trabajo se analiza el efecto entalla en el acero S690Q, y se valida la Curva Maestra de Entallas (CME) para la predicción de la resistencia a fractura de este acero en su Zona de Transición Dúctil-Frágil (ZTDF). La CME 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. La validación se realiza en el acero S690Q, y se une a las realizadas en [15-17] en los aceros S275JR, S355J2 y S460M. 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. Ésta ha proporcionado buenas predicciones de la tenacidad aparente del acero S690Q.

AGRADECIMIENTOS

Los autores de este trabajo desean agradecer al MINECO del Gobierno de España la financiación de los proyectos MAT2010-15721 y MAT2014-58443-P, de cuyos resultados se deriva este artículo.

REFERENCIAS

- D. Taylor, The Theory of Critical Distances: a New Perspective in Fracture Mechanics, Elsevier, Oxford, UK, 2007.
- [2] D. Taylor, P. Cornetti, N. Pugno, The fracture mechanics of finite crack extension, *Engineering Fracture Mechanics* 72, 1021-1038, 2005.
- [3] H. Neuber, Theory of notch stresses: principles for exact calculation of strength with reference to structural form and material. Berlin: Springer Verlag, 1958.
- [4] R.E. Peterson, Notch sensitivity, *in: Sines G, Waisman JL, eds. Metal fatigue*. New York, McGraw Hill, pp. 293–306, 1959.
- [5] M. Creager, C. Paris, Elastic Field Equations for Blunt Cracks with Reference to Stress Corrosion Cracking, *International Journal of Fracture* 3, 247-252, 1967.
- [6] S. Cicero, V. Madrazo, I.A. Carrascal, Analysis of Notch Effect in PMMA by Using the Theory of Critical Distances, *Engineering Fracture Mechanics* 86, 56-72, 2012.
- [7] S. Cicero, V. Madrazo, I.A. Carrascal, R. Cicero, Assessment of Notched Structural Components Using Failure Assessment Diagrams and the Theory of Critical Distance, *Engineering Fracture Mechanics* 78, 2809-2825, 2011.

- [8] V. Madrazo, S. Cicero, I.A Carrascal, On the point method and the line method notch effect predictions in Al7075-T651, *Engineering Fracture Mechanics* 79, 363–379, 2012.
- [9] S. Cicero, F. Gutiérrez-Solana, A.J. Horn, 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, 2450-2466, 2009.
- [10] A.J. Horn, A.H. Sherry, Predictions of cleavage fracture from non-sharp defects using the Weibull stress based toughness scaling model, *International Journal of Pressure Vessels and Piping* 87, 670-680, 2010.
- [11] A.A. Griffith, The Phenomena of Rupture and Flow in Solids. Philosophical, *Transactions of the Royal Society of London*, A 221, 163-198, 1920.
- [12] K. Wallin, The scatter in K_{Ic} results, *Engineering Fracture Mechanics* 19, 1085-1093, 1984.
- [13] 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.
- [14] D. Ferreño, M. Scibetta, I. Gorrochategui, R. Lacalle, E. van Walle, F. Gutiérrez-Solana, Validation and application of the Master Curve and reconstitution techniques to a Spanish nuclear vessel, *Engineering Fracture Mechanics* **76**, 2495-2511, 2009.
- [15] S. Cicero, T. García, V. Madrazo, I.A. Carrascal, J. Cuervo, Análisis del efecto entalla en la curva de transición dúctil-frágil del acero S355J2, *Anales de Mecánica de la Fractura* **30**, 279-285, 2013.
- [16] S. Cicero, T. García, V. Madrazo, Análisis del efecto entalla en la curva de transición dúctil-frágil del acero S275JR, Anales de Mecánica de la Fractura 31, 347-352, 2014.
- [17] S. Cicero, T. García, V. Madrazo, Análisis del efecto entalla en la curva de transición dúctil-frágil del acero 460M, *Anales de Mecánica de la Fractura* 32, 557-562, 2015.
- [18] ASTM E 1820-11, Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, Estados Unidos, 2011.

ESTIMACIÓN DE LA CARGA DE ROTURA EN PROBETAS ENTALLADAS DE ALUMINIO AL7075-T651 MEDIANTE EL USO DEL CONCEPTO DEL MATERIAL EQUIVALENTE COMBINADO CON EL CRITERIO DE LA DENSIDAD DE ENERGÍA DE DEFORMACIÓN

J.D. Fuentes^{1,*}, S. Cicero¹, F. Berto², A.R. Torabi³, V. Madrazo⁴, P. Azizi⁵

¹ LADICIM (Laboratory of Materials Science and Engineering), University of Cantabria, E.T.S. de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos, Av/Los Castros 44, 39005 Santander, Spain; <u>fuentesjd@unican.es</u>, <u>ciceros@unican.es</u>

² Department of Engineering Design and Materials, Norwegian University of Science and Technology, Richard Birkelands bei 2b, 7491 Trondheim, Norway; <u>filippo.berto@ntnu.no</u>

³ Fracture Research Laboratory, Faculty of New Sciences and Technologies, University of Tehran, Zip code 14395-1561 Tehran, Iran; <u>a torabi@ut.ac.ir</u>

> ⁴ Centro Tecnológico de Componentes-CTC, C/Isabel Torres n°1, 39011 Santander, Spain; <u>madrazo.virginia@external.ensa.es</u>

⁵ Department of Mechanical Engineering, Iran University of Science and Technology, Zip code 16846-13114, Tehran, Iran; <u>azizi.payman229@gmail.com</u>

* Persona de contacto: <u>fuentesjd@unican.es</u>

RESUMEN

El principal objetivo de este artículo es la aplicación del criterio de la Densidad de Energía de Deformación (SED), combinado con el Concepto de Material Equivalente (EMC) para predecir la carga de rotura de probetas CT de la aleación de aluminio Al7075-T651 que contienen entallas en U. Con este propósito, se han realizado 24 ensayos de fractura combinando 6 radios de entalla diferente, que cubren desde probetas fisuradas (0 mm) hasta probetas de 2 mm de radio de entalla. Las probetas fisuradas se han empleado para obtener las propiedades de fractura del material y el resto de los ensayos, se han usado para comprobar y comparar la carga de fractura obtenida experimentalmente con las predicciones que devuelven los métodos mencionados anteriormente: SED, SED-EMC. Los resultados teóricos de las predicciones de la carga de rotura para el material imaginario obtenido mediante el empleo del EMC, concuerdan con los resultados experimentales derivados de las muestras reales.

PALABRAS CLAVE: Fractura, Entalla, Densidad de Energía de Deformación, Concepto del Material Equivalente

ABSTRACT

The main goal of this paper is the application of the Strain Energy Density (SED) criterion in combination with the Equivalent Material Concept (EMC) to predict the fracture loads of aluminium alloy Al7075-T651 Compact Tension (CT) specimens containing U-shaped notches. For this purpose, 24 fracture test were carried out combining 6 notch radii, which cover from crack-type defects (0 mm) up to 2 mm-notch radius. Crack type specimens are used to define the fracture properties of the material, and the rest of the tests are used to check and compare the experimental fracture loads with the loads predicted using the different aforementioned criteria: SED, SED-EMC. The theoretical results of fracture load predictions for the virtual material obtained employing the EMC are in good agreement with the experimental results reported for real samples.

KEYWORDS: Fracture, Notch, Strain Energy Density, Equivalent Material Concept

1. INTRODUCCIÓN

Las aleaciones de aluminio de la serie 7XXX son ampliamente usadas en estructuras ingenieriles, particularmente en componentes aeroespaciales y de automoción. Mediante el empleo de tratamientos térmicos especiales, las propiedades de dichas aleaciones, como la tenacidad, la resistencia a fatiga o la tensión de rotura pueden ser mejoradas. Hay casos en las que puede ser necesario o ventajoso desde el punto de vista operativo emplear entallas (ej., agujeros, ranuras, etc) a pesar del efecto negativo que pueden conllevar desde el punto de vista resistente, dado que actúan como concentradores de tensiones.

Hasta ahora, con el fin de simplificar el análisis a fractura de los componentes entallados, las entallas se han evaluado generalmente como fisuras, empleando la metodología de fisuras afiladas basada en los principios de la Mecánica de la Fractura. Esta asunción es excesivamente conservadora, ya que la carga que pueden soportar los componentes entallados es mayor que la de los componentes fisurados debido a que el campo de tensiones en el fondo del defecto es menos severo que en el caso de las fisuras y a que los micromecanismos de fractura tienden a ser más dúctiles a medida que aumenta el radio de entalla. Por esta razón, es necesario desarrollar metodologías que tengan en cuenta estas particularidades y, de este modo, obtener predicciones de las cargas de rotura más precisas.

Hay varios criterios para evaluar el comportamiento en fractura de los componentes entallados. En este artículo se va a analizar el criterio de la densidad de energía de deformación (SED) combinado con el concepto de material equivalente (EMC).

2. ANTECEDENTES TEÓRICOS

2.1. Criterio de la Densidad de Energía de Deformación (Strain Energy Density, SED)

Los orígenes del SED [1-9] datan de los años 70, cuando Sih publicó sus bases [1,2]. El SED establece que la fractura ocurre cuando se cumple:

$$\overline{W} = W_c \tag{1}$$

donde \overline{W} es el valor medio del SED dentro del volumen Ω (con radio R_0 , ver Figura 1), y W_c es el valor crítico del SED. Cuando el comportamiento del material es elásticolineal, W_c se puede obtener aplicando la ecuación:

$$W_c = \frac{\sigma_u^2}{2E} \tag{2}$$



Figura 1. Volumen Ω para entallas en V (a), fisura (b) y entalla en V roma (c) bajo cargas en modo I.

 σ_u es la tensión de rotura del material y *E* el módulo de Young. Bajo condiciones de deformación plana, se ha establecido una relación para R_0 considerando el caso de fisura de acuerdo a la ecuación (3) (ver Figura 1):

$$R_{0} = \frac{(1+\nu)(5-8\nu)}{4\pi} \left(\frac{K_{c}}{\sigma_{u}}\right)^{2}$$
(3)

Cuando dominan las condiciones de tensión plana, la ecuación que define R_0 es [8]:

$$R_0 = \frac{(5-3\upsilon)}{4\pi} \left(\frac{K_C}{\sigma_u}\right)^2 \tag{4}$$

Las condiciones de deformación plana son dominantes siempre que la resistencia a fractura sea menor que la definida por la ecuación (5) [10]:

$$K_C = \sigma_y \left(\frac{B}{2.5}\right)^{1/2} \tag{5}$$

mientras que las condiciones de tensión plana se alcanzan cuando la resistencia a fractura es mayor que el valor definido por la ecuación (6) [10]:

$$K_c = \sigma_v (\pi B)^{1/2} \tag{6}$$

 σ_y es el límite elástico del material, v el coeficiente de Poisson y *B* es el espesor de la probeta. Aquellas situaciones comprendidas entre las condiciones de tensión plana y deformación plana, requieren una interpolación entre las ecuaciones (3) y (4) para definir R_0

Para entallas en V romas, el valor del SED dentro del volumen de control se puede obtener a través de la ecuación:

$$\overline{W} = F(2\alpha)H\left(2\alpha, \frac{R_0}{\rho}\right)\frac{\sigma_{max}^2}{E}$$
(7)

donde $F(2\alpha)$ depende del ángulo de apertura, $H(2\alpha, R_0/\rho)$ depende del ángulo de apertura y de la relación entre el radio crítico R_0 y el radio de entalla ρ , y σ_{max} es la máxima tensión elástica en el fondo de la entalla. En la Tabla 1 y la Tabla 2 se recogen respectivamente los valores de *F* y *H* para diferentes geometrías de entalla.

Tabla 1. Valores de $F(2\alpha)$.

2 <i>α</i> (rad)	0	$\pi/4$	$\pi/2$	3π/4
$F(2\alpha)$	0.785	0.6692	0.7049	1.0717

Tabla 2. Valores de H para entallas en U $(2\alpha=0)$.

Rc/p	<i>v</i> = 0.25	<i>v</i> = 0.30	<i>v</i> = 0.35	<i>v</i> = 0.40
0.01	0.5813	0.5638	0.5432	0.5194
0.05	0.5258	0.5086	0.4884	0.4652
0.1	0.4687	0.4518	0.4322	0.4099
0.3	0.3216	0.3069	0.2902	0.2713
0.5	0.2401	0.2276	0.2135	0.1976
1	0.1399	0.1314	0.1217	0.111

2.2. Concepto del Material Equivalente (Equivalent Material Concept, EMC)

En 2012, Torabi [11] propone por primera vez el Concepto de Material Equivalente (EMC) [11-15] con el fin de asimilar un material dúctil real con comportamiento elasto-plástico a un material imaginario con comportamiento perfectamente elástico-lineal. Para ello se asume la conocida ecuación potencial para relacionar tensión-deformación en la región plástica (ecuación (8)), en la que los parámetros σ , ε_P , K y n son la tensión real, la deformación plástica real, el coeficiente de endurecimiento y el exponente de endurecimiento respectivamente, y calcula la densidad de energía de deformación (SED) para el material dúctil real hasta el punto de tensión máxima. Después, se asume que el material imaginario frágil absorbe la misma cantidad de densidad de energía de deformación para que ocurra la fractura.

$$\sigma_p = K \varepsilon_p^n \tag{8}$$

En la Figura 2 se representa una curva tensióndeformación típica en la cual el área bajo la curva se corresponde con la densidad de energía de deformación. El SED total se compone de las componentes elástica y plástica del siguiente modo:



Figura 2. Esquema de una curva tensión-deformación típica para un material dúctil.

donde σ_y , ε_y , y $\varepsilon_y^{y_P}$ son el límite elástico, la deformación elástica en el punto del límite elástico y la verdadera deformación plástica en el punto del límite elástico respectivamente. Considerando la Ley de Hooke ($\varepsilon_y = \sigma_y / E$) y sustituyendo la ecuación (8) dentro de la ecuación (9) se obtiene:

$$(SED)_{tot} = \frac{\sigma_y^2}{2E} + \frac{K}{n+1} \left(\left(\varepsilon_p \right)^{n+1} - \left(\varepsilon_p^y \right)^{n+1} \right)$$
(10)

Considerando ε_y igual a 0.002 (0.2%) y considerando que la carga de rotura es igual a la carga máxima (comienzo del inicio de fisura) $\varepsilon_u = \varepsilon_p$, entonces:

$$(SED)_{tot} = \frac{\sigma_y^2}{2E} + \frac{K}{n+1} \left(\left(\varepsilon_{u,True} \right)^{n+1} - (0.002)^{n+1} \right) \quad (11)$$

La Figura 3 representa la curva tensión-deformación típica para el material imaginario elástico-lineal. De esta figura se puede obtener fácilmente que la energía de deformación absorbida hasta la rotura es $\sigma_f \epsilon_f \epsilon_f/2$, donde $\sigma_f \epsilon_f \epsilon_f \epsilon_f \epsilon_f \epsilon_f$ son la tensión de rotura y la deformación en rotura para el material imaginario frágil respectivamente. La asunción básica del EMC es que el material dúctil real y el material imaginario tienen el mismo módulo de Young (*E*) y la misma tenacidad a fractura (*K*_c). El SED para el material equivalente en fractura se puede escribir como:

$$(SED)_{EMC} = \frac{\sigma_f^{*2}}{2E} \tag{12}$$

Combinando la ecuación (11) y la ecuación (12), se comprueba que el valor de σ_f^* se puede obtener de acuerdo a la ecuación (13):

$$\sigma_{f}^{*} = \sqrt{\sigma_{y}^{2} + \frac{2EK}{n+1} \left(\left(\varepsilon_{u,True} \right)^{(n+1)/n} - (0.002)^{n+1} \right)}$$
(13)

Figura 3. Esquema de la curva tensión-deformación para el material equivalente frágil.

donde $\varepsilon_{u,True}$ se puede obtener como el valor de ε_u (deformación en el punto de carga máxima) mediante la siguiente expresión: $\varepsilon_{u,True}$ =ln(1+ ε_u).

El valor de σ_f^* obtenido de la ecuación (13) junto con una tenacidad a fractura válida, puede ser convenientemente empleada en varios criterios de fractura frágil para la predicción teórica de la iniciación de fractura en materiales dúctiles debilitados con una entalla.

3. MATERIALES Y MÉTODOS

El material analizado es la aleación de aluminio Al7075-T651 [16] obtenido de una chapa de 2000 x 1000 x 20 mm [16]. Con el fin de definir las propiedades mecánicas del material, se han realizado dos ensayos de tracción [16]. Las propiedades mecánicas del material en la orientación TL se recogen en la Tabla 3.

Probeta	E (GPa)	σ_y (MPa)	σ_u (MPa)	e _{max} (%)
TL-1	74.8	537.4	601.6	8.09
TL-2	73.9	541.0	602.8	9.95

Tabla 3. Propiedades mecánicas de Al-7075-T651.

 σ_y es el límite elástico, σ_u la tensión de rotura y e_{max} la deformación bajo carga máxima.

Los ensayos de fractura se han llevado a cabo con 24 probetas CT, cuya geometría se muestra en la Figura 4. Se han realizado 6 series de ensayos correspondientes a diferentes radios de entalla (desde 0 mm hasta 2 mm). Las series de 0 mm y 0.15 mm están compuestas por 6 probetas cada una, mientras que el resto de las series, 0.21 mm, 0.47 mm, 1 mm y 2 mm están compuestas por 3 ensayos cada una. Las cargas de rotura experimentales para el aluminio Al7075-T651 se muestran en la Tabla 4. Los resultados obtenidos en las probetas fisuradas (ρ =0) se han empleado para obtener el correspondiente valor de *K*_c, siendo 26.65 MPa·m^{1/2}.



Figura 4. Geometría de las probetas CT (dimensiones en mm).

Probeta	ρ (mm)	P_{Exp} (KN)	Probeta	ho (mm)	P_{Exp} (KN)
TL0-1		11.78	TL0.25-1		23.68
TL0-2		11.32	TL0.25-2	0.25	22.68
TL0-3	0	10.51	TL0.25-3		22.79
TL0-4	0	12.30	TL0.5-1		31.71
TL0-5		9.81	TL0.5-2	0.5	30.14
TL0-6		10.46	TL0.5-3		32.33
TL0.15-2		20.95	TL1.0-1		39.71
TL0.15-3		21.31	TL1.0-2	1	39.17
TL0.15-4	0.15	18.95	TL1.0-3		37.95
TL0.15-5	0.15	20.03	TL2.0-1		44.58
TL0.15-6		19.66	TL2.0-2	2	44.96
TL0.15-7		21.32	TL2.0-3		45.23

Tabla 4. Cargas de rotura experimentales.

4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Las cargas de rotura han sido estimadas combinando los diferentes métodos mencionados anteriormente con el fin

de comparar los resultados obtenidos con cada uno y las diferencias entre ellos.

4.1. Predicción cargas de rotura según SED

Cuando el material analizado exhibe un comportamiento elástico lineal perfecto, el valor crítico de W_c se puede obtener considerando la ecuación (2). Estableciendo la condición de fractura definida en (1) se puede derivar $\sigma_{max a}$ partir de:

$$F(2\alpha)H\left(2\alpha,\frac{R_0}{\rho}\right)\frac{\sigma_{max}^2}{E} = \frac{\sigma_u^2}{2E}$$
(14)

donde el valor de $F(2\alpha=0)$ es 0.785 (Tabla 1), y H depende de v y de la relación entre R_0 ((ecuación (9) para deformación plana, ecuación (10) tensión plana, o un valor interpolado en una situación intermedia) y el radio de entalla. Los valores de $H(2\alpha=0)$ se recogen en la Tabla 2. Los valores de la tensión de rotura (σ_u) y el módulo de Young (E) se pueden obtener de la Tabla 3.

Considerando que el valor de σ_{max} se alcanza cuando r=0 y aplicando la distribución de tensiones en el fondo de la entalla para entallas en U propuesta por Creager-Paris [17] ecuación (15), el factor de intensidad de tensiones (K_I) se obtiene aplicando la ecuación (16). Finalmente, la carga de rotura se puede predecir sustituyendo el resto de valores en la solución analítica del factor de intensidad de tensiones para probetas CT (ecuación (17)):

$$\sigma(r) = \frac{K_I}{\sqrt{\pi}} \frac{2(r+\rho)}{(2r+\rho)^{3/2}}$$
(15)

$$\sigma(r=0) = \sigma_{max} = \frac{2K_I}{\sqrt{\pi\rho}} \tag{16}$$

$$K_{I} = \frac{P_{SED}}{B\sqrt{W}} \frac{\left(2 + \frac{a}{W}\right)}{\left(1 - \frac{a}{W}\right)^{3/2}} \left(0.886 + 4.54 \left(\frac{a}{W}\right) - 13.32 \left(\frac{a}{W}\right)^{2} + 14.72 \left(\frac{a}{W}\right)^{3} - 5.60 \left(\frac{a}{W}\right)^{4}\right)$$
(17)

En la Tabla 5 y Figura 5, se muestran las estimaciones de la carga de rotura obtenidas usando el criterio SED. Se puede observar que las predicciones de las cargas de rotura obtenidas con el criterio SED son mucho menores que las cargas de rotura experimentales, obteniendo resultados claramente conservadores. Estos malos resultados están relacionados con el uso de una formulación elástico-lineal en una situación real claramente elasto-plástica. Por tanto, las estimaciones de los valores críticos de W_c no son valores representativos para materiales que exhiben grandes deformaciones plásticas antes del fallo.

Tabla 5. Cargas de rotura criterio SED.

Probeta	PSED (KN)	Probeta	PSED (KN)
TL0.15-2		TL0.5-1	
TL0.15-3		TL0.5-2	10.78
TL0.15-4	C 00	TL0.5-3	
TL0.15-5	6.09	TL1.0-1	
TL0.15-6		TL1.0-2	12.47
TL0.15-7		TL1.0-3	
TL0.25-1		TL2.0-1	
TL0.25-2	7.20	TL2.0-2	14.36
TL0.25-3		TL2.0-3	



Figura 5. Comparación entre las predicciones de las cargas de rotura (criterio SED) y las cargas de rotura experimentales.

4.2. Predicción cargas de rotura según SED-EMC

Debido a la mala concordancia entre las predicciones y las cargas de fractura obtenidas usando la formulación elástico-lineal del criterio SED, es necesario definir una nueva forma de evaluar materiales con comportamiento no lineal. Por esta razón, en esta sección se muestran las predicciones obtenidas tras combinar el criterio SED con el EMC.

Para poder aplicar el EMC es necesario definir el valor del módulo de Young (*E*), que en este caso es igual a 74.4 GPa y la tensión de rotura del material imaginario virtual (σ_{j} *) que es igual a 2727 MPa.

Una vez que los parámetros del EMC se han obtenido, considerando que el material equivalente tiene un comportamiento elástico lineal perfecto, el valor de la densidad de energía de deformación crítica, W_c , se puede obtener cambiando el valor de σ_u^* por σ_f^* en la ecuación (14):

$$F(2\alpha)H\left(2\alpha,\frac{R_0}{\rho}\right)\frac{\sigma_{max}^2}{E} = \frac{\sigma_f^{*2}}{2E}$$
(18)

donde el valor de $F(2\alpha=0)$ es igual a 0.785, tal y como se puede comprobar en la Tabla 1 y *H* se puede obtener de la Tabla 2.

Considerando la distribución de tensiones en el fondo de la entalla propuesta por Creager-Paris (ecuación (15)) [17], asumiendo que el valor de σ_f^* se alcanza en r=0, y aplicando la solución analítica para el factor de intensidad de tensiones para probetas CT (ecuación (17)), la carga de fractura se puede obtener empleando el criterio SED combinado con el EMC, tal y como se puede comprobar en la Tabla 6 y en la Figura 6.

Se puede observar cómo considerar el EMC mejora significativamente las predicciones, con la mayoría de los resultados con una precisión del \pm 20%. Las predicciones son conservadoras para la mayoría de los radios, mientras que para radio 2.0 mm, las predicciones son ligeramente mayores que las cargas reales.

Tabla 6. Cargas de rotura EMC-SED.

Probeta	PEMC-SED (KN)	Probeta	PEMC-SED (KN)
TL0.15-2		TL0.5-1	
TL0.15-3		TL0.5-2	24.70
TL0.15-4	15 75	TL0.5-3	
TL0.15-5	15.75	TL1.0-1	
TL0.15-6		TL1.0-2	34.77
TL0.15-7		TL1.0-3	
TL0.25-1		TL2.0-1	
TL0.25-2	17.75	TL2.0-2	48.32
TL0.25-3		TL2.0-3	



Figura 6. Comparación entre las predicciones de las cargas de rotura (EMC-SED) y las cargas de rotura experimentales.

5. CONCLUSIONES

Este trabajo realiza una contribución adicional al desarrollo del análisis de componentes entallados. El uso de la metodología descrita, permite obtener predicciones de la carga de rotura de componentes entallados de forma segura. Además, los resultados se han obtenido de manera eficiente, ya que no se necesita realizar un gran número de ensayos o simulaciones complejas con el fin de aplicar la metodología propuesta. Las principales conclusiones obtenidas son:

1. La estricta formulación del criterio SED solo puede ser empleada para analizar materiales frágiles que tengan comportamiento elástico lineal. Su aplicación en materiales que muestran comportamiento no elástico lineal genera malas predicciones.

- La combinación del SED con el EMC devuelve resultados precisos para grandes radios de entalla, mientras que, para radios de entalla pequeños, el grado de aproximación del modelo es conservador.
- 3. El uso del EMC combinado con el SED, permite obtener buenas predicciones de la carga de rotura a partir únicamente de la curva tensión-deformación y de las posterior obtención de la tensión de rotura del material virtual.
- 4. La aplicabilidad de la combinación EMC-SED en ingeniería real es muy recomendable, ya que no requiere grandes consumos de tiempo realizando análisis elasto-plásticos.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al MINECO la financiación recibida del proyecto MAT2014-58443-P. "Análisis del comportamiento en fractura de componentes estructurales con defectos en condiciones de bajo confinamiento tensional," en el que están basados los resultados de este artículo.

REFERENCIAS

- [1] G.C. Sih. Strain-energy-density factor applied to mixed mode crack problems. *International Journal of Fracture*, **10**, 305–321, 1974.
- [2] M.E. Kipp, G.C. Sih. The strain energy density failure criterion applied to notched elastic solids. *International Journal of Solids and Structures*, **11**, 153–173, 1975.
- [3] L.F. Gillemot. Criterion of crack initiation and spreading. *Engineering Fracture Mechanics*, 8, 239–253, 1975.
- [4] K. Molski, G. Glinka. A method of elastic-plastic stress and strain calculation at a notch root. *Material Science and Engineering*, 50, 93–100, 1981.
- [5] P. Lazzarin, A. Campagnolo, F. Berto. A comparison among some recent energy-and stressbased criteria for the fracture assessment of sharp V-notched components under Mode I loading. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, **71**, 21–30, 2014.
- [6] A. Campagnolo, F. Berto, D. Leguillon. Fracture assessment of sharp V-notched components under Mode II loading: A comparison among some recent criteria. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 85, 217–226, 2016.

- [7] F. Berto, P. Lazzarin. A review of the volume-based strain energy density approach applied to V-notches and welded structures. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, **52**, 183–194, 2009.
- [8] F. Berto, P. Lazzarin. Recent developments in brittle and quasi-brittle failure assessment of engineering materials by means of local approaches. *Material Science and Engineering R.*, 75, 1-48, 2014.
- [9] P. Lazzarin, F. Berto. Some expressions for the strain energy in a finite volume surrounding the root of blunt V-notches. *International Journal of Fracture*, **135**, 161–185, 2005.
- [10] J.F. Knott. Fundamentals of Fracture Mechanics; Butterworths: London, UK, 1973.
- [11] A.R. Torabi. Estimation of tensile load-bearing capacity of ductile metallic materials weakened by a V-notch: The equivalent material concept. *Material Science and Engineering*, **536**, 249–255, 2012.
- [12] A.R. Torabi, F. Berto, A. Campagono. Elasticplastic fracture analysis of notched Al 7075-T6 plates by means of the local energy combined with the equivalent material concept. *Physical Mesomechanics*, **19**, 204–214, 2016.
- [13] A.R. Torabi, A. Campagono, F. Berto. A successful combination of the equivalent material concept and the averaged strain energy density criterion for predicting crack initiation from blunt V-notches in ductile aluminium plates under mixed mode loading. *Physical Mesomechanics*, **19**, 382–391, 2016.
- [14] A.R. Torabi, M. Alaei. Mixed-mode ductile failure analysis of V-notched Al 7075-T6 thin sheets. *Engineering Fracture Mechanics*, **150**, 70–75, 2015.
- [15] A.R. Torabi, R. Habibi, B. Mohammad Hosseini. On the Ability of the Equivalent Material Concept in Predicting Ductile Failure of U-Notches under Moderate- and Large-Scale Yielding Conditions. *Physical Mesomechanics*, **18**, 337–347, 2015.
- [16] V. Madrazo, S. Cicero, I.A. Carrascal. On the Point Method and the Line Method notch effect predictions in Al7075-T651. *Engineering Fracture Mechanics*, 79, 363–379, 2012.
- [17] M. Creager, C. Paris. Elastic Field Equations for Blunt Cracks with Reference to Stress Corrosion Cracking. *International Journal of Fracture*, 3, 247–252, 1967.

COMPARATIVA ENTRE RESISTENCIAS, MEDIDAS Y ESTIMADAS DE UN ACERO ESTRUCTURAL MEDIANTE TRACCIÓN, FLEXIÓN Y DUREZA

José Luis Ruiz Martín^{1*}, Antonio Illana Martos¹, David Sales Lérida¹

¹Escuela Politécnica Superior de Algeciras, Universidad de Cádiz Av. Ramón Puyol s/n, 11202, Algeciras, Cádiz, España * Persona de contacto: joseluis.ruizmartin@alum.uca.es

RESUMEN

Se presentan diversos casos prácticos de caracterización mecánica de perfiles de acero al carbono, a demanda de una gran industria del Campo de Gibraltar. Se trata de perfiles de cuadradillo soldados longitudinalmente y de canal abierto tipo 'lipped channel', ambos conformados en frío. Se realizan baterías de ensayos, consistentes en flexión de los perfiles, dureza y tracción, tras el mecanizado de probetas según estándares. La teoría indica la relación existente entre la resistencia última de la probeta, obtenida en el ensayo de tracción, la obtenida en ensayo de flexión (σ_b) y la estimada a partir de la dureza. El estudio de los resultados confirma cualitativamente esta relación pero con diferencias notables entre los valores de los distintos ensayos. Además, la comunicación ilustrará con claridad las ventajas del uso de la batería de ensayos frente a las limitaciones de cada uno por separado, comparando también los costes y tiempos empleados.

PALABRAS CLAVE: Perfil, Acero, Resistencia, Materiales, Ensayos

ABSTRACT

Several practical cases of mechanical characterization of carbon steel profiles are presented, at the request of a large industry in the Campo de Gibraltar. These are profiles of square welded longitudinally and open channel type 'lipped channel', both cold formed. Test batteries are made, consisting of bending of the profiles, hardness and traction, after the machining of specimens according to standards. The theory indicates the relationship between the ultimate strength of the specimen, obtained in the tensile test, that obtained in the bending test (σ_b) and that estimated from the hardness. The study of the results qualitatively confirms this relationship but with notable differences between the values of the different trials. In addition, the communication will clearly illustrate the advantages of using the battery of tests against the limitations of each one separately, also comparing the costs and times employed.

KEYWORDS: Profile, Steel, Resistance, Materials, Testing

INTRODUCCIÓN

En esta comunicación se quiere presentar los resultados obtenidos en la investigación sobre la caracterización mecánica de perfiles de acero al carbono conformados en frío.

Los diversos casos prácticos se llevaron a cabo con perfiles de cuadradillo soldados longitudinalmente y de canal abierto tipo 'lipped channel' tal y como se puede observar en las figuras 1 y 2.



Figura 1. Perfil de cuadradillo



Figura 2. Perfil lipped channel (L. C.)

ENSAYOS Y FÓRMULAS

Se realizaron diversos ensayos de flexión, tracción y dureza en ambos tipos de perfiles según la normativa vigente en cada caso.

Para los ensayos de flexión, se usó de referencia la norma [1]. Véase la figura 3.



Figura 3. Ensayo flexión

Para los ensayos de tracción se empleó la norma [2], así como la fabricación de las probetas según la norma [3]. Tal y como se puede observar en la figura 4.



Figura 4. Ensayo Tracción

Por otra parte, para los ensayos de dureza y los cálculos pertinentes de conversiones, se siguieron las normas [4], [5] y [6]. Tal y como se muestra en la figura 5.



Figura 5. Ensayo Dureza

No obstante, para comparar los resultados de la resistencia de rotura mínima en aceros, se emplea la expresión (1) sacada de la bibliografía [7].

$$S_u = 3,41 \cdot H_B \quad (MPa) \tag{1}$$

siendo H_B el número de dureza Brinell el cual corresponde al intervalo $200 \le H_B \le 450.$

INTERPRETACIÓN DE LOS RESULTADOS

La teoría indica la relación existente entre la resistencia última de la probeta, obtenida en el ensayo de tracción, la obtenida en ensayo de flexión (σ_b) y la estimada a partir de la dureza.

El estudio de los resultados confirma cualitativamente esta relación pero con diferencias notables entre los valores de los distintos ensayos tal y como se puede observar en la tabla 1.

	Perfil Cuad.	Perfil L. C.	Perfil L. C.	Perfil L. C.
	B1	B2	B3	B4
Resistencia a la				
flexión (MPa)	522	446	514,5	512,7
Carga máxima				
ensayo flexión (kN)	13,3	15,0	17,4	17,3
Carga máxima				
ensayo flexión (kg)	1355,8	1529,1	1769,6	1763,5
Resist. última a				
tracción valor medio				
(MPa)	433,0	390,0	512,3	508,7
Resist. última a				
tracción valor min.				
(MPa)	402,0	368,0	506,0	499,0
Resist. de fluencia				
valor medio (MPa)	410,0	250,0	403,3	377,7
Resist. de fluencia				
valor min. (MPa)	390,0	230,0	380,0	360,0
Alarg. de rotura				
valor medio (%)	23,0	19,5	17,0	16,0
Alarg. de rotura				
valor min. (%)	22,0	18,0	14,0	14,0
Dureza Vickers				
valor medio (HV)	152,7	143,6	176,8	159,0
Dureza Vickers				
valor min. (HV)	152,0	139,1	175,1	154,7
* Dureza Brinell				
valor min. (HB)	145	132	170	148
*Resist. rotura min.				
(MPa)	471,0	419,0	540,0	481,5
*Resist. rotura min.				
Bibliografía (MPa)	494,45	450,12	579,7	504,68

Tabla 1. Resultados batería de ensayos

*valores estimados según tablas y expresiones.

De los anteriores resultados se puede concluir lo siguiente:

3.1. Resistencia a la flexión – Resistencia última tracción (valor medio).

Tanto en el perfil de cuadradillo como en uno de los perfiles lipped channel, la diferencia entre estos dos parámetros en bastante notable. Sin embargo, en los otros

dos perfiles abiertos, dicha diferencia apenas es significativa.

3.2. Resistencia rotura mínima – Resistencia última tracción (valor min)

En este caso, los tres primeros perfiles obtuvieron resultados bastante notables. No obstante, uno de los perfiles lipped channel obtuvo valores muy similares.

3.3. Resistencia rotura mínima práctica – Resistencia rotura mínima bibliografía

Al comparar los resultados obtenidos en los casos prácticos con los proporcionados por la bibliografía [7], concretamente utilizando la expresión (1), se puede apreciar una diferencia considerable.

VENTAJAS BATERÍA DE ENSAYOS

Gracias al uso de la batería de ensayos, se pudieron obtener valores más exactos en los diferentes resultados de los ensayos así como una mayor garantía en su veracidad.

Por otra parte, existen limitaciones a la hora de contemplar únicamente un tipo de ensayo por separado. Las conclusiones no contemplarían todos los parámetros necesarios para el análisis de la caracterización mecánica de perfiles que se estudian en esta investigación.

COMPARACIÓN DE LOS COSTES Y TIEMPOS EMPLEADOS

El estudio de los diferentes ensayos, conlleva unos costes fijos por cada una de las barras ensayadas, tal y como se puede apreciar en la tabla 2.

Tabla 2.	Comparativa	costes	ensayos
----------	-------------	--------	---------

	Precio por	Cantidad
	unidad (€)	total (€)
Preparación probetas		
ensayo tracción	20	60
Ensayo tracción	100	300
Ensayo dureza Vickers	60	60
Ensayo flexión	150	150

Por cada uno de los aceros estructurales ensayados, se tendrán unos costes de $360 \notin$ por los ensayos de tracción (ya que se prepararán 3 probetas para hacer una media de los resultados), así como $60 \notin$ para el ensayo de dureza Vickers y $150 \notin$ para flexion.

En cuanto a los tiempos empleados en los ensayos de cada barra, se tendrán en cuenta tres variables: tiempo de mecanizado de las probetas, tiempo de realización de los ensayos y tiempo de análisis de los resultados obtenidos. Véase tabla 3.

Tabla 3.	Comparativa	tiempos	empleados
	1		

	Flexión	Tracción	Dureza
Mecanizado	-	90	10
Ensayos	60	3	5
Análisis	60	60	30
Total (min)	120	153	45

Para el ensayo de flexión de un acero, se estima un tiempo total de 2 h, mientras que la tracción 1,5 h y la dureza 45 min.

CONCLUSIONES

De estos diversos casos prácticos de caracterización mecánica de perfiles de acero al carbono, se concluye lo siguiente:

El estudio de los resultados confirma cualitativamente la relación entre la resistencia última de la probeta, obtenida en el ensayo de tracción, la obtenida en ensayo de flexión y la estimada a partir de la dureza, pero con diferencias notables entre los valores de los distintos ensayos.

Por otra parte, es mucho más efectivo tener en cuenta la resistencia en los tres diferentes ensayos, en vez de centrarse únicamente en uno de ellos por separado.

En cuanto a los costes y tiempos empleados por cada una de las diferentes barras, para un ensayo de tracción se considera un coste de $360 \notin y$ un tiempo de elaboración una hora y media; para un ensayo de flexión un coste de $150 \notin y$ 45 min; y finalmente, un ensayo de dureza y el más rápido y económico, $60 \notin y$ 45 min.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al 35° encuentro del grupo español de fractura, la oportunidad de poder exponer los resultados obtenidos en dicha investigación, así como la asistencia al evento para continuar aprendiendo sobre temas de actualidad en el campo del comportamiento en servicio y la fractura de materiales.

REFERENCIAS

- [1] Norma ISO 178:2011, Determination of flexural properties.
- [2] Norma ISO 6892-1:2016, Metallic materials Tensile testing - Part 1: Method of test at room temperatura.

- [3] Norma EN 10002-1:2002, Metallic materials -Tensile testing - Part 1: Method of test at ambient temperature.
- [4] Norma ISO 18265:2003, Metallic materials conversión hardness values.
- [5] Norma ISO 6506, Metallic materials Brinell hardness.
- [6] Norma ISO 6507-1:2005, Metallic materials Vickers hardness.
- [7] Richard G. Budynas, J. Keith Nisbett. Diseño en ingeniería mecánica de Shigley, octava edición, 2008.

LA RELACIÓN ENTRE LA LONGITUD DE ONDA DE LA PROBETA Y LA VELOCIDAD DE CRECIMIENTO DE LA ESTRICCIÓN BAJO CONDICIONES DINÁMICAS DE CARGA

J. A. Rodríguez-Martínez^{1*}, A. Godinger², Y. Rotbaum², A. Vaz-Romero¹, D. Rittel²

¹Universiad Carlos III de Madrid, Departamento de Mecánica de Medios Continuos y Teoría de Estructuras, Avda. de la Universidad 30, Avda. de la Universidad, 30. 28911, Leganés, Madrid, España ²Faculty of Mechanical Engineering, Technion - Israel Institute of Technology Haifa 32000, Israel ^{*}Persona de contacto: jarmarti@uc3m.es</sup>

RESUMEN

Este trabajo investiga, experimental y numéricamente, la velocidad de crecimiento de estricciones en probetas cilíndricas de tracción sometidas carga dinámica. Las probetas se han mecanizado con una imperfección senoidal que abarca todo el fuste, introduciendo así una longitud de onda característica en el espécimen. Se ensayaron probetas de 6 diferentes longitudes. Medimos la evolución temporal de la sección central de las probetas, obteniendo así la velocidad de crecimiento de la estricción. La velocidad de crecimiento de la estricción aumenta de manera no-lineal con la longitud de la probeta, alcanzando un valor de saturación para las probetas más largas. Simulaciones numéricas llevadas a cabo para las velocidades de deformación obtenidas en los experimentos (900 - 2100 s⁻¹) confirman esta tendencia y demuestran que el amortiguamiento de las longitudes de onda corta es debido a los efectos multiaxiales del flujo de tensión. Simulaciones numéricas llevadas a cabo para velocidades de deformación mayores que las de los experimentos (superiores a 7500 s⁻¹), muestran que las longitudes de onda larga se amortiguan debido a los efectos inerciales. Nuestros resultados sugieren la existencia de una longitud de probeta que, cuando los efectos inerciales son relevantes, determina la velocidad máxima de crecimiento de la estricción.

PALABRAS CLAVE: Tracción dinámica, Crecimiento de estricciones, Longitud crítica e probeta, Multiaxialidad de tensiones, Inercia

ABSTRACT

The growth rate of necks formed in dynamically loaded tensile steel samples is investigated. For that purpose, a combined experimental-numerical approach has been developed. The specimens have a machined sinusoidal geometrical imperfection that covers the whole gauge, introducing a characteristic wavelength in the samples. Specimens with 6 different gauge lengths (i.e. 6 different specimen wavelengths) were tested. Using a high-speed camera, we measured the time evolution of the radial contraction of the central section of the samples (central section of the neck), thus obtaining the growth rate of the necks. The experiments showed that the speed of growth of the necks increases non-linearly with the specimen wavelength until saturation is reached for the longest tested specimens. Simulations performed for the strain rates attained in the experiments (900 - 2100 s^{-1}) confirm this trend and demonstrate that the damping of short specimen wavelengths is caused by stress multiaxiality. Simulations performed for strain rates greater than those attained in the experiments (above 7500 s^{-1}) show that long specimen wavelengths become damped by inertia at sufficiently high strain rates. Our results suggest the existence of a specimen wavelength that, when inertia effects become important, determines the maximum growth rate of dynamic necks.

KEYWORDS: Dynamic tension, Necking growth rate, Critical specimen wavelength, Stress multiaxiality, Inertia

DISCUSSION

En este trabajo hemos desarrollado una metodología combinada numérico-experimental que nos ha permitido obtener una nueva perspectiva acerca de la interacción entre la longitud de onda de la probeta \overline{L} y la tasa de crecimiento de la estricción \overline{u}_R en probetas de tracción sometidas a carga dinámica. Los experimentos se han llevado a cabo con probetas de varias longitudes en las

que se ha mecanizado una imperfección geométrica senoidal. Hemos observado que la velocidad de crecimiento de la estricción es muy baja para longitudes de onda corta (debido a los efectos de la multiaxialidad del flujo de tensión), aumenta gradualmente medida que la longitud de la probeta aumenta, y finalmente alcanza un máximo para las probetas de mayor longitud que hemos ensayado. Estableciendo una analogía entre la tasa de crecimiento de la estricción \ddot{u}_R obtenida en los

experimentos, y la velocidad de crecimiento de la perturbación $\bar{\eta}^+$ empleada en los análisis de estabilidad lineal de Molinari y colaboradores [6-7], se observa que la curva experimental ${\bar u}_R-{\bar L}$ muestra una gran semejanza con la curva ${\bar \eta}^+-{\bar L}$ obtenida analíticamente bajo carga cuasi-estática. Esto sugiere que los efectos inerciales no juegan un papel significativo en la velocidad de crecimiento de la estricción que hemos medido en los experimentos. Con el fin de comprobar esta hipótesis hemos llevado a cabo simulaciones de elementos finitos para velocidades de deformación iguales o mayores que aquellas alcanzadas en los experimentos. Las simulaciones llevadas a cabo para las velocidades de deformación de los ensayos predicen velocidades de crecimiento de la estricción acordes con los experimentos. Por otro lado, las simulaciones llevadas a cabo para velocidades de deformación superiores a las de los experimentos (superiores a 7500 s-¹) muestran que la velocidad de crecimiento de la estricción es menor para las probetas más largas debido a los efectos inerciales. A altas velocidades de deformación, el crecimiento de la estricción en las probetas de longitud de onda corta se ve amortiguado por el efecto multiaxial del flujo de tensión, y en las probetas de longitud de onda larga por el efecto de la inercia, lo que lleva al desarrollo preferente de longitudes de onda intermedias para las cuales la velocidad de crecimiento de la estricción es máxima. Cuando los efectos de la inercia son relevantes, la curva $\dot{\bar{u}}_{R} - \bar{L}$ muestra una gran semejanza con la curva $\overline{\eta}^+ - \overline{L}$ obtenida analíticamente a partir de análisis de estabilidad lineal bajo carga dinámica. Así, la combinación de resultados experimentales y numéricos que presentamos en este trabajo sugiere la existencia de una longitud crítica de onda que, cuando los efectos inerciales son importantes, determina el tamaño de las estricciones dinámicas, de acuerdo con las predicciones de los análisis de estabilidad lineal desarrollados por Molinari y colaboradores. Aunque los experimentos llevados a cabo en este trabajo suponen una validación parcial de la teoría de Molinari, todavía es necesario llevar a cabo experimentos adicionales, en los que la inercia juegue un papel más relevante, para tener una validación completa.

AGRADECIMIENTOS

JARM, AVR y DR agradecen el apoyo del programa Horizon2020 de la Unión Europea (Ciencia Excelente, Acciones Marie-Sklodowska-Curie Actions) mediante el acuerdo con la REA 675602 (Proyecto OUTCOME). JARM también agradece el apoyo del programa Horizon2020 de la Unión Europea (Ciencia Excelente, becas ERC) mediante el acuerdo con la ERCEA 777896 (Proyecto PURPOSE).

REFERENCIAS

 D. E. Grady, D. A. Benson, D. A. Fragmentation of metal rings by electromagnetic loading. *Experimental Mechanics*, 12, 393–400, 1983.

- [2] T. Hiroe, K. Fujiwara, H. Hata, H. Takahashi. Deformation and fragmentation behaviour of exploded metal cylinders and the effects of wall materials, configuration, explosive energy and initiated locations. *International Journal of Impact Engineering*, 35, 1578–1586, 2008.
- [3] S. Mercier, N. Granier, A. Molinari, F. Llorca, F. Buy. Multiple necking during the dynamic expansion of hemispherical metallic shells, from experiments to modelling. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 58, 955–982, 2010.
- [4] H. Zhang, K. Ravi-Chandar, K. On the dynamics of necking and fragmentation - II. Effect of material properties geometrical constraints and absolute size. *International Journal of Fracture*, **150**, 3–36, 2008.
- [5] N. F. Mott. Fragmentation of shell cases. *Proceedings* of the Royal Society, In Series A. 300-308,1947.
- [6] C. Fressengeas, A. Molinari. Inertia and thermal effects on the localization of plastic flow. *Acta Metallurgica*, 33, 387–396, 1985.
- [7] S. Mercier, A. Molinari. Predictions of bifurcations and instabilities during dynamic extensions. *International Journal of Solids and Structures*, 40, 1995–2016, 2003.
- [8] J. A. Rodríguez-Martínez, G. Vadillo, R. Zaera, J. Fernández-Sáez. On the complete extinction of selected imperfection wavelengths in dynamically expanded ductile rings. *Mechanics of Materials*, 62, 1–13, 2013.
- [9] J. A. Rodríguez-Martínez, G. Vadillo, J. Fernández-Sáez, A. Molinari. Identification of the critical wavelength responsible for the fragmentation of ductile rings expanding at very high strain rates. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 61, 1357–1376, 2013.
- [10] Z. Xue, A. Vaziri, J. W. Hutchinson. Material aspects of dynamic neck retardation. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 56, 93–113, 2008.
- [11] F. Zhou, J. F. Molinari, K. T. Ramesh. An elastovisco-plastic analysis of ductile expanding ring. *International Journal of Impact Engineering*, 33, 880–891, 2006.
- [12] A. Godinger, Y. Rotbaum, A. Vaz-Romero, J.A. Rodríguez-Martínez, D. Rittel. On the relation between shape imperfections of a specimen and necking growth rate under dynamic conditions. *International Journal of Engineering Science.*, 119, 278–287, 2017.

FRACTURA DE MATERIALES CERÁMICOS Y PÉTREOS

INFLUENCE OF IMPURITIES ON THE SLIDING WEAR OF CaZrO3 BASED MATERIALS

A. Silva^{1,2}, F. Booth^{1,3}, L. Garrido³, E. Aglietti³, P. Pena¹, C. Baudín^{1,*}

¹Instituto de Cerámica y Vidrio, CSIC, Kelsen 5, Madrid 28049, Spain

²Centre for Mechanical and Aerospace Science and Technologies (C-MAST-UBI), Universidade da Beira Interior, Rua Marquês d'Ávila e Bolama, 6201-001, Covilhã, Portugal

³CETMIC (Centro de Tecnología de Recursos Minerales y Cerámica, CIC-CONICET La Plata), Camino Centenario y

506, C.C.49 (B1897ZCA) M.B. Gonnet, Buenos Aires, Argentina

* Persona de contacto: <u>cbaudin@icv.csic.es</u>

RESUMEN

Se describe el comportamiento frente al desgaste deslizante de dos compuestos de $CaZrO_3$ -MgO densos y de grano fino, con diferentes niveles de impurezas. Se han realizado ensayos de pin-on-disc no lubricados a temperatura ambiente. Los parámetros del ensayo fueron 10 N como fuerza normal, 0.10-0.15 m / s como velocidades de deslizamiento y se utilizaron bolas de ZrO_2 y de acero. Se ha evaluado el coeficiente de fricción frente a la distancia de deslizamiento y el desgaste específico y se ha realizado un análisis microestructural completo de las huellas de desgaste por microscopía electrónica de barrido de emisión de campo. Se establecen las relaciones entre las microestructuras y el comportamiento de desgaste.

PALABRAS CLAVE: CaZrO₃, MgO, Desgaste, Pin-on-disc

ABSTRACT

The wear behaviour of two fine grained and dense $CaZrO_3$ -MgO composites with different levels of impurities is presented. The research has been performed using un-lubricated pin-on-disc tests at room temperature, 10 N as normal force, 0.10-0.15 m/s as sliding rates and ZrO_2 and steel counterparts. The coefficient of friction versus the sliding distance and the specific wear, together with a complete microstructural analysis of the worn surfaces by field emission scanning electron microscopy are reported. The relationships between the microstructures and the wear behaviour are established.

KEYWORDS: CaZrO₃, MgO, Wear, Pin-on-disc

1. INTRODUCTION

Calcium zirconate (CaZrO₃) is the most stable compound in the system ZrO₂-CaO. It shows high melting point (~2365 °C), high strength, high chemical inertness and excellent corrosion resistance against alkali oxides and basic slags. Due its good properties has been proposed for high temperature applications, such as refractories for metal casting and clinkers [1-4].

Moreover, due to its low thermal conductivity at high temperatures (K= 2.2 Wm⁻¹K⁻¹ at 1500 K [5]) and thermal expansion behaviour ($\alpha \approx 10.4 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ [6]) similar to yttria stabilized zirconia (YSZ), calcium zirconate is a potential candidate for severe conditions of service, such as thermal and environmental barrier coatings (TBC's, EBC's), thermal shields and

functionally graded materials (FGM's) where resistance to high temperature gradients, high pressure, water vapour, high gas velocities, corrosive environments, erosion and particles impact (sand, ash, salt) are fundamentals requirements [7-9].

Mixing zirconia with natural raw materials (limestone or dolomite), with consistent chemical composition is an attractive way for low cost production of CaZrO₃-MgO based materials. In this sense, dolomite based ceramics with heterogeneous microstructures have been investigated as a promising refractories for the production of steel and cement [1,2,10].

In a previous work [11], two natural dolomites (one DB with low amount of silica glass < 2 wt.%, and other DN, with medium amount of silica glass SiO₂ \approx 10 wt.%)

were mixed with ZrO_2 and the reaction sintering to reach fine grained and dense $CaZrO_3$ -MgO based composites to be used as structural materials was investigated.

In this work, a comparison between the sliding wear behaviour of these two $CaZrO_3$ -MgO composites against ZrO_2 and steel counterparts is done. Full characterisation of the behaviour of the materials under un-lubricated pin-on-disc tests at room temperature, using 10 N as normal force, and 0.10-0.15 m/s as sliding rate is reported elsewhere [12-13]. The relationships between the two microstructures and the wear behaviour was investigated in order to analyze the potential influence of the impurities -associated residual silica glasses- in the wear mechanisms of these materials.

2. EXPERIMENTAL

The starting materials were two natural Argentinean dolomites (DB with SiO₂< 2 wt.%, and DN of SiO₂= 10.2 wt.%) and a commercial monolithic m-ZrO₂ (Saint Gobain - Zir Pro, China). The powders were mixed (1:1 mol). Mixing and milling was done by attrition milling (4h) in isopropyl alcohol with ZrO₂ balls, dried at 60 °C (24h), unidirectional pressed at 20 MPa into cylinders (ϕ = 10 mm, t= 8 mm) and sintered at 1450 °C (2h). Complete processing and chemical analysis, obtained by X-ray fluorescence technique (Philips, MagiX PW 2424, Netherlands), was reported elsewhere [11].

The surfaces to be subjected to sliding during the wear tests were diamond polished down to 3 μ m, cleaned using ethanol and dried. In order to understand the behavioural differences between the materials (DNZ and DBZ), fully characterisation of roughness of polished surfaces prior to testing was performed by atomic force microscope, AFM (Cervantes, Nanotec Electrónica, Spain) and the roughness was quantitatively evaluated in terms of the Root Mean Square (RMS) values.

Wear tests were performed on a pin-on-disk tribometer (tribotester UMT-3, CETR, Bruker, USA). The counter bodies were balls of 6.3 mm diameter made of stainless steel 440, \approx 748 HV (MatWeb, www.matweb.com), and ZrO2, \approx 1300 HV (Hightech ceram Dr. Steinman, htc-YPSZ1, Germany). All tests were performed at room temperature under a normal force of 10 N at sliding speeds of 0.1 and 0.15 ms⁻¹. The track radius varied from 2 mm (0.1 ms⁻¹) to 5 mm (0.15 ms⁻¹), the frequency of contact was 7.96 Hz (0.1 ms⁻¹) and 4.77 Hz (0.15 ms⁻¹) and the total sliding distance was equal

to 500 m for all tests. During each test, the coefficient of friction (COF) was continuously recorded.

The microstructural characterization of the "as polished" surfaces as well as the wear tracks was performed by scanning electron microscopy (SEM, Hitachi TM-1000, Japan) and field emission gun scanning electron microscopy with analysis by dispersive energies (FE-SEM-EDS, Hitachi, S-4700, type I, Japan). The volume of removed material was quantified using a contact profilometer (Bruker Dektak XT) by scanning the surface perpendicular to the wear track. First, four 2D profiles of sections of the wear track at 0, 90, 180 and 270° were done and the average of the hollow surfaces of the four profiles was calculated. The total wear volume after testing was then calculated by multiplying this average by the circumference of the wear track, in agreement with the standard ASTM G99. The specific wear rates K (mm³N⁻ $^{1}m^{-1}$) were then calculated according to equation (1).

$$K=V/(F\times S) \tag{1}$$

where V is the volume of removed material (mm³), F the normal load (N) and S the sliding distance (m).

3. RESULTS

The complete microstructural characteristics of the studied materials are reported elsewhere [11]. Material DBZ was dense (4.36 \pm 0.04 g/cm³; \approx 100% R.D.) and homogeneous. Major crystalline phases were CaZrO₃ (75.4 \pm 0.5 wt.%) and MgO (18.8 \pm 0.4 wt.%); c-ZrO₂ (Ca_{0.15}Zr_{0.85}O_{1.85}, 2.2 \pm 0.1 wt.%) and merwinite (Ca₃Mg(SiO₄)₂, 3.7 \pm 0.3 wt.%) were present as minor phases. The DNZ material also presented high density (4.20 \pm 0.03 g/cm³; 97 \pm 1% R.D.) and the constituent phases were homogeneously distributed. Major crystalline phases were CaZrO₃ (54.0 \pm 0.9 wt.%), c-ZrO₂ (Ca_{0.15}Zr_{0.85}O_{1.85}, 17.5 \pm 0.5 wt.%) MgO (16.2 \pm 0.5 wt.%) and merwinite (Ca₃Mg(SiO₄)₂, 11.5 \pm 1.2 wt.%). Ca₂SiO₄ was present in a very low amount (0.66 \pm 0.3 wt.%) as minor phase.

Fig. 1 shows the evolution of the coefficient of friction (COF) with the sliding distance for the two different testing conditions used. The behaviours of both materials (Fig. 1 a and b) are similar for the tests performed with ZrO_2 balls, were the COF attained constant values (0.65 and 0.7, for DNZ and DBZ, respectively) independent of the sliding rate after short running-in stages (\approx 70 m).

When tested against steel balls materials presented large differences. The COF increased continuously (0.8 to 0.9) for DBZ specimens tested at both rates (Fig. 1a). For DNZ tested at the lowest rate (0.1 ms⁻¹), the COF increased continuously (from 0.6 to 0.75) through the whole sliding distance while it reached a constant value (≈ 0.85) after a short distance (70 m) when the testing rate was 0.15 ms⁻¹ (Fig. 1b).



Figure 1. Results of sliding tests for the studied material tested with steel and ZrO₂ ball. (a) DBZ. (b) DNZ.

Table 1 shows the specific wear (K) for the four experimental conditions used. For all combinations (material composition and sliding rate), specific wear for tests performed using ZrO_2 balls are significantly larger ($\approx x10$) than when steel balls were used. For DNZ, values increase significantly with the sliding rate for both kinds of balls while they remained practically similar for DBZ. The highest wear rate is found for DNZ tested against ZrO_2 at the highest rate.

		Counterbody		
Material	Sliding rate	Steel	ZrO ₂	
	(ms ⁻¹)	(x10 ⁻⁵	(x10 ⁻⁴	
		mm ³ /Nm)	mm ³ /Nm)	
DBZ	0.10	6.8-11.2	3.6 - 5.0	
	0.15	6.5 - 8.6	3.8 - 5.8	
DNZ	0.10	3.6-6.7	7.0-8.5	
	0.15	9.0-13.7	14.9-15.1	

Table 1. Specific wear for the studied materials.

The characteristic microstructural features of the wear tracks are summarised in figures 2 and 3. Microstructural modifications were similar for

specimens tested using different sliding rates. In order to understand the microstructural changes, the microstructure of the borders of the wear tracks (transition regions) was analysed separately from that of the central parts.



Figure 2. Microstructural features in the wear tracks in the specimens tested with ZrO_2 balls. (a) DBZ, central part (b) DNZ, central part (c) DBZ, transition (d) DNZ, transition region



Figure 3. Microstructural features in the wear tracks of specimens tested with steel balls. (a) DNZ, central part. (b) DBZ, transition region

For both materials tested using ZrO_2 balls (Fig. 2), flat compacted surfaces and zones with un-compacted debris particles were observed thorough the whole tracks. The compacted surfaces, which covered the major part of the tracks, presented cracks perpendicular to the sliding direction and some abrasion grooves. Large zones of small (< 1µm) debris particles together with rounded particles were found.

Table 2. Comparison between the original and the wear track composition of the studied materials. EDX analysis.

Material		Composition			
		ZrO ₂	MgO	CaO	SiO ₂
	weartrack	50-58	16-22	25-28	-
DBZ	original material	54.7	18.0	26.1	-
	weartrack	55-59	20-22	17-24	6-9
DNZ	original material	55.57	15.90	23.84	4.69

In all specimens tested using steel balls, flat compacted surfaces and zones with un-compacted debris particles were observed in both regions of the tracks (Fig. 3). Higher magnification of the compacted areas revealed heavily smeared surfaces with abrasion grooves. Details of the transition areas (Fig. 3b) revealed compact layers and debris particles and practically no original material was observed. In the central part of the tracks, large areas of the original material showing mixed transintergranular fracture were observed (Fig. 3a).

In both materials and both kinds of balls, the relative amounts of material components in the different zones of the wear tracks (Table 2) were similar to those of the original material [11]. In the specimens tested using steel, significant amounts of Fe (\sim 12 wt.% for DBZ and 5-7 wt.% for DNZ) were detected in the tracks, especially in the compacted areas.

4. DISCUSSION

The specific wear and COF values obtained in this work Table 1and figure 1 are in the range of those reported for other structural ceramics tested using nominally the same experimental conditions. In particular, specific wear from 10^{-5} to 10^{-4} mm³N⁻¹m⁻¹ were reported for Y₂O₃-stabilised ZrO₂ (3Y-TZP) sliding against steel [14]. For 3Y-TZP sliding against zirconia balls, specific wear from 10^{-3} to 10^{-4} mm³N⁻¹m⁻¹ and COF= 0.55 - 0.65 have been reported [15].

The high specific wear values $(x10^{-4} \text{ and } x10^{-5} \text{ mm}^3/\text{Nm})$ reached by the specimens tested using both kinds of balls correspond to the occurrence of severe wear related to brittle fracture. Debris particles and detached grains were present in the wear tracks of all specimens (Figs. 2 and 3) [17]. However, most part of the wear tracks was constituted by compacted layers with grooves and no large cavities were observed in the tracks, which would correspond to the mild wear stage.

There was no preferential wear of any phase in the materials, as revealed by the coincidence of the relative amounts of phases in the wear tracks and the original materials.

For specimens tested using ZrO_2 (Fig. 2 a-b) the discontinuous aspect of the compacted layers, with high volume of debris particles and scratches in the sliding direction (Fig. 2 c-d), indicates that they were unstable. The compacted layers are formed by mechanical pressure of the debris particles against the ceramic surfaces during the ZrO_2 ball sliding. These layers fill the voids and promote smooth tracks, with many deep fissures mainly perpendicular to sliding, as observed in other ceramic systems [16].

The worn surfaces of specimens tested with steel balls showed a considerable amount of iron. This fact indicates that here is material transferred from the balls to the tested surfaces due the high temperature of friction and mutual chemical compatibility. This reaction is a combination of adhesion and ploughing processes.

Table 3. Grain sizes, amount of glass and hardness and Young modulus of the studied materials. [11]

	Material	DBZ	DNZ
	CaZrO ₃	2 - 6	2 - 15
Grain size (µm)	c-ZrO ₂	≈2.5 µm	1 - 2
	MgO	3 - 3.5	1 - 4
SiO ₂ glassy phase	(wt.%)	3.7 ± 0.3	12.16 ± 1.5
Mechanical	H (GPa)	10 ± 1	9±3
Properties	E(GPa)	220 ± 10	199 ± 29

The adhesion mainly occurred because of the chemical reaction between the sample surface and the counterpart, while the ploughing was mainly due to the entrapment of debris particles [16]. In these specimens, the amount of debris particles is lower (Fig. 3) due to the protection of the surface of the original material by the third body layer, thus, limiting the associated pull out [17].

In order to understand the differences in the relative wear of the studied materials, the microstructural characteristics and the mechanical properties summarised in table 3 should be analysed.

DNZ material with larger grains and lower hardness presents higher specific wear, in particular for the highest sliding speed (0.15 ms⁻¹) and the zirconia counterpart, where severe wear by fracture dominates. In the first stage of damage, DBZ material, with higher hardness, will experience lower plastic-damage, thus, lower plasticity-induced tensile stresses which are responsible for the onset of microcracks. Moreover, the average size of the flaws, which are the initiation sites of the wear-induced fracture, and the stress intensity factor acting on them, scale with the grain size [18-20], therefore, they will be smaller for DBZ. Both factors, i.e: lower plastic deformation and lower proneness to fracture lead to the higher wear resistance of DBZ as compared to DNZ.

5. CONCLUSIONS

The sliding wear behaviour of two CaZrO₃-MgO materials with different impurities has been analysed. For both materials, the friction coefficients were higher for ceramic/metal pairs than in the ceramic/ceramic pairs while the specific wears were significantly higher when ceramic/ceramic pairs were used.

In ceramic/metal pairs a stable cermet layer is formed as a result of the reaction between the counterpart of steel and the debris particles from fracture surface. This layer protects the surface of the original material reducing frictional force between the contact surfaces. In ceramic/ceramic pairs a discontinuous and unstable layer forms due to the mechanical pressure of the debris particles against the ceramic surface. The detachment of this layer leads to further damage.

The higher hardness and lower grain sized material presented higher resistance to wear damage.

ACKNOWLEDGEMENTS

This work was performed in the frame of the CYTED network HOREF (312RT0453) and was supported by projects MINECO MAT2013-48426-C2-1-R and CSIC. PIE 201660E097. Abílio P. Silva acknowledges the financial support of JECS Trust through mobility Contract 2015 97 and Instituto de Cerámica y Vidrio - CSIC.

REFERENCES

[1] J.L. Rodriguez, C. Baudín, P. Pena, Relationships between phase constitution and mechanical behaviour in MgO-CaZrO3-calcium silicate materials, J. Eur. Ceram. Soc. 24, 669-679, 2004.

[2] S. Serena, M.A. Sainz, A. Caballero, The system Clinker-MgO-CaZrO₃ and its application to the corrosion behavior of CaZrO₃/MgO refractory matrix by clinker, *J. Eur. Ceram. Soc.* **29**, 2199-2209, 2009.

[3] S. Schafföner, C.G. Aneziris, H. Berek, J. Hubálková, A. Priese, Fused calcium zirconate for refractory applications, *J. Eur. Ceram. Soc.* **33**, 3411-3418, 2013.

[4] C. Yuan, X. Cheng, P.A. Withey, Investigation into the use of $CaZrO_3$ as a facecoat material in the investment casting of TiAl alloys, *Mater. Chem. Phys.* **155**, 205-210, 2015.

[5] P.S. Murti, M.V. Krishnaiah, Investigation of the thermal conductivity calcium zirconate, *Mater*. *Chem. Phys.* **31**, 347-350, 1992.

[6] M.D. Mathews, E.B. Mirza, A.C. Momin, High temperature X-ray diffractometric studies of CaZrO₃, SrZrO₃and BaZrO₃, *J. Mater. Sci. Lett.* **10**, 305–306, 1991.

[7] Z. Huda, P. Edi, Materials selection in design of structures and engines of supersonic aircrafts: A review, Mater. Design 46 (2013) 552-560.

[8] D.R. Clarke, M. Oechsner, N.P. Padture, Thermal-barrier coatings for more efficient gas-turbine engines, *Mater. Res. Soc. Bull.* **37**, 891-898, 2012.

[9] M.S. EL-Wazery, A.R. EL-Desouky, A review on functionally graded ceramic-metal materials, *Mater*. *Environ. Sci.* **6**, 1369-1376, 2015.

[10] J.L. Rodríguez, P. Pena, Obtención de materiales de magnesia - circonato cálcico - silicato dicálcico por sinterización reactiva de mezclas de dolomita - circón. Estudio del procesamiento, *Bol. Soc. Esp. Ceram. V.* **40**, 461-469, 2001.

[11] F. Booth, L. Garrido, E. Aglietti, A. Silva, P. Pena, C. Baudín, CaZrO₃-MgO structural ceramics obtained by reaction sintering of dolomite-zirconia mixtures, *J. Eur. Ceram. Soc.* **36**, 2611-2626, 2016.

[12] A.Silva, F. Booth, L.Garrido, E. Aglietti, P.Pena and C. Baudín, Influence of phase composition on the sliding wear of composites in the system CaZrO3–MgO–ZrO2 against ZrO2 and steel, *Theor. and Appl. Fract. Mech.* **85**, 125–133, 2016.

[13] A.Silva, F. Booth, L.Garrido, E. Aglietti, P.Pena and C. Baudín, Sliding wear of CaZrO3-MgO composites against ZrO2 and steel, *J. Eur. Ceram. Soc.* **37**, 297–30, 2017.

[14] K. Kameo, K. Friedrich, J.F. Bartolomé, M. Díaz, S. López-Esteban, J.S. Moya, Sliding wear of ceramics and cermets against steel, *J. Eur. Ceram. Soc.* **23**, 2867-2877, 2003.

[15] M.S. Suh, Y.H. Chae, S.S. Kim, Friction and wear behavior of structural ceramics sliding against zirconia, *Wear* **264**, 800-806, 2008.

[16] C. Baudín, A. Tricoteaux, H. Joire, Improved resistance of alumina to mild wear by aluminium titanate additions, *J. Eur. Ceram. Soc.* **34**, 69-80, 2014.

[18] M.A. Moore, F.S. King, Abrasive wear of brittle solids, *Wear* **60**, 123-140, 1980.

[19] A.G. Evans, T.R. Wilshaw, Quasi-static solid particle damage in brittle solids-I. Observations, analysis and implications, *Acta Metall Mater* **24**, 939-956, 1976.

[20] S.J. Cho, B.J. Hockey, B.R., Lawn, S.J. Bennison, Grain-size and R - curve effects in the abrasive wear of alumina, *J. Am. Ceram. Soc.* **72**, 1249-52, 1989.

ESTUDIO COMPARATIVO DEL COMPORTAMIENTO A CORTANTE DE HORMIGONES REFORZADOS CON FIBRAS DE POLIOLEFINA Y FIBRAS DE ACERO

Á. Picazo¹, M. G. Alberti², A. Enfedaque², J. C. Gálvez^{2*}

 ¹Escuela Técnica Superior de Edificación, Universidad Politécnica de Madrid Avda. Juan de Herrera, 6, 28040, Madrid, España
 ²Escuela Técnica Superior de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos, Universidad Politécnica de Madrid C/ Profesor Aranguren, 3, 28040, Madrid, España
 * Persona de contacto: jaime.galvez@upm.es

RESUMEN

El hormigón reforzado con fibras (HRF) es una alternativa estructural al refuerzo tradicional del hormigón mediante barras de acero. Para considerar la función estructural de las fibras estos hormigones deben cumplir con unos valores mínimos de resistencia residual en ensayos de fractura en flexión según establecen diferentes normativas. El objetivo de la presente investigación es estudiar el comportamiento en fractura en Modo II de HRF utilizando fibras de poliolefina (HRFP) y fibras de acero (HRFA) y comparar los resultados obtenidos con las formulaciones analíticas propuestas en ciertas normativas. Para ello, se realizó una campaña experimental mediante ensayos de fractura en modo II tipo "push-off" sobre probetas de HRFP y HRFA. Se evaluó la resistencia a cortante y se estudiaron los patrones de creación y propagación de fisuras mediante vídeo-extensometría. Se observó la influencia positiva de las fibras de acero durante la fase inicial de carga de los ensayos aumentando la resistencia del material. En la fase de descarga el HRFA mostró resistencias residuales superiores al HRFP hasta una determinada abertura de fisura, a partir de la cual las fibras de poliolefina mejoraron el refuerzo proporcionado por las fibras de acero.

PALABRAS CLAVE: Hormigón reforzado con fibras (HRF), cortante, ensayos push-off, vídeo-extensometría.

ABSTRACT

Fibre reinforced concrete (FRC) is an attractive alternative to traditional rebar for the structural reinforcement of concrete elements. In order to consider the contribution of the fibres in the structural design, FRC must meet certain requirements established in Concrete Structural Codes. Such requirements are based on the results of bending fracture tests and the residual tensile strengths obtained from them. The objective of this research was to compare the experimental results of FRC reinforced with polyolefin (PFRC) and steel (SFRC) fibres in mode II with that computed according to the analytical formulations of the standards. With that aim, an experimental campaign by means of "push-off" tests under mode II using PFRC and SFRC specimens was performed. It studied the shear strength and, through digital image correlation, the nucleation and growth of cracks in the concrete specimen. With the results obtained, it was concluded that during the initial loading branch of the tests, SFRC had positive impact respect to the maximum average strength obtained. During the residual branches, SFRC specimens showed higher residual load-bearing capacity up to certain crack openings at which PFRC specimens surpassed SFRC results.

KEYWORDS: Fibre reinforced concrete (FRC), shear, push-off test, digital image correlation.

INTRODUCCIÓN

El hormigón cuando se emplea junto con barras de acero corrugadas constituye el hormigón armado que se ha convertido en el principal material empleado en la construcción de edificación e infraestructuras. Aporta ventajas económicas y excelentes cualidades mecánicas cuando se compara con otros materiales [1]. Cabe citar que el hormigón sin reforzar muestra una baja resistencia a tracción, presenta una elevada fragilidad y también una baja ductilidad [2], lo que indica que dispone de una reducida capacidad de absorción de energía, produciéndose colapsos súbitos. Estos motivos han justificado el desarrollo de técnicas de refuerzo del hormigón, como la tradicional de refuerzo con acero pasivo o activo y más actualmente el desarrollo del hormigón reforzado con fibras de acero, vidrio, acrílicas, aramida, carbono, poliéster, polipropileno, poliolefina impregnada con resina, etc.

Esta nueva técnica en materiales de base cementicia con fibras de refuerzo nació en los años sesenta del siglo XX mediante la adición de fibras metálicas a la matriz del hormigón [3]. Desde entonces se han llevado a cabo muchas investigaciones en torno a esta técnica. Las fibras sintéticas de poliolefina, que han sido desarrolladas recientemente, se han abierto camino en este mercado de hormigones reforzados, pero en el momento actual el conocimiento y la experiencia práctica sobre ellas es muy inferior al existente sobre fibras de acero. Según investigaciones previas, el uso de estas nuevas fibras sintéticas ha demostrado ser una alternativa muy atractiva a las fibras de acero, con importantes resistencias residuales, mejorando los sistemas de producción y puesta en obra y siendo también estables químicamente [4]. No hay que perder de vista que estas fibras están aceptadas como fibras estructurales en las normativas actualmente vigentes como la EHE-08 y el Código Modelo 2010 [5, 6] pudiendo tenerse en cuenta su contribución al comportamiento del material en el cálculo estructural. Por todo ello existe un creciente interés en conocer sus propiedades mecánicas.

Con carácter general, la adición de fibras en el hormigón puede tener finalidad, estructural o no, dependiendo de si las capacidades mecánicas que aportan las fibras se consideran en el cálculo de los elementos resistentes. Independientemente de ello, la inclusión de fibras en la masa del hormigón puede evitar la retracción por fisuración a temprana edad [7], además de mejorar el control de la fisuración endógena durante las primeras horas de puesta en obra del hormigón.

En obras recientes se ha demostrado que los HRF son apropiados para elementos estructurales [8, 9]. Así, es posible considerar la contribución estructural de las fibras siempre que se cumplan ciertos requisitos marcados por las diferentes normativas, lo que permite sustituir total o parcialmente el refuerzo tradicional de barras de acero.

En este momento tanto las fibras de acero como las de poliolefina están consideradas como fibras estructurales. Para alcanzar este carácter estructural las normas exigen ciertos valores de resistencia residual, según el ensayo descrito por la norma EN-14651 [10]. Los valores exigidos de resistencia a la tracción por flexión han sido estudiados con anterioridad tanto en los HRFA como en los HRFP [11, 12]. Sin embargo, el diseño estructural implica también conocer la contribución a cortante de las fibras, existiendo aún ciertas incógnitas relativas al comportamiento en fractura en Modo II de los HRF.

Aunque los estudios llevados a cabo para conocer el comportamiento del hormigón en modo II son amplios y variados, todavía existe mucha incertidumbre en la forma de cuantificar los mecanismos resistentes del hormigón en relación a dicho esfuerzo. Es momento de recordar los mecanismos que se movilizan en un elemento de hormigón fisurado a cortante: tensiones tangenciales en la zona de hormigón no fisurada (cabeza comprimida de la viga), engranamiento de los áridos (aggregate interlock o crack friction), efecto pasador de la armadura longitudinal (dowel action), efecto arco (arch action) y tensiones residuales de tracción en las fisuras (residual tensile stress across cracks) [13].

Hay que destacar que si se compara el hormigón con el refuerzo tradicional mediante armadura de cercos frente a los HRF, los hormigones fibro-reforzados tienen una menor tenacidad y resistencia a cortante [14]. Sin embargo, la apertura de fisura en los HRF se ve reducida con respecto a los hormigones convencionales. El enlace mediante las fibras del hormigón impide la apertura de la fisura, por lo que el efecto de engranamiento de los áridos a cortante es en todos los casos de valor superior en los hormigones con fibras.

OBJETIVOS

El principal objetivo del presente estudio es analizar el comportamiento en rotura en modo II de hormigones reforzados con fibras de poliolefina. Para ello se realizó una campaña de ensayos tipo "push-off" [15] con el fin de aportar criterios o datos de diseño a cortante con dicho material. El ensayo "push-off", como se muestra en la Figura 1, es un ensayo realizado con probetas de pequeñas dimensiones. Los parámetros a determinar son la carga aplicada, la abertura de las entallas y el desplazamiento a cortante. Con esos parámetros principales, y conociendo la sección resistente, se pueden obtener las tensiones promedio para un determinado desplazamiento y/o apertura de fisura, lo que permite comparar entre sí los diferentes tipos de hormigón y también el efecto de la dosificación de fibras empleada. Igualmente es posible obtener la tensión de rotura y la energía de fractura. La probeta para estos ensayos tipo "push-off" es, de forma general, un prisma con dos entallas que forman una zona de ligamento en el centro de la misma, sobre la cual se aplica la carga, generando esfuerzos de cortante. Se pretende conseguir una concentración de tensiones rasantes en la sección de ligamento de unión, induciendo la falla de la probeta en modo II.

Otra consideración a tener en cuenta para estudiar de manera adecuada el comportamiento de elementos estructurales, es poder medir las deformaciones que se producen en éstos cuando están sometidos a diversos tipos de solicitaciones. Esto permite conocer la relación entre las cargas aplicadas y las deformaciones producidas, pudiéndose definir las propiedades mecánicas del material. En el caso de los materiales frágiles es de gran interés complementar los instrumentos convencionales de toma de datos durante el ensayo con otras técnicas que permitan generar mapas de deformaciones para visualizar de forma más concreta cómo se comportan en fractura. Una técnica que permite obtener estos resultados es la correlación digital de imágenes o video-extensometría [16], que registra el mapa de deformaciones de la superficie de una probeta generado durante un ensayo mecánico. Es importante indicar que esta técnica no modifica de ninguna manera las condiciones de contorno del ensayo ya que no se produce contacto físico con la probeta.



Figura 1. Ensayo "push-off".

En el presente estudio se buscó evaluar el comportamiento de HRF en modo II mediante ensayos de tipo "push-off". Para ello se emplearon hormigones ensayados previamente a flexión en tres puntos. Por lo tanto, se conocían sus características en estado fresco y endurecido. Se emplearon probetas de HRFP con cuantías de 6, 7,5 y 10 kg/m³ de dos tipos de hormigones autompactante y vibrado. En el caso de los HRFA las cuantías fueron de 50 y 70 kg/m³. Con estos hormigones se consiguió obtener información relevante respecto del instante en el que se produce la fisuración y también se registró la pérdida de la rigidez inicial de las probetas. Además, se obtuvieron las curvas que muestran el comportamiento post-fisuración de los hormigones reforzados con fibras.

CAMPAÑA EXPERIMENTAL

Las probetas de esta campaña experimental se obtuvieron a partir de las mitades resultantes de los ensayos previos de resistencia a la tracción por flexión con probetas entalladas de los diferentes tipos de hormigón, según se muestra en la Figura 2. Durante los ensayos a flexión, el daño se localiza principalmente en la zona cercana a la sección central entallada, por lo que el resto de la probeta se puede considerar que no ha estado sometida a esfuerzos previos que hayan reducido la capacidad mecánica del material.

Para llevar a cabo los ensayos "push-off" se mecanizaron probetas prismáticas de 270x150x150 mm³, a las cuales se realizaron dos entallas de 75 mm de profundidad en dos lados opuestos. Para monitorizar la abertura de las entallas durante los ensayos se dispusieron dos LVDT que permitieron conocer el movimiento relativo entre entallas y detectar cualquier rotación de la probeta durante el ensayo. El ensayo mecánico se complementó con el sistema de vídeoextensometría que permitió registrar la aparición y desarrollo de las fisuras a lo largo del mismo.



Figura 2. Obtención de probetas "push-off".

Las probetas se ensayaron en una máquina Instron® 8803 con capacidad máxima de carga de 500 KN. Para aplicar la carga sobre las probetas se emplearon dos barras de acero de sección cuadrada de 10 mm de lado, colocadas encima y debajo de la probeta con el fin de concentrar las tensiones en el ligamento entre entallas. Un detalle de gran importancia en el ensayo es que las barras de carga y las puntas de las entallas coincidan en un mismo plano vertical, para conseguir esta correcta alineación se empleó un nivel láser que permitió centrar las dos barras de acero en el plano vertical de unión entre entallas. Los ensayos fueron controlados mediante el desplazamiento del actuador, a una velocidad constante de una micra por segundo.

RESULTADOS Y ANÁLISIS

Para poder comparar los comportamientos de los diferentes hormigones se ha empleado el valor de la tensión media a cortante, obtenida según la expresión (1), obtenida como la relación entre la carga aplicada y la sección resistente de la probeta, o sección de ligamento.

$$\tau_{med} = C/_S \tag{1}$$

Siendo C (kN) la carga aplicada y s (mm²) la sección de ligamento.

En la Tabla 1 se muestran los resultados obtenidos en los ensayos. En esta tabla se indican para cada tipo de hormigón el número de probetas ensayadas, la media de la tensión máxima y el número de fibras contadas en la sección resistente. Todos los valores se acompañan de sus respectivos coeficientes de variación.

Si indicamos los valores tensión media a cortante frente a desplazamiento obtenemos el gráfico que se puede ver en la Figura 3. Se puede observar que los diferentes hormigones tienen una rama ascendente lineal, asociada a la resistencia del hormigón sin reforzar, excepto en el caso de los HRFA, donde el valor de carga máxima sube ligeramente en relación al hormigón sin fibras. Además, se debe indicar que los HRFP con 6 y 7,5 kg/m³ de fibras estaban realizados con un hormigón de baja resistencia, en tanto que el HRFA tenía una resistencia a compresión más elevada que el resto de los hormigones estudiados. Respecto del comportamiento a cortante de los HRFP de 6 y 7,5 kg/m³ se puede decir que presentan un comportamiento muy parejo, pudiendo concluir que el pequeño aumento de dosificación de fibras, con la misma matriz de hormigón, no varía la resistencia a cortante. Análogamente, los dos HRFP con 10 kg/m³ no muestran variaciones apreciables entre ellos. Por otro lado, si se estudian los HRFA los resultados resultan significativamente superiores. Los motivos son: por un lado, el empleo de un hormigón con mejores propiedades mecánicas y, por otro lado, en lo referente a las fibras, la diferencia entre los valores obtenidos por los dos HRFA difieren únicamente en la cantidad de fibras que poseen. Por ello, la razón de la diferencia entre la resistencia de uno y otro es solo achacable a la variación en la cuantía de fibras.

Tabla 1. Valores de la media de la tensión máxima, número de fibras en la sección resistente y número de probetas ensayadas. Los valores se acompañan de su correspondiente coeficiente de variación.

	τ_k	Fibras	N°
	(MPa)	(ud)	probetas
HRFA 50	12,16	45	2
	(0,17)	(0,26)	
HRFA 70	17,37	67	2
	(0,01)	(0,39)	
HRFP 6	5,19	47	4
	(0,09)	(0,11)	
HRFP 7,5	4,93	67	4
	(0, 14)	(0,29)	
HRFP AC	9,70	57	3
10	(0,01)	(0,20)	
HRFP V 10	7,93	67	2
	(0,08)	(0,02)	

Si miramos con más detalle la Figura 3 podemos observar los diferentes comportamientos durante la rama de descarga. Si hablamos de los HRFP con 6 y 7,5 kg/m³ de fibras se produce un comportamiento muy dúctil, tras el fallo de la probeta, con una pérdida de carga muy poco pronunciada manteniéndose la descarga suave hasta la finalización de los ensayos. Al analizar las probetas con 10 kg/m³, tras el fallo inicial del elemento, se produce una rama de descarga mucho más pronunciada que en el caso de los HRFP con menos cuantía de fibras. Esta rama de descarga se convierte, en la tercera fase del ensayo, en una rama de descarga suave, manteniéndose ese comportamiento hasta desplazamientos a cortante de más de 5 mm. Analizando los resultados obtenidos en los HRFA se observa que se produce la rotura de la probeta para un

desplazamiento a cortante mayor y que después aparece una rama de descarga pronunciada hasta alcanzar desplazamientos de 0,7 a 1 mm. A partir de ese punto el comportamiento es similar al de los HRFP hasta el final del ensayo, siendo esta tercera rama de descarga suave.



Figura 3. Gráfica general tensión media a cortante – Desplazamiento a cortante.

Es también relevante estudiar la tenacidad de los elementos estudiados. Tras obtener las curvas tensióndesplazamiento, se calculó la energía disipada por los hormigones. En la Tabla 2 se muestran los resultados medios de todos los tipos de hormigones ensayados. Además, también se incluyen las tensiones tangenciales que mantienen los HRF para diversos desplazamientos.

Tabla 2. Energía disipada hasta 6mm de desplazamiento a cortante y resistencias residuales para desplazamientos de 2,5 y 3,5 mm.

	G _F	τ_k	τ_k
	(N/m)	2,5mm	3,5mm
		(MPa)	(MPa)
HRFA 50	10400	0,89	0,69
HRFA 70	17554	1,61	1,32
HRFP 6	7621	1,04	0,90
HRFP 7,5	9834	1,44	1,21
HRFP AC 10	7913	1,15	0,83
HRFP V 10	9899	1,70	1,34

VÍDEO-EXTENSOMETRÍA

Con el fin de estudiar en profundidad los mecanismos de fractura en modo II que tienen lugar en los ensayos "push-off" se han complementado éstos con vídeoextensometría. Los ensayos fueron grabados con dos cámaras de alta definición a un fotograma por segundo, lo que permitió sincronizar los datos recogidos por la máquina de ensayo con la vídeo-extensometría y correlacionar las imágenes con las cargas y desplazamientos registrados. Esta asociación de datos permite obtener, en un instante dado, la carga aplicada a la probeta y el mapa de deformaciones generados. Esta técnica muestra la aparición y desarrollo de las fisuras en el hormigón, permitiendo observar los diferentes patrones de fisuración.

Empezando con las probetas de HRFA, cabe indicar que en la rama de carga se aprecia una ligera variación de la pendiente en el momento de la aparición de la primera fisura, que aparecen en rojo en la Figura 4, correspondiente a la variación de rigidez que se aprecia en la Figura 3. Las fisuras que aparecieron fueron pequeñas en la zona cercana al área de ligamento y mostraron una marcada inclinación. Además, se generaron dos fisuras en la zona central de las entallas provocadas por flexión que, a lo largo del ensayo, fueron cerrándose. Sin embargo, la fisura principal creció hasta comunicar las puntas ambas entallas.



Figura 4. Probeta HRFA 50 en el momento de la pérdida de rigidez.

Respecto al análisis de los HRFP con matriz de bajas características mecánicas y cuantías de fibras de 6 y 7,5 kg/m³; las fisuras se generaron en la punta de la entalla superior o inferior. Desde ese momento crecieron en dos direcciones, una vertical entre las puntas de las entallas y otra, en pequeñas fisuras, con una cierta inclinación. Esto puede verse en la Figura 5 que muestra una probeta con 6 kg/m³ de fibras en el momento de la aparición de la fisura inicial. En este caso, la fisura arrancó en la punta de la entalla inferior y progresó hacia la punta de la superior. La inclinación de la fisura también se aprecia en las zonas rojizas que se corresponden con las fisuras.



Figura 5. Probeta HRFP 6 en el momento de fisuración.

En el caso de los HRFP con 10 kg/m³ de fibras (vibrado y autocompactado), los patrones de fisuración resultaron muy similares. En los dos hormigones las fisuras aparecieron a lo largo de la sección del ligamento, produciéndose igualmente fisuras a flexión en la zona central de las entallas. Al igual que en los HRFA estas fisuras de flexión se reducen hasta resultar imperceptibles por el sistema de vídeo-extensometría. En la Figura 6 se muestra el momento de la aparición de las fisuras iniciales. En la imagen se aprecian cuatro fisuras: dos grietas verticales en la dirección marcada entre las puntas de las entallas.



Figura 6. Probeta HRFP V 10 en el momento de aparición de las fisuras.

CONCLUSIONES

La campaña experimental permitió obtener un diseño válido de ensayos de fractura en Modo II de HRFA y HRFP que suministraron resultados importantes sobre el comportamiento del HRF frente a cortante (Modo II). Se emplearon probetas obtenidas de las mitades restantes de los ensayos de resistencia a la flexión en tres puntos, según la norma EN14651. La combinación de los ensayos a Modo I y II permitió un análisis exhaustivo del comportamiento mecánico del material.

Los valores máximos de las tensiones a cortante están claramente asociados a las propiedades de la matriz del HRFP. Sin embargo, en el caso de los HRFA la presencia de fibras mejora dicha resistencia a cortante. Los valores de las tensiones residuales a cortante están asociadas también con la dosificación de las fibras. Los datos obtenidos de la resistencia a cortante de los HRF plantean la posibilidad de la sustitución del clásico refuerzo a cortante mediante cercos por HRF.

El comportamiento de los HRF a cortante mostró unos procesos de fractura con apreciable ductilidad, mejorando en gran medida a la del hormigón sin fibras. Los ensayos mostraron que se pueden producir valores elevados de desplazamiento a cortante sin el colapso del material gracias a la aportación de las fibras.

Por último, cabe señalar que el uso de la técnica de vídeo-extensometría permite mostrar los patrones de fisuración y descubrió la aparición de las fisuras antes de que fueran apreciables a simple vista.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen al Ministerio de Economía, Industria y Competitividad la concesión de la ayuda BIA2016-78742-C2-2-R para la realización del trabajo presentado.

REFERENCIAS

- [1] E. Torroja y E. T. Miret, Razón y ser de los tipos estructurales. Editorial CSIC-CSIC Press, 2007.
- [2] S. C. Malatesta, "Caracterización de la fractura del hormigón y de vigas de hormigón armado," Informes de la Construcción, vol. 48, no. 448, p. 60, 1997.
- [3] J. P. Romualdi y J. A. Mandel, "Tensile strength of concrete affected by uniformly distributed and closely spaced short lengths of wire reinforcement," in Journal Proceedings, 1964, vol. 61, no. 6, pp. 657-672.
- [4] M. G. Alberti, A. Enfedaque, J. C. Gálvez, y L. Pinillos, "Structural Cast-in-Place Application of Polyolefin Fiber–Reinforced Concrete in a Water Pipeline Supporting Elements," Journal of Pipeline

Systems Engineering and Practice, vol. 8, no. 4, p. 05017002, 2017.

- [5] Spanish Minister of Public Works, Spanish Structural Concrete Code EHE-08. Madrid, Spain: Spanish Minister of Public Works, 2008.
- [6] International Federation for Structural Concrete (fib), The fib Model Code for Concrete Structures 2010. Lausanne, Switzerland: International Federation for Structural Concrete, 2010.
- [7] N. Banthia y R. Gupta, "Influence of polypropylene fiber geometry on plastic shrinkage cracking in concrete," Cement and Concrete Research, vol. 36, no. 7, pp. 1263-1267, 2006.
- [8] M. di Prisco, M. Colombo, y D. Dozio, "Fibrereinforced concrete in fib Model Code 2010: principles, models and test validation," Structural Concrete, vol. 14, no. 4, pp. 342-361, 2013.
- [9] M. G. Alberti, A. Enfedaque, J. C. Gálvez, y V. Agrawal, "Reliability of polyolefin fibre reinforced concrete beyond laboratory sizes and construction procedures," Composite Structures, vol. 140, pp. 506-524, 2016.
- [10] Test Method for Metallic Fiber Concrete. Measuring the Flexural Tensile Strength (Limit of Proportionality (LOP), Residual; EN14651:2007+A1, 2007.
- [11] M. G. Alberti, A. Enfedaque, y J. C. Gálvez, "On the mechanical properties and fracture behavior of polyolefin fiber-reinforced self-compacting concrete," Construction and Building Materials, vol. 55, pp. 274-288, 2014.
- [12] M. G. Alberti, A. Enfedaque, y J. C. Gálvez, "Comparison between polyolefin fibre reinforced vibrated conventional concrete and selfcompacting concrete," Construction and Building Materials, vol. 85, pp. 182-194, 2015.
- [13] H. P. Taylor, "The fundamental behavior of reinforced concrete beams in bending and shear," Special Publication, vol. 42, pp. 43-78, 1974.
- [14] J. Turmo, N. Banthia, R. Gettu, y B. Barragán, "Study of the shear behaviour of fibre reinforced concrete beams," Materiales de construcción, vol. 58, no. 292, pp. 5-13, 2008.
- [15] J. Echegaray, "Upgrading the push-off test to analyze the contribution of steel fiber on shear transfer mechanisms," 2014.
- [16] P.-C. Hung y A. Voloshin, "In-plane strain measurement by digital image correlation," Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering, vol. 25, no. 3, pp. 215-221, 2003.

ENFOQUE NORMATIVO EN EL COMPORTAMIENTO MECÁNICO DEL HORMIGÓN REFORZADO CON FIBRAS DE POLIOLEFINA

Á. Picazo¹, M. G. Alberti², A. Enfedaque², J. C. Gálvez^{2*}

 ¹Escuela Técnica Superior de Edificación, Universidad Politécnica de Madrid Avda. Juan de Herrera, 6, 28040, Madrid, España
 ²Escuela Técnica Superior de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos, Universidad Politécnica de Madrid C/ Profesor Aranguren, 3, 28040, Madrid, España
 * Persona de contacto: jaime.galvez@upm.es

RESUMEN

El hormigón reforzado con fibras de poliolefina (HRFP) ha demostrado que cumple con los requerimientos como material estructural de la normativa vigente. Sin embargo, dicha normativa está basada en la experiencia en el uso de fibras de acero. Por ello, es de interés comparar los modelos constitutivos fijados por dichas normativas con los hallados por los autores para HRFP mediante análisis inverso utilizando modelos constitutivos cohesivos. Por tanto, para analizar la adecuación del Código Modelo 2010 (CM2010), cuando se aplica al caso de HRFP, se compararon los resultados numéricos de simulaciones de ensayos de fractura de flexión en tres puntos con los modelos de la normativa y con los obtenidos al implementar una función de ablandamiento trilineal. Los cálculos mostraron que la aproximación del CM-2010 infravalora las capacidades del HRFP cuando se encuentra sometido a deformaciones elevadas mientras que es más preciso para estados de deformaciones de servicio. Asimismo, se observó que las discrepancias aumentan al subir el contenido de fibras.

PALABRAS CLAVE: Hormigón reforzado con fibras de poliolefina (HRFP), ensayo a flexión, curva de ablandamiento trilineal, normativa.

ABSTRACT

Polyolefin fibre reinforced concrete (PFRC) can meet the structural requirements of the standards and it may substitute traditional steel rebar as well as improving the brittle behaviour of plain concrete. However, such requirements are based on the experience of steel fibre reinforced concrete (SFRC). To analyse the influence of models proposed by the 2010 model code (MC-2010), a trilinear cohesive softening function proposed by the authors for the PFRC has been implemented in a series of simulations, reproducing flexural fracture tests on notched beams in a commercial software of finite element method through the implementation of a user-defined material. This implementation permitted changing the constitutive relationship of the material and therefore to compare the response of the material when it behaves as proposed by the MC-2010 and when it behaves in accordance with proposed by the authors. The calculations showed that the approach of the MC-2010 underestimates the response of PFRC for crack openings commonly related with Ultimate Limit State. Nonetheless, the numerical simulations showed that for limited strains associated with Service Limit States MC-2010 was closer to the experimental results.

KEYWORDS: Polyolefin fibre reinforced concrete (PFRC), bending test, trilinear softening curve, standards.

INTRODUCCIÓN

Las infraestructuras y la edificación de nuestra sociedad no se pueden concebir sin el uso del hormigón. Sus características son bien conocidas: una elevada resistencia a compresión, baja resistencia a tracción [1] y un comportamiento cuasi-frágil con baja ductilidad. Para mejorar su comportamiento a tracción y elevar su ductilidad se ha empleado desde hace muchos años la solución del refuerzo mediante barras de acero incluidas en su sección. Actualmente se está empleando el refuerzo estructural mediante la inclusión en la masa del hormigón de fibras aleatoriamente dispuestas [2, 3], que pueden ser de acero, poliméricas o de origen inorgánico. Así, este refuerzo mediante fibras se puede tener en consideración en el diseño estructural, dependiendo de la resistencia residual a flexión y de la contribución mecánica de las fibras. De cualquier forma, las fibras aportan una función no estructural que es controlar la fisuración por retracción a temprana edad [4].

Diversos ensayos normalizados se usan para evaluar el comportamiento del hormigón reforzado con fibras (HRF): resistencia a compresión, resistencia indirecta a tracción y ensayos de flexión. De estos tres tipos, el ensayo de resistencia a tracción por flexión en probetas entalladas es el más empleado para obtener la contribución de las fibras a la resistencia residual del hormigón [5, 6]. Partiendo de estos ensayos es posible obtener la resistencia a tracción y realizar un análisis inverso para llegar a obtener modelos constitutivos de comportamiento en fractura. La norma EN 14889 [7] define las condiciones mínimas que deben cumplir los fibras de acero y poliolefina para considerar su contribución en el cálculo estructural: "el fabricante debe declarar el volumen unitario de fibras, en kg/m³, que puede alcanzar una resistencia a la flexión residual de 1.5 MPa a 0.5 mm CMOD (crack mouth opening displacement) y una resistencia residual a la flexión de 1 MPa a 3,5 mm CMOD". Con estas premisas, las normas toman en consideración la contribución estructural de las fibras aleatoriamente dispuestas en la masa del hormigón. En estos ensayos la carga aplicada se transforma en resistencia residual a una cierta abertura de entalla, de acuerdo con la expresión (1).

$$f_{R,i} = 3F_i l/2bh_{sp}^2 \tag{1}$$

Donde F_j es la carga a un CMOD dado, l es la luz entre apoyos, b es el ancho de la pieza y h_{sp} es la altura del ligamento de la sección.

Según la norma EHE-08 [8] los requisitos para considerar la contribución estructural de las fibras en el hormigón es el cumplimiento de las expresiones 2 y 3, en tanto que para el CM-2010 [9] se tienen que verificar las expresiones 2 y 4.

$$f_{R1}/f_{LOP} > 0,4$$
 (2)

$$f_{R3}/f_{LOP} > 0,2$$
 (3)

$$f_{R3k}/f_{R1k} > 0,5 \tag{4}$$

Siendo *f* la carga para determinadas aberturas de fisura: f_{LOP} en el límite de proporcionalidad, f_{RI} para 0,5 mm y f_{R3} para 2,5 mm.

Como se puede ver, estos requisitos son función de resistencias y abertura de fisura. Las curvas carga-CMOD se obtienen conforme a EN 14651:2007+A1 [6] lo que permite obtener no sólo los valores de resistencia para ser utilizados en el diseño estructural, sino también los valores clave para tener en cuenta la contribución de las fibras.

Con el fin de analizar la correlación existente entre los modelos constitutivos propuestos por el CM-2010 y la función de ablandamiento trilineal propuesta en el modelo mecánico de PFRC, se realizaron una serie de simulaciones numéricas sobre ensayos de flexión en tres puntos. Para ello fue necesario definir un material e implementarlo mediante una subrutina en un programa de elementos finitos. La implementación del material permitió cambiar la relación constitutiva del material en fractura y por lo tanto habilitar la comparación de la respuesta del material cuando se comporta según la función trilineal y cuando lo hace conforme a lo propuesto por CM-2010. Las simulaciones numéricas han demostrado que el modelo adoptado por CM-2010 parece subestimar las capacidades mecánicas del PFRC cuando es sometido a elevadas tensiones.

El presente estudio se complementó con la evaluación de la resistencia a cortante por medio de ensayos tipo push-off en comparación con el análisis de las formulaciones de los códigos. Los resultados de los ensayos mostraron que para pequeñas aberturas de fisura los valores aportados por las normas parecen conservadores. Por el contrario, para desplazamientos de cortante de unos 2,5 mm los valores de las normas y experimentales resultan muy parecidos.

EL HORMIGÓN REFORZADO CON FIBRAS EN LAS NORMATIVAS

Este estudio presenta un análisis del comportamiento propuesto por el MC-2010 y la EHE-08, ya que son estas normativas las que marcan los requisitos mínimos que debe cumplir el HRF para poder considerar el carácter estructural de las fibras [10, 11]. La Figura 1 muestra los dos tipos de comportamiento del HRF según el CM-2010, en función de la cuantía y tipología de fibras. Es obligado mencionar que los comportamientos mostrados en la Figura 1 están basados en el HRF con fibras de acero (HRFA).



Figura 1. Comportamiento de ablandamiento (izquierda) y de endurecimiento (derecha) del HRFA [9].

Respecto a los modelos constitutivos aportados por la normativa EHE-08 podemos indicar que aporta un primer modelo de tipo lineal, según se muestra en la Figura 2. La EHE-08 presenta un modelo rectangular de tensión-deformación con un valor de $f_{ctR,d}=0,33f_{R3,d}$, con deformaciones del 20‰ para secciones a flexión y del 10‰ para tracción. Por su parte el CM-2010 en este primer modelo presenta un diagrama rígido-plástico similar, donde los valores de tensión máxima se definen en función del comportamiento del material.


Figura 2. Diagrama tensión-deformación lineal según la EHE-08 [8].

En el segundo modelo la EHE-08, según se muestra en la Figura 3, presenta un modelo multilineal que es el usado en pequeñas deformaciones en estados de servicio y que requiere de una gran definición en la zona del gráfico tensión-deformación limitada por los puntos A-B-C. En la Figura 3 se puede ver la definición de la tensión pico $f_{ct,d}$ y de dos tensiones residuales $f_{ctR1,d'}$ y $f_{ctR3,d'}$ asociadas a diferentes deformaciones.



Figura 3. Diagrama tensión-deformación multilineal según la EHE-08 [8].

Por su parte el CM-2010, según se puede ver en la Figura 4 presenta un modelo lineal con dos valores de tensión correspondientes al estado límite de servicio, f_{Fis} , y al estado límite último, f_{Fiu} .



Figura 4. Modelo constitutivo posfisuración según el CM-2010 [9].

ANÁLISIS NUMÉRICO Y DISCUSIÓN

3.1. Comportamiento en modo I

Para el presente estudio se han empleado los resultados experimentales de probetas de hormigones vibrados (HV) y autocompactantes (HAC) reforzados con 6 y 10 kg/m³ de fibras de poliolefina. En estudios previos [12] se emplearon diferentes cuantías y tipos de hormigón

con fibras de poliolefina con el fin de determinar la influencia de distintos factores como el flujo de vertido, métodos de colada y reología concreta en la orientación y distribución de las fibras. Asimismo, también se estudió la influencia del posible efecto de flotación en la colocación de las fibras mediante la fabricación de una serie de probetas verticales. También se realizaron ensayos de flexión de tres puntos según la norma EN14651, cuyos resultados se muestran en la Figura 5 para un hormigón de 6 kg/m³. En la referencia [13] se utilizaron diferentes dosificaciones de fibra para la fabricación de probetas y con sus resultados se por análisis inverso, los modelos obtuvieron, constitutivos indicados en la Figura 6. En esta Figura 6 se muestran también los resultados numéricos obtenidos con el programa de elementos finitos. La comparación de estos resultados permitió obtener los parámetros que definen el comportamiento del material.



Figura 5. Gráficas carga-flecha en HRFP con 6 kg/m³. [14].



Figura 6. Modelos constitutivos obtenidos experimental y numéricamente [14].

El modelo cohesivo de fisura de Hillerborg [15] aproxima el comportamiento en fractura de materiales frágiles, como el hormigón, y fue empleado también para el estudio del HRF. La aplicación de este modelo requiere la definición de una función de descarga como una propiedad del material relacionada con la tensión en la fisura " σ " y la abertura de ésta, " ϖ ". En el presente estudio el modelo ha sido implementado en un software comercial, donde se ha introducido un material definido por el usuario. Cabe destacar que los resultados de la campaña experimental fueron muy similares a los obtenidos en el cálculo numérico. En la referencia [14] puede estudiarse con más detalle la formulación del modelo.

El modelo que se implementó en el análisis mediante elementos finitos se comporta elásticamente hasta alcanzar la resistencia máxima a tracción, siendo nula la apertura de fisura hasta dicho punto. Tras superar su resistencia a tracción, el material se comporta según la función de ablandamiento implementada. Como se mencionó antes, las relaciones constitutivas propuestas por las normativas son funciones bi o trilineales de ablandamiento, por tanto funciones que no representan de manera correcta la rama de recarga en el ensayo de fractura en HRFP. Tras la primera descarga [13] se produce otra rama, en este caso de carga, que representa el puente de fibras entre los labios de la fisura. Esta rama de recarga intermedia depende del tipo de fibras empleadas y se mantiene hasta el fallo o arrancamiento de la fibra. El tipo de curva trilineal se ha empleado con éxito para HRFA [16] en el caso de ramas intermedias planas o de descarga suave. La Figura 7 muestra el esquema de descarga para HRFP según el modelo trilineal propuesto.



Figura 7. Curva de descarga trilineal para el comportamiento del HRFP [14].

El enfoque dado por las normas está basado en investigaciones y publicaciones desarrolladas con HRFA. Por tanto es de interés realizar una comparación de la relación constitutiva de este estudio con la propuesta en el CM-2010, teniendo en cuenta que las probetas no tienen las mismas dimensiones. La comparación se puede ver en la Figura 8 con la que se pueden llevar a cabo consideraciones nuevas de cara a mejorar las aplicaciones estructurales del HRFP. El código modelo indica dos modelos constitutivos, el primero es un modelo rígido-plástico lineal y el segundo

es un modelo bilineal. Como puede verse en la Figura 8 el modelo constitutivo sobrestima las aperturas de fisura iniciales (relacionadas con estados límites de servicio) y subestima los valores para mayores aberturas (asociados a los estados de límites últimos).



Figura 8. Comparativa entre las relaciones constitutivas propuestas por el CM-2010 y el modelo propuesto [2, 17].

3.1. Comportamiento en Modo II

Para evaluar la resistencia a cortante de HRFP [18] se realizaron ensayos sobre probetas tipo push-off obtenidas de las mitades resultantes de ensayos previos a modo I de las referencias [12, 13]. El ensayo en modo II tipo push-off, como se muestra en la Figura 9, consiste en aplicar una carga vertical concentrada a lo largo de una sección de ligamento, también vertical. Para ello, se realizan dos entallas a la probeta, que generan esa sección vertical de ligamento y que posibilitan un desplazamiento a cortante durante el ensayo de hasta 9 mm. Para controlar el desplazamiento a cortante se colocaron sendos transformadores diferenciales de variación lineal (LVDT linear variable differential transformer) en los bordes de cada entalla, lo que además permitió conocer cualquier posible giro de la probeta. La carga se transmite mediante dos barras de acero colocadas encima v debajo de la probeta v alineadas mediante nivel laser con la sección de ligamento [19].

Lo que se buscó en esta campaña experimental fue determinar el comportamiento a fractura en modo II evaluando la influencia de la dosificación de las fibras de poliolefina en el comportamiento post-pico y relacionar dicho comportamiento con la cantidad de fibras existentes en la superficie de fractura.

Para analizar los resultados se obtuvieron las curvas de tensión frente a desplazamiento a cortante. En todos los casos el comportamiento de los HRFP fue similar y se puede indicar que después de la rotura de la sección de ligamento las fibras evitaron el colapso de la probeta,

retrasaron el deslizamiento a cortante y proporcionaron al hormigón un comportamiento más dúctil. En la Figura 10 se puede ver la curva resultado de los ensayos de un hormigón autocompactante con 10 kg/m³ de fibras. La máxima tensión se produce tras una rama de carga lineal, asociada con la resistencia de la matriz. Tras ese punto se produjo una caída brusca de carga hasta desplazamientos en el entorno de 1 mm. Después se produjo, en todos los casos, una pérdida gradual de resistencia mientras que el desplazamiento a cortante aumenta significativamente.



Figura 9. Probeta push-off



Figura 10. Curvas cortante promedio-desplazamiento a cortante del HRFP autocompactante con 10 kg/m³.

Los valores de cálculo indicados por las normativas están basados en resistencias residuales a tracción por flexión, no existiendo una resistencia normalizada a cortante. El conocimiento de esta resistencia a cortante es importante de cara a poder diseñar estructuras donde se elimine total o parcialmente la armadura de cortante mediante el empleo de HRF.

La formulación del CM-2010 y de la EHE-08 para hormigones fibro-reforzados tiene un carácter aditivo para los elementos sin armadura de cortante y depende de varios factores: del efecto tamaño del elemento, de la cuantía de la armadura longitudinal, de la resistencia a compresión y de la resistencia residual a tracción. Las ecuaciones de las normas permiten comparar los valores de cálculo normativos con los valores obtenidos en los ensayos en modo II.

Si empleamos como ejemplo de este estudio una viga de dimensiones normales en edificación, sin esfuerzo axil, con un ancho de 30 cm y canto útil que oscile entre 20 y 55 cm, y dos valores de cuantía de armadura longitudinal de tracción de 0,01 y 0,02 podemos obtener los resultados mostrados en la Figura 11. En dicha Figura 11 se muestran las gráficas cortante-canto útil, para un hormigón autocompactante con 10 kg/m³ de fibras de poliolefina, donde se puede apreciar que para desplazamientos a cortante pequeños los valores facilitados por las normativas superan ampliamente a los resultados grandes (unos 2,5 mm) los valores aportados por las normativas superan en todos los casos a los resultados experimentales.



Figura 11. Curvas de cortante-canto útil según La EHE-08, el CM-2010 y experimental.

Según estos resultados cabe destacar que, para desplazamientos de 2,5 mm a cortante, las normas aportan valores superiores a los valores experimentales obtenidos en la presente campaña experimental.

CONCLUSIONES

Se ha definido un modelo numérico para HRFP basado en la aproximación del modelo de fractura para materiales cohesivos que ha servido para comparar los modelos constitutivos obtenidos por análisis inverso de los resultados experimentales con los que proporcionan el CM-2010 y la EHE-08.

En el presente estudio se empleó el modelo mediante una modificación de la ley trilineal para adaptarlo al comportamiento del HRFP. Las simulaciones numéricas realizadas experimentalmente han permitido mostrar que el modelo empleado puede simular con gran precisión la fractura en modo I del HRFP.

La comparación entre los cálculos realizados y la aproximación indicada por el CM-2010 demuestra que este se aproxima bastante a los resultados experimentales para estados pequeños de tensión, pero que subestima las capacidades mecánicas del HRFP en estados tensionales grandes.

Los resultados obtenidos en los ensayos en Modo II nos permiten indicar los valores que pueden usarse en el cálculo estructural y poder llegar a sustituir la armadura de cortante por fibras dispuestas en el hormigón bajo ciertas premisas. Los valores residuales de tensión rasante dependen de la dosificación y posición de las fibras, por lo que se puede indicar que la resistencia residual está condicionada a la presencia de fibras.

Respecto de la formulación aportada por las normativas, ésta resulta ser bastante conservadora para desplazamientos pequeños. Por el contrario para desplazamientos a cortante más grandes los valores normativos se encuentran por encima de los resultados experimentales.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen al Ministerio de Economía, Industria y Competitividad la concesión de la ayuda BIA2016-78742-C2-2-R para la realización del trabajo presentado.

REFERENCIAS

- [1] Z. Bazant y J. Planas, Fracture and size effect in concrete and other quasibrittle materials. CRC press, 1997.
- [2] R. F. Zollo, "Fiber-reinforced concrete: an overview after 30 years of development," Cement and Concrete Composites, vol. 19, no. 2, pp. 107-122, 1997.
- [3] J. P. Romualdi y J. A. Mandel, "Tensile strength of concrete affected by uniformly distributed and closely spaced short lengths of wire reinforcement," in Journal Proceedings, 1964, vol. 61, no. 6, pp. 657-672.
- [4] A. M. Alani y D. Beckett, "Mechanical properties of a large scale synthetic fibre reinforced concrete ground slab," Construction and Building Materials, vol. 41, pp. 335-344, 2013.
- [5] Bending Test: Final Recommendations; RILEM TC-162-TDF, S. a. S. R. International Unión of Laboratories and Experts in Construction Materials, 2002.
- [6] Test Method for Metallic Fiber Concrete. Measuring the Flexural Tensile Strength (Limit of

Proportionality (LOP), Residual; EN14651:2007+A1, 2007.

- [7] Fibers for Concrete. Steel Fibers. Definitions, Specifications and Conformity; EN 14889-1, 2008.
- [8] Spanish Minister of Public Works, Spanish Structural Concrete Code EHE-08. Madrid, Spain: Spanish Minister of Public Works, 2008.
- [9] International Federation for Structural Concrete (fib), The fib Model Code for Concrete Structures 2010. Lausanne, Switzerland: International Federation for Structural Concrete, 2010.
- [10] M. G. Alberti, A. Enfedaque, y J. C. Gálvez, "On the mechanical properties and fracture behavior of polyolefin fiber-reinforced self-compacting concrete," Construction and Building Materials, vol. 55, pp. 274-288, 2014.
- [11] Fibers for Concrete. Polymer Fibers. Definitions, Specifications and Conformity; EN 14889-2, 2008.
- [12] M. G. Alberti, A. Enfedaque, J. C. Gálvez, M. F. Cánovas, y I. R. Osorio, "Polyolefin fiberreinforced concrete enhanced with steel-hooked fibers in low proportions," Materials & Design, vol. 60, pp. 57-65, 2014.
- [13] M. G. Alberti, A. Enfedaque, y J. C. Gálvez, "Comparison between polyolefin fibre reinforced vibrated conventional concrete and selfcompacting concrete," Construction and Building Materials, vol. 85, pp. 182-194, 2015.
- [14] M. G. Alberti, A. Enfedaque, J. C. Gálvez, y V. Agrawal, "Reliability of polyolefin fibre reinforced concrete beyond laboratory sizes and construction procedures," Composite Structures, vol. 140, pp. 506-524, 2016.
- [15] A. Hillerborg, "Analysis of fracture by means of the fictitious crack model, particularly for fibre reinforced concrete," International Journal of Cement Composites, vol. 2, no. 4, pp. 177-184, 1980.
- [16] D.-Y. Yoo, S.-T. Kang, y Y.-S. Yoon, "Effect of fiber length and placement method on flexural behavior, tension-softening curve, and fiber distribution characteristics of UHPFRC," Construction and Building Materials, vol. 64, pp. 67-81, 2014.
- [17] N. Banthia y R. Gupta, "Influence of polypropylene fiber geometry on plastic shrinkage cracking in concrete," Cement and Concrete Research, vol. 36, no. 7, pp. 1263-1267, 2006.
- [18] Á. Picazo, M. G. Alberti, A. Enfedaque, J. C. Gálvez, y C. Álvarez, Comportamiento a cortante de hormigones reforzados con fibras de poliolefina (Anales de mecánica de la fractura). Santander: Grupo español de fractura, 2017.
- [19] J. Echegaray, "Upgrading the push-off test to analyze the contribution of steel fiber on shear transfer mechanisms," 2014.

EFECTO DE LA VELOCIDAD DE SOLICITACIÓN EN EL COMPORTAMIENTO EN FRACTURA DE MORTEROS DE CAL

L. Garijo^{*}, X.X. Zhang, G. Ruiz

ETS de Ingenieros de Caminos, C. y P., Universidad de Castilla-La Mancha Avda. Camilo José Cela, s/n, 13071, Ciudad Real, España *Persona de contacto: Lucia.Garijo@uclm.es

RESUMEN

El efecto de la velocidad de solicitación se ha estudiado en aceros y hormigones, pero para los morteros de cal esta información es escasa. Este artículo presenta el comportamiento dinámico en fractura de un mortero de cal aérea y otro de cal hidráulica, bajo tres velocidades de desplazamiento diferentes $(5.0 \times 10^{-4}, 5.0 \times 10^{-1} \text{ y } 1.6 \times 10^{1} \text{ mm/s})$. Los resultados muestran que el pico de carga y en la energía de fractura son sensibles a la velocidad de desplazamiento. Los factores de amplificación dinámicos correspondientes al pico de carga son 1.6 y 1.4 para el mortero de cal aérea y el mortero de cal hidráulica respectivamente, mientras que el de la energía de fractura es 1.9. Este aumento de propiedades mecánicas es principalmente debido al efecto viscoso del agua libre en los morteros.

PALABRAS CLAVE: Morteros de cal, Energía de fractura, Velocidad de desplazamiento, Factor de Amplificación Dinámico.

ABSTRACT

Loading rate effect has been studied on steels and concretes, but for lime mortars such information is scant. This paper presents the rate effect on the fracture behaviors of an aerial lime mortar and a hydraulic one, under three different displacement rates $(5.0 \times 10^{-4}, 5.0 \times 10^{-1} \text{ and } 1.6 \times 10^{1} \text{ mm/s})$. The results show that the peak load and the fracture energy are rate sensitive. The maximum dynamic increase factors of the peak load are 1.6 and 1.4 for the aerial lime mortar and the hydraulic lime mortar, respectively, whereas it is 1.9 for the fracture energy. This increase in the mechanical properties is mainly due to the viscous effect of free water in the mortars.

KEYWORDS: Lime mortars, Fracture energy, Displacement rate, Dynamic Increase Factor (DIF).

1. INTRODUCCIÓN

Los morteros de cal, tanto aérea como hidráulica, están presentes en la mayoría de construcciones históricas, como juntas de la obra de fábrica, enlucidos y revoco. Desde el punto de vista estructural, destaca su función como juntas de los muros de mampostería o sillería. También es un material que se usa mucho en restauración de dichas construcciones (reparación de juntas, infiltraciones, consolidaciones, etc.) debido a su buena compatibilidad con el material de sustrato.

Precisamente por su fuerte presencia en construcciones históricas, los morteros de cal se ven a menudo sometidos a cargas dinámicas, como terremotos, impactos, ráfagas de viento, etc. Sin embargo, su caracterización bajo dichas situaciones está muy poco estudiada. Sí existen referencias para otros materiales como el acero y el hormigón [1-5], pero los estudios para los morteros de cal son escasos [6]. Pereira y Lourenço [6], ensayaron un mortero comercial pre-amasado bajo velocidades de deformación diferentes, variando desde $2s^{-1}$ hasta $200s^{-1}$ en compresión utilizando una torre de caída. Para esta última velocidad de deformación obtuvieron un factor de amplificación dinámico (DIF – *Dynamic Increase Factor*) para la energía de fractura en compresión de 2.73. Contrastaron este valor medido con galgas extensométricas y mediante una cámara de alta velocidad y los resultados fueron similares por ambos métodos. Asprone *et al.* [7] caracterizaron un mortero de cal hidráulica natural reforzado con fibras de basalto a tracción bajo cargas dinámicas con una barra Hopkinson. Obtuvieron un DIF de 5.1 para una velocidad de deformación de 100 s⁻¹.

Por tanto, las referencias sobre la caracterización del comportamiento dinámico de los morteros de cal en compresión y tracción son escasas y en flexión, que

sepamos, inexistentes. Por ello, el objetivo de esta investigación es estudiar la respuesta de dos morteros de cal, uno aéreo y otro hidráulico, en flexión bajo tres velocidades de desplazamiento diferentes, desde 5.0×10^{-4} mm/s hasta 1.6×10^{1} mm/s usando una máquina Instron servohidráulica. Nos centramos así en la caracterización dinámica a flexión de dos de los morteros más empleados en restauración. Los resultados muestran cómo la energía de fractura y el pico de carga aumentan con la velocidad de desplazamiento. En esta investigación también se obtuvieron las ecuaciones de la ley de dependencia de la velocidad de desplazamiento tanto para la energía de fractura como para el pico de carga, lo que puede ser interesante para las simulaciones numéricas con morteros de cal en régimen dinámico.

Este artículo se organiza como sigue: el procedimiento experimental se presenta en la Sección 2, en la Sección 3 se muestran los resultados y discusión. Finalmente, en la Sección 4 se extraen y explican las conclusiones.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.1. Materias primas

Se emplearon dos tipos de cal, una aérea de la clase CL 90-S, de acuerdo con EN 459-1 [8], suministrada por "Calcasa Calcinor"(España) y otra hidráulica de la clase NHL 3.5, suministrada por "Socli Italcementi Group" (Francia). El árido es de tipo calizo de machaqueo con distribución granulométrica que muestra la Figura 1.



Figura 1. Distribución granulométrica del árido empleado.

2.2. Composición y preparación del mortero

Se fabricaron dos morteros, uno aéreo y otro hidráulico con respectivas cales. La relación cal/árido para ambos es de 1:3 en volumen y la relación agua/cal de 0.9. Las proporciones en volumen se tradujeron a términos de masa para evitar imprecisiones en la medida.

Se prepararon prismas de $40 \times 40 \times 160 \text{ mm}^3$, de acuerdo con la norma EN 1015-11 [9]. Las probetas de mortero de cal hidráulica se mantuvieron en la cámara húmeda con humedad relativa y temperatura (HR 95% ± 5% y 20 °C ± 2 °C) y las probetas de mortero de cal aérea en cámara húmeda durante los siete primeros días,

y luego en condiciones ambientales de laboratorio a (HR 50% \pm 10% y 22°C \pm 3 °C).

2.3. Procedimientos de ensayo

Se midieron las resistencias a flexión y compresión a los 56 días en prismas y semi-prismas, respectivamente, en ambos casos de $40 \times 40 \text{ mm}^2$ de sección. Para ello se usaron una máquina Instron 1011 y los procedimientos de ensayo descritos en [10].

2.3.1 Ensayos de flexión en tres puntos

La energía de fractura se midió mediante el ensayo de flexión en tres puntos adaptando el procedimiento recomendado por RILEM [11] y las mejoras propuestas por Planas, Guineas y Elices [12-14]. Los ensayos se realizaron a los 56 días de edad en tres probetas preentalladas hasta mitad de canto de $40 \times 40 \times 160 \text{ mm}^3$ con una máquina Instron 8805. Se siguió el procedimiento descrito en [10]. Se adoptó la técnica de compensación por peso durante todo el ensayo. Además, se emplearon apoyos anti-torsión que permiten el giro en el plano transversal a la probeta y se hicieron las correcciones correspondientes en la cola de la curva carga-desplazamiento. Además se emplearon dos LVDT (linear variable differential transducers) para medir el desplazamiento. Los ensayos se realizaron en control por desplazamiento a tres velocidades distintas. El ensayo más lento se realizó a una velocidad de 5.0×10^{-4} mm/s hasta un desplazamiento igual a 0.3 mm y a 2.5×10^{-3} mm/s durante el resto del ensayo (hasta un desplazamiento de 3 mm). Los ensayos siguientes se realizaron a velocidades de 5.0×10⁻¹, y 1.6×10¹ mm/s, respectivamente durante todo el ensayo. Así, los ensavos más lentos duraban alrededor de 30 minutos y los más rápidos menos de 0.3 segundos.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Resultados experimentales

Las propiedades mecánicas en régimen cuasi-estático de los dos tipos de morteros de cal se muestran en la Tabla 1, donde f_{flex} y f_c son, respectivamente, las resistencias a flexión y a compresión. El término entre paréntesis hace referencia a la desviación estándar.

Tipo de mortero de cal	f _{flex} (MPa)	f _c (MPa)
Aérea	0.54 (0.01)	1.30 (0.03)
Hidráulica	1.1 (0.1)	3.1 (0.2)

Las propiedades mecánicas en régimen dinámico de los dos tipos de morteros de cal se muestran en las Tablas 2 y 3, respectivamente, donde $\dot{\delta}$ es la velocidad de desplazamiento en mm/s, P_{max} es el pico de carga, *DIF* el factor de amplificación dinámico como ya se ha mencionado en la Introducción, G_F la energía de fractura y $\dot{\varepsilon}$ la velocidad de deformación nominal

obtenida mediante la ecuación 1. Igualmente, el término entre paréntesis es la desviación estándar.

$$\dot{\varepsilon} = \frac{6(D-a)\dot{\delta}}{S^2} \tag{1}$$

Donde D, a y S son el canto, la profundidad de entalla y la separación entre apoyos, respectivamente de la probeta del ensayo en tres puntos.

Tabla 2. Propiedades mecánicas bajo distintas velocidades del mortero de cal aérea, CL 90 S

δ̈́ (mm/s)	P_{max} (N)	DIF P _{max}	G_F (N/m)	DIF G_F	$\dot{\varepsilon}(s^{-1})$
5.0×10 ⁻⁴	21 (4)	1.0	3.0(1)	1.0	6×10 ⁻⁶
5.0×10 ⁻¹	26 (3)	1.2	4.0(1)	1.3	6×10 ⁻³
1.6×10 ¹	32 (2)	1.5	5.7 (1)	1.9	2×10 ⁻¹

Tabla 3. Propiedades mecánicas bajo distintas velocidades del mortero de cal hidráulica natural, NHL 3.5

$\dot{\delta}$ (mm/s)	P_{max} (N)	DIF P _{max}	G_F (N/m)	DIF G_F	$\dot{\varepsilon}(s^{-1})$
5.0×10 ⁻⁴	99 (10)	1.0	12.2 (1)	1.0	6×10 ⁻⁶
5.0×10 ⁻¹	120 (10)	1.2	17.3 (1)	1.4	6×10 ⁻³
1.6×10 ¹	140 (15)	1.4	22.8 (10)	1.9	2×10 ⁻¹

En las Figuras 2 y 3 se muestran curvas típicas cargadesplazamiento de los dos tipos de morteros de cal. En ambas, se observa cómo a medida que crece la velocidad de desplazamiento aumenta también el pico de carga.

Así mismo, en las Figuras 4 y 5, se observa gráficamente cómo aumentan el pico de carga y la energía de fractura, respectivamente, de ambos morteros de cal conforme aumenta la velocidad de desplazamiento. Esto podría ser debido a efectos viscosos originados principalmente por la presencia de agua en huecos y efectos de propagación de fisuras. Es decir, al hecho de que a velocidades de solicitación menores, la fisura se propaga más despacio y de manera más tortuosa que a velocidades mayores, donde la fisura se propaga más rápido y de manera más recta. Los factores de amplificación dinámicos para la velocidad más alta son en el pico de carga de 1.6 y 1.4 para el mortero de cal aérea e hidráulica, respectivamente, y de 1.9 en la energía de fractura.

Finalmente, en las Figuras 6 y 7 se muestran las leyes de dependencia de la velocidad de desplazamiento tanto para el pico de carga como para la energía de fractura, respectivamente, del mortero de cal aérea e hidráulica. Estas relaciones vienen dadas por las ecuaciones 2-5 y pueden ser útiles para las simulaciones numéricas en régimen dinámico con morteros de cal.



Figura 2. Curvas típicas carga-desplazamiento del mortero de cal aérea, CL 90 S



Figura 3. Curvas típicas carga-desplazamiento del mortero de cal hidráulica natural, NHL 3.5



Figura 4. Evolución del pico de carga con la velocidad de los dos morteros de cal



Figura 5. Evolución de la energía de fractura con la velocidad de los dos morteros de cal



Figura 6. Leyes de efecto de la velocidad en el pico de carga para los dos morteros de cal



Figura 7. Leyes de efecto de la velocidad en la energía de fractura para los dos morteros de cal

$$DIF_R = 1 + 0.28 \left(\frac{\dot{\delta}}{\dot{\delta}_0}\right)^{0.25} \tag{2}$$

$$DIF_R = 1 + 0.19 \left(\frac{\dot{\delta}}{\dot{\delta}_0}\right)^{0.29} \tag{3}$$

$$DIF_{G_F} = 1 + 0.41 \left(\frac{\dot{\delta}}{\delta_0}\right)^{0.30} \tag{4}$$

$$DIF_{G_F} = 1 + 0.44 \left(\frac{\dot{\delta}}{\dot{\delta_0}}\right)^{0.25}$$
 (5)

Donde DIF_R es el factor de amplificación dinámico del pico de carga, DIF_{G_F} es el factor de amplificación dinámico de la energía de fractura, $\dot{\delta}$ es la velocidad de desplazamiento en mm/s y $\dot{\delta}_0$ es igual a 1 mm/s.

4. CONCLUSIONES

Este estudio presenta el efecto de la velocidad de desplazamiento en dos morteros de cal, uno aéreo y otro hidráulico. Se ensayaron tres probetas de cada mortero bajo tres velocidades diferentes, variando desde 5.0×10^{-4} mm/s a 1.6×10^{1} mm/s. Los resultados muestran cómo el pico de carga y la energía de fractura aumentan con la velocidad de desplazamiento. Esto se debe principalmente a efectos viscosos por la presencia de agua en poros y a efectos de propagación de fisuras.

Finalmente, se han obtenido las leyes de dependencia de la velocidad de desplazamiento para el pico de carga y la energía de fractura, las cuales pueden ser útiles para los modelos numéricos de los morteros de cal en régimen dinámico.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al programa INCRECYT y al *Ministerio de Economía y Competitividad*, España, por el proyecto BIA2015-68678-C2-4. Lucía Garijo también agradece la financiación de la beca FPU014/05186 del *Ministerio de Educación, Cultura y Deporte*. También expresamos nuestro agradecimiento al profesor Pere Roca, de la Universidad Politécnica de Cataluña, por sus consejos sobre la dosificación del material.

REFERENCIAS

- Cadoni E, Fenu L, Forni D. Strain rate behavior in tension of austenitic stainless steel used for reinforcing bars. Construction and Building Materials. 2012;35:399-407.
- [2] Asprone D, Cadoni E, Prota A. Experimental analysis on the tensile dynamic behavior of existing concrete under high strain-rates. ACI Structural Journal. 2009;106(1):106-13.
- [3] Zhang XX, Abd Elazim AM, Ruiz G, Yu RC. Fracture behavior of steel fibre-reinforced concrete at a wide range of loading rates. International Journal of Impact Engineering 2014;71:89-96.
- [4] FIB-Fédération Internationale du Béton. Model Code 2010 (final draft). Lausanne. 2012.
- [5] Jones N. Structural Impact 2nd Edition. 2011.
- [6] Pereira JM, Lourenço PB. Experimental characterization of masonry and masonry components at high strain rates. Journal of Materials of Civil Engineering. 2017;29:1-10.
- [7] Asprone D, Cadoni E, Iucolano F, Prota A. Analysis of the strain-rate behavior of a basalt fiber reinforced natural hydraulic mortar. Cement & Concrete Composites. 2014;53:52-8.
- [8] BS EN 459-1. Building lime Part 1: Definitions, specifications and conformity criteria. Brussels, Belgium: BSI; 2015.
- BS EN 1015-11. Methods of test for mortar for masonry

 Part 11: Determination of flexural and compressive strength of hardened mortar: BSI; 1999/A1:2006.
- [10] Garijo L, Zhang XX, Ruiz G, Ortega JJ, Yu RC. Advanced mechanical characterization of NHL mortars and cohesive simulation of their failure behavior. Construction and Building Materials. 2017;153:569-77.
- [11] RILEM TC 50-FMC. Determination of the fracture energy of mortar and concrete by means of the threepoint bend tests on notched beams. Materials and Structures. 1985;18:285-90.
- [12] Elices M, Guinea GV, Planas J. Measurement of the fracture energy using three point bend tests. 3. Influence of cutting the P- δ tail. Materials and Structures. 1992;25:327-34.
- [13] Elices M, Guinea GV, Planas J. Measurement of the fracture energy using three point bend tests. 1. Influence of experimental procedures. Materials and Structures. 1992;25:121-218.
- [14] Planas J, Elices M, Guinea GV. Measurement of the fracture energy using three point bend tests. 2. Influence of bulk energy dissipation. Materials and Structures. 1992;25:305-12.

NORMALIZACIÓN DE LA CURVA DE FLUENCIA EN FATIGA Y SU APLICACIÓN PARA PREDICCIÓN DE FALLO EN FATIGA DE HORMIGÓN

S. Blasón¹, E. Poveda², G. Ruiz², H. Cifuentes³, A. Fernández Canteli¹

¹ Dpto. de Construcción e Ingeniería de Fabricación, EPI Gijón, Univ. de Oviedo, 33203 Gijón
 ² Dpto. de Mecánica Aplicada e Ingeniería de Proyectos, Univ. de Castilla-La Mancha, 13071 Ciudad Real
 ³ Grupo de Estructuras, E.T.S. de Ingeniería, Univ. de Sevilla, 41092 Sevilla
 * Persona de contacto: blasonsergio@uniovi.es

RESUMEN

La curva ε -*N* registrada en los ensayos de fatiga de hormigón contribuye a una predicción más fiable de la vida y dispersión de fatiga. Esta información es compatible con la proporcionada por los ensayos de duración de vida (campo *S*-*N*), reforzando la potencial información de roturas de elementos estructurales de hormigón por fatiga. En primer lugar, se procede a una normalización con respecto al número final de ciclos de cada ensayo, comprobándose un excelente ajuste que permite la identificación de las curvas ε -*N* como funciones de distribución de Weibull, lo que apunta al carácter probabilístico de la acumulación de deformaciones y/o microfracturas de "elementos primarios" en el hormigón, en el conjunto de la probeta o elementos estructurales. Una segunda normalización con respecto al rango de tensiones facilitaría una generalización total del procedimiento, independientemente del nivel de solicitación del hormigón. Con ello se refuerza la evaluación probabilística convencional del campo *S*-*N*, mediante el criterio de fractura basado en el modelo normalizado de deformación. La aplicación en hormigones con diferentes porcentajes de refuerzo de fibras proporciona criterios de comparación directos de más fácil interpretación al estar basados en parámetros con significado físico y probabilístico. Ello permite establecer un nuevo criterio en el estado límite último de fatiga basado en criterios de probabilidad y con ello, garantizar mayor fiabilidad en la predicción de vida de fatiga en hormigones con y sin refuerzo de fibras.

PALABRAS CLAVE: Curva ε-N, normalización, predicción probabilística de vida en fatiga, campo S-N

ABSTRACT

The ε -N curve registered in the fatigue test of concrete contributes to a more reliable prediction of the fatigue lifetime and its scatter. Such information is compatible with that provided from the lifetime tests (*S*-*N* field) thus reinforcing the potential information related to failure of structural concrete elements under fatigue. First, the normalization of the final number of cycles for each test proves an excellent fit thus allowing the ε -*N* curves to be identified as cumulative distribution functions of the Weibull family. This fact points out the probabilistic character of the deformation accumulation process and/or the micro-fractures of the "primary elements" in the concrete specimen or component bulk. A second normalization, this time referred to the stress range, would facilitate the whole extension of the procedure regardless of the loading level to which the concrete is subjected. In this way, the conventional probabilistic assessment of the procedure to concretes with distinct percentages of fiber reinforcement provides direct reference criteria of easier interpretation as being based on parameters with physical and probabilistic twofold meanings. This allows a new limit state criterion to be established on a probabilistic basis and, consequently, higher reliability in the fatigue lifetime prediction of concrete with and without fiber reinforcement.

KEYWORDS: ε-N curve, normalization, probabilistic prediction of lifetime, S-N field

INTRODUCCIÓN

Una atenta observación de los ensayos de fractura de hormigón a compresión, tanto si se trata de hormigón en masa como reforzado con fibras, permite apreciar el carácter dual aleatorio del fenómeno subyacente que puede ser consecuentemente considerado en su modelización y predicción de vida desde una perspectiva fenomenológica. Por un lado, la evolución de la deformación (proceso de fluencia y microfisuración) durante la historia de carga en fatiga se puede percibir como un proceso de daño acumulado que parece representar una realización de un proceso y que, a juzgar por la curva sigmoidal resultante, puede interpretarse como una función de distribución (fdd), siempre que se proceda previamente a una normalización de la vida en fatiga. Por las características del fenómeno, cabe identificar ese proceso como el correspondiente a la fdd de la familia generalizada de funciones de valores extremos, siempre que este aspecto sea confirmado en la evaluación.

La segunda característica como fenómeno aleatorio se manifiesta en la variabilidad, es decir dispersión, que muestran los datos de vida de fatiga, ya sea hasta la consecución de la rotura física, o en su caso, hasta el alcance de un determinado nivel de deformación o de microfisuración del material que conduciría a su puesta fuera de servicio.

En este trabajo, se revisa la investigación realizada en [1] con el fin de analizar, bajo una nueva perspectiva, los resultados de la evolución del proceso de deformación de un hormigón en masa y con bajo contenido de fibras bajo carga de fatiga a compresión, para un único rango de tensión. Ello permite establecer nuevos criterios para una definición más objetiva del estado límite de fatiga y completar el estudio de variabilidad con el fin de garantizar mayor fiabilidad en la predicción de vida de fatiga en hormigones con y sin refuerzo de fibras.

PROGRAMA EXPERIMENTAL

A partir del extenso programa experimental de fatiga desarrollado en [1] sobre cinco tipos de hormigones reforzados con fibras de acero, HRF, cuyo objetivo era el estudio de la influencia del contenido de fibra en la fatiga en compresión, el presente estudio trata, desde una nueva perspectiva, el comportamiento a fatiga del hormigón bajo carga de compresión en las referidas muestras, incorporando el registro de la deformación a lo largo del ensayo como información complementaria a la tradicionalmente utilizada en la elaboración del campo S-N. Con ello se pretende proporcionar una interpretación práctica del concepto de daño y de la definición de estado límite de fatiga para así garantizar mayor fiabilidad en la predicción de vida de fatiga en hormigones con y sin refuerzo de fibras. Los cinco HRF ensayados compartían la misma matriz de hormigón, variando únicamente el contenido de fibra desde 0 a 45 kg/m³ en incrementos de 15 kg/m³. Fueron identificados por medio de la letra H seguida de la cuantía de fibra en kg/m^3 ; de tal manera que el H00 es el hormigón en masa, mientras que el H15 contiene 15 kg/m³ de fibra (0.2% en volumen). La tabla 1 recoge los resultados de fatiga (número de ciclos hasta rotura en orden ascendente) para las cinco mezclas estudiadas.

Los ensayos de fatiga se realizaron sobre probetas cúbicas de 100 mm de lado sometidas a ciclos de compresión de rango constante bajo control de carga. Cada ensayo se ejecutó siguiendo tres fases: a) aplicación progresiva de precarga hasta alcanzar 2/3 de la carga media de ciclo a razón de 100 kN/min, momento en el que se fija la rótula de la máquina; b) mantenimiento de la precarga, empleando la misma relación de carga, hasta alcanzar el nivel medio del rango de carga y c) aplicación

de ciclos hasta rotura. La amplitud de carga quedó determinada para $\sigma_{max}=0.87 \cdot f_{cu}$ y $R=\sigma_{min}/\sigma_{max}=0.27$, bajo una frecuencia de 1/25 Hz, de acuerdo con los valores resultantes del Model Code [2] para una previsión de 1000 ciclos. Se realizaron un mínimo de 12 ensayos por mezcla, practicando un total de 63.

Tabla 1. Número de ciclos hasta rotura en cada ensayo de fatiga a compresión

H00	H15	H30	H45	H60
74	101	150	105	43
86	112	153	118	78
94	113	164	261	144
95	124	333	353	145
101	156	371	589	188
143	171	491	599	328
173	181	651	1097	377
173	184	1070	1249	377
204	242	1200	1298	466
211	263	1338	2714	493
424	357	1460	4290	515
746	452	2167	7688	828
				1019
				2825
				3024

EVALUACIÓN DE RESULTADOS DE FATIGA

Con el fin de ilustrar la metodología de evaluación propuesta, se consideran solamente las mezclas H00 (hormigón en masa) y H15 (hormigón reforzado con fibra con 0.2% de contenido de fibra) del programa de investigación anteriormente mencionado [1].

La evaluación, basada en parámetros con significado físico y probabilístico, proporciona nuevos criterios de comparación objetivos para la interpretación de la influencia de diferentes porcentajes de refuerzo de fibras en hormigones.

Lo anterior unido a las características estadísticas de las curvas P-CMOD o P- δ observadas en los ensayos estáticos de hormigones [3], permite intuir el trasfondo probabilístico que subyace en la caracterización mecánica, estática y de fatiga en los hormigones, facilitando así la modelización en la predicción de su comportamiento a rotura.

En cada ensayo se registró la evolución de las deformaciones dando lugar a la construcción de las comúnmente denominadas curvas de fluencia en fatiga [4-7] que, en este caso, proporcionan los valores de deformación máxima en cada ciclo (ver ejemplo de figura 1). La normalización del número de ciclos hasta el fallo de cada probeta (que conduce a una variación entre 0 y 1 en dicho eje, ver figura 2) en conjunción con el crecimiento monótono de estas curvas siguiendo una trayectoria sigmoidal, sugiere la posibilidad de ajustar estas curvas, que describen la evolución de los niveles de deformación durante el desarrollo de la fatiga, como fdd

de la familia generalizada de valores extremos. Así, la estimación de los parámetros de ajuste se lleva a cabo de acuerdo con la expresión (1); donde κ , λ y δ representan los parámetros de forma, escala y posición, respectivamente. La tabla 2 muestra los parámetros resultantes en cada ensayo de las mezclas analizadas en este trabajo.



Figura 1. Curvas originales ε-N para las mezclas a) H00 y b) H15.



Figura 2. Curvas ε-N normalizando en número de ciclos hasta el fallo para las mezclas H00 y H15.

El excelente ajuste obtenido en la representación de cada curva experimental queda patente en la muestra de la figura 3, que ilustra la práctica coincidencia entre el registro de deformaciones y la expresión analítica conforme a la expresión 1 en una de las probetas de hormigón en masa ensayadas. De este modo, es posible identificar las curvas de fluencia ε -N como una medida del daño acumulado en cada probeta en el proceso de fatiga, lo que permite asignar un número de ciclos normalizado, asociado a una cierta probabilidad de acuerdo con la fdd, como criterio de rotura.

$$F(x; \lambda, \delta, \kappa) = exp\left\{-\left[1 - \kappa\left(\frac{x - \lambda}{\delta}\right)\right]^{1/\kappa}\right\};$$

$$1 - \kappa\left(\frac{x - \lambda}{\delta}\right) \ge 0, \kappa \ne 0$$
(1)

Tabla 2. Parámetros de ajuste resultantes de las probetas relativas a las mezclas H00 y H15

		λ	δ	κ
	1	0,00569	0,00229	0,25190
	2	0,00551	0,00218	0,41039
	3	0,00563	0,00198	0,32736
	4	0,00634	0,00242	0,21107
	5	0,00626	0,00253	0,17919
1100	6	0,00620	0,00233	0,30704
H00	7	0,00558	0,00189	0,31710
	8	0,00595	0,00219	0,33319
	9	0,00650	0,00252	0,35291
	10	0,00577	0,00201	0,27462
	11	0,00644	0,00246	0,35096
	12	0,00694	0,00305	0,42311
	1	0,00737	0,00225	-0,16788
	2	0,00765	0,00225	-0,18343
	3	0,00710	0,00133	0,00091
	4	0,00846	0,00242	0,33091
	5	0,00809	0,00234	-0,47236
H15	6	0,00711	0,00189	0,23140
1115	7	0,00732	0,00168	-0,08733
	8	0,00760	0,00142	0,26384
	9	0,00798	0,00238	0,12563
	10	0,00795	0,00246	-0,13689
	11	0,00769	0,00230	0,26692
	12	0,00823	0,00242	0,26317

Tanto la forma que exhiben las curvas de fluencia ε -N, como la variabilidad que muestra el número de ciclos hasta el fallo, demuestran el carácter aleatorio del proceso de daño del hormigón sujeto a solicitaciones cíclicas en compresión. Una vez comprobada la idoneidad del procedimiento en la definición analítica de la curva de fluencia ε -N del hormigón sin refuerzo, como fdd, el modelo se aplica al caso de hormigón H15, con 0.2% de contenido de fibra, con el fin de estudiar la posible extensión del procedimiento al caso de hormigones con fibra. Este novedoso análisis abre la posibilidad de asignar unas características físicas a cada

parámetro del modelo de ajuste, tal como también ha podido comprobarse en el caso de las roturas en los ensayos estáticos [1], donde se manifiesta una relación directa entre el contenido en fibra y el parámetro de forma.



Figura 3. Ejemplo de ajuste de curva de fluencia ε-N (probeta H00-4) como fdd de máximos de la familia generalizada de valores extremos.

Tras la primera normalización respecto al número de ciclos cabría pensar en una segunda normalización respecto a la deformación inicial ε_0 , como parámetro de estudio lo que facilitaría la predicción de daño con independencia de la amplitud de la carga en el hormigón.

En el presente caso de nivel de solicitación constante, a la expectativa de desarrollar ensayos a distinto nivel que posibiliten del campo S-N completo, se ha procedido a la normalización del nivel de deformación relativo al número de ciclos, tomando $\varepsilon^* = (\varepsilon - \lambda)/\delta$, con el fin de comprobar una posible unificación de esas curvas ε -N que queda corroborada según puede apreciarse en la figura 4.

De esta forma, la monitorización de la deformación en el ensayo de fatiga se puede considerar como información suplementaria del proceso y, en consecuencia, utilizar para definir con mayor objetividad el criterio de fallo (estado límite último de fatiga) basado en un nivel predeterminado de daño, asimilable en este caso a un valor concreto de deformación, tal como se propone en [1], si bien ahora ligado a un criterio de probabilidad. De este modo, se garantiza mayor fiabilidad en la evaluación de ensayos de fatiga en hormigón en masa o reforzado con fibras y en la predicción probabilística de vida en fatiga.

Las consecuencias son dobles: a) el seguimiento del proceso de la deformación permite predecir para una determinada probabilidad un estado definido de daño, no necesariamente asociado a un estado terminal, sino aquel que se considera conveniente desde la perspectiva de garantía de la integridad estructural o del material; y b) esto corrobora que efectivamente el proceso de daño es un proceso predecible probabilísticamente, lo que refuerza la idea de que a efectos prácticos la referencia

de daño y probabilidad es el criterio más efectivo y objetivo al aunar las dos facetas, el lado físico y la inherente aleatoriedad del proceso de daño.



Figura 4. Doble normalización (N y ε) de las curvas de fluencia para las mezclas: a) para H00 y b) para H15.

En la novedosa metodología de análisis que en este trabajo se expone, se procedió en primer lugar a la normalización de las 12 curvas ε -N para cada una de las mezclas, dividiendo la variable "número de ciclos" por el número final de ciclos hasta rotura por fatiga, N^{*}=N/N_f, en cada una de las probetas. Las curvas normalizadas resultantes ε -N^{*} se ajustaron bajo el supuesto de identificación como distribución generalizada de valores extremos en su doble vertiente, de mínimos y máximos. La optimización en la estimación de los parámetros confirmó en la práctica totalidad de los ensayos el mejor ajuste acorde a la distribución triparamétrica de Weibull de mínimos (valor de κ positivo en la expresión 1), con algunas excepciones de distribuciones de Fréchet para máximos (valor de κ negativo en la expresión 1).

Se hace notar que la normalización efectuada permite unificar el proceso de daño identificado como la evolución del proceso de deformación registrado. Sin embargo, el aspecto más importante consiste en definir lo que se considera el estado límite de fatiga, puesto que es éste el que define en última instancia la evaluación de la dispersión y por lo tanto a la predicción de vida una vez realizada aquella.

ANÁLISIS PROBABILÍSTICO

A modo de ejemplo, en el análisis probabilístico para la predicción de vida en fatiga se consideran dos casos, cada uno de los cuales define supuestamente un estado límite último de fatiga a través de un valor de ϵ_f^* elegido según consideraciones prácticas de dimensionamiento. En este ejemplo ilustrativo los valores de ϵ_f^* corresponden, respectivamente, a los valores de vida normalizada N*=0,95, (cercano a la rotura física), y 0,50 (que representa un nivel medio de daño identificado como deformación), de la vida de fatiga normalizada (ver figura 5).



Fig. 5: Deducción de los valores de $N_L^*=0,95$ y $N_L^*=0,50$ a partir de la fijación de los estados límite ε_f^* .

A partir de estos valores de ϵ_f^* se determinan los correspondientes valores de ${N_L}^*{=}(N_L/N_F)$, donde N_L representa el número de ciclos límite correspondiente a la deformación normalizada elegida como magnitud de referencia para definir el estado límite último de fatiga. Dichos valores en cada uno de los ensayos de las mezclas H00 y H15 quedan recogidos en la tabla 4.

Admitiendo que los resultados se distribuyen de acuerdo con una distribución triparamétrica de Weibull de mínimos (expresión 2), se procede a la estimación de los parámetros correspondientes que se recogen en la tabla 4. La figura 6 muestra una comparación entre la predicción probabilística del número de ciclos hasta rotura y los resultados experimentales obtenidos para las muestras H00 y H15, en función de la deformación adoptada para N^{*}=0,95 como estado límite. Para la representación adoptando N^{*}=0,50 se procedería de forma análoga.

De los valores de la tabla 4 puede inferirse alguno de los significados físicos atribuibles a los parámetros de ajuste: el parámetro de escala (β), por ejemplo, se manifiesta ligado con la cantidad de fibra presente en cada mezcla.

$$F(x; \lambda, \delta, \beta) = 1 - exp\left\{-\left[1 - \left(\frac{x - \lambda}{\delta}\right)\right]^{\beta}\right\};$$

$$x \ge \lambda$$
(2)

Tabla 3: Resultados experimentales del número de ciclos hasta rotura en las mezclas H00 y H15

	H00		Н	15
Probeta	N*=0.50	N*=0.95	N*=0.50	N*=0.95
1	48	90	56	106
2	47	89	78	148
3	37	70	57	107
4	87	164	179	339
5	102	194	132	250
6	72	136	51	96
7	51	96	226	429
8	87	164	91	172
9	212	403	86	162
10	43	82	62	118
11	106	200	92	175
12	373	709	121	230

Tabla 4: Resultados de los parámetros de lasdistribuciones de Weibull para las mezclas H00 y H15

	H00		H15	
	N*=0.50	N*=0.95	N*=0.50	N*=0.95
λ	36.387	68.849	48.535	91.078
δ	54.417	102.781	54.891	105.045
β	0.776	0.774	0.904	0.915



Fig. 6. Predicción de vida según fdd de Weibull y comparación con resultados experimentales para las muestras H00 y H15 para el caso de N^{*}=0,95.

DISCUSIÓN

El análisis del modelo propuesto se ha limitado a un único nivel del campo S-N. Sin embargo, la metodología puede hacerse extensiva a todo el campo S-N mediante realización de ensayos a otros niveles de carga, siguiendo la estrategia de ensayos propuesta en el software ProFatigue [8], basado en el modelo de Castillo-Canteli [9]. Ello permitiría la completa definición probabilística del campo S-N y, en consecuencia, la extensión en todo el ámbito de cargas de la metodología propuesta en este trabajo, tanto para la definición del criterio de fallo en fatiga basado en la consideración de la curva ε -N, como de la subsiguiente predicción de vida en fatiga. Todo ello queda justificado por la consideración como ensayo acelerado a través de la variable normalizada $V=log(\Delta\sigma/\Delta\sigma_0)\cdot log(N/N_0)$ que permite reducir todo el campo S-N a una simple función de distribución.

CONCLUSIONES

Las principales conclusiones que se derivan de este trabajo son las siguientes:

- En el proceso de fatiga del hormigón en compresión se observan dos fenómenos de carácter aleatorio: a) la evolución de la deformación en función del número de ciclos, como representativa de un proceso de daño físico, en este caso de fluencia y b) la dispersión del número final de ciclos, considerada ya formalmente en la evaluación de resultados de vida en fatiga.

- El primero de los fenómenos se identifica como una función de distribución de la familia generalizada de valores extremos, en general triparamétrica de Weibull para mínimos, lo que facilita su normalización y la definición del estado límite último referida a un determinado nivel probabilístico de daño identificable con un número de ciclos normalizado de fatiga.

- La dispersión del número de ciclos es factible de ser analizada según los procedimientos convencionales bajo el supuesto de pertenencia a un campo S-N probabilístico definido mediante una distribución triparamétrica de Weibull.

- Aunque el presente estudio se ha limitado a un único nivel de carga en el campo S-N todo parece indicar la posibilidad de una consecuente generalización a todo el ámbito de cargas mediante la definición probabilística del campo S-N según el modelo de Castillo-Canteli basado en la consideración de la variable normalizada $V=log (\Delta\sigma/\Delta\sigma_0) \cdot log(N/N_0).$

- La validez del procedimiento se ha verificado para el hormigón en masa y para una mezcla de hormigón con bajo contenido (15%) de refuerzo de fibras metálicas. En este último se aprecia una cierta discrepancia en el ajuste para valores bajos de la deformación, correspondientes a probabilidades p<0,30 mientras que el ajuste es satisfactorio para valores mayores, que en definitiva son los correspondientes a la definición del estado límite último del material en fatiga.

- Se ha comprobado la relación entre el parámetro de forma de los ajustes obtenidos y el volumen de fibra contenido en las mezclas estudiadas. La asignación de características físicas a los parámetros de ajuste propicia nuevos criterios ecuánimes de comparación; y facilita, a su vez, la interpretación de la influencia que diferentes cantidades de fibra en hormigones tienen en su respuesta a fatiga.

- Queda pendiente el estudio para valores crecientes del porcentaje de fibras metálicas así como para otro tipo de fibras estructurales.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen el apoyo obtenido a través de los proyectos de investigación BIA2013-48352-P y BIA2015-68678-C2-1-R del Ministerio de Economía, Industria y Competitividad, así como la Junta de Comunidades de Castilla-La Mancha (Grant PEII-2014-016-P).

REFERENCIAS

- Poveda E., Ruiz G., Cifuentes H., Yu R.C., Zhang X., Influence of the fiber content on the compressive low-cycle fatigue behavior of selfcompacting SFRC, Int. J. of Fatigue 101, 9-17, 2017.
- [2] Model Code 2010. Final draft, fib Bulletin N.65 and 66, EPFL Laussanne; 2012.
- [3] Fernández-Canteli A., Castañón-Jano L., Cifuentes H., Muñiz Calvente M., Castillo E., Fitting the fracture curve of concrete as a density distribution function pertaining to the generalized extreme value family. Materials and Design 129, 201-209, 2017.
- [4] CEB. Fatigue of concrete structures, State of the Art Report. Technical report, Bulletin d'Information No. 188, Comité Euro-International du Béton, Case Postale, Lausanne, 1988.
- [5] P. B. Cachim, J.A. Figueiras, and P.A.A. Pereira. Fatigue behavior of fiber-reinforced concrete in compression. Cement and Concrete Composites, 24(2):211–217, 2002.
- [6] S. Mindess, J.F. Young, and D. Darwin. Concrete. Pearson Education, United States, 2002.
- [7] A.L.F. Taliercio and Gobbi E. Experimental investigation on the triaxial fatigue behaviour of plain concrete. Magazine of Concrete Research, 48(176):157–172, 1996.
- [8] Fernández Canteli A., Przybilla C., Nogal M., López Aenlle M., Castillo E. ProFatigue: A software program for probabilistic assessment of experimental fatigue data sets. Procedia Engineering, 74, 236-241, 2014.
- [9] Castillo E., Fernández-Canteli A., A unified statistical methodology for modeling fatigue damage, Springer, 2009.

NUMERICAL COMPARISON OF LOCALIZATION BEHAVIOR OF SMEARED AND STRONG-DISCONTINUITY CRACK MODELS IN QUASI-BRITTLE STRUCTURES WITHOUT STRONG STRESS CONCENTRATORS

J. Planas^{1*}, J.M. Sancho², B. Sanz¹

¹Dep. de Ciencia de Materiales, E.T.S. de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos, Universidad Politécnica de Madrid,C/ Profesor Aranguren 3, 28040 Madrid, España.

²Dep. de Estructuras de Edificación, E.T.S. de Arquitectura, Universidad Politécnica de Madrid, Avda. Juan de Herrera 4, 28040 Madrid, España.

*Corresponding author: jaime.planas@upm.es

RESUMEN

Este artículo compara dos familias muy relacionadas de implementaciones numéricas de la iniciación, localización y crecimiento de grietas en materiales cuasi-frágiles, llamadas, respectivamente, de fisura distribuida y de fisura embebida con cinemática de discontinuidad fuerte. Ambas aproximaciones se basan en el modelo clásico de fisura cohesiva y usan elementos finitos lineales con deformaciones mejoradas supuestas. En primer lugar, se presenta la formulación unificada. Ambas aproximaciones son estrictamente locales y comparten el mismo modelo cohesivo de base. Para facilitar la comparación, el análisis se limita a casos bidimensionales. Los dos modelos se aplican a elementos estructurales idealizados sin grandes concentraciones de tensiones: una viga (sin entalla) sometida a flexión en tres puntos, y una losa con retracción. El artículo presenta resultados numéricos de dichas simulaciones que indican que los elementos con cinemática de discontinuidad fuerte describen mejor la localización espontánea de grietas en ese tipo de estructuras, a pesar de que sus predicciones hasta carga máxima son similares para probetas entalladas.

PALABRAS CLAVE: Fisura cohesiva, Fisura embebida, Fisura distribuida, Material cuasi-frágil

ABSTRACT

This paper compares two close families of numerical implementations of crack initiation, localization and growth in quasi-brittle materials, so called, respectively, smeared crack and embedded crack with strong discontinuity kinematics. Both approaches are based on the classical cohesive crack model, and use linear elements with enhanced assumed strains. The mathematical formulation of the enhanced strains is first introduced and compared to each other, together with the resulting unified formulation. To facilitate the comparison, only two-dimensional linear elements with enhanced assumed strains are considered in this work and their formulation is briefly described for each of the models. Both approaches are computationally strictly local and share the same underlying cohesive model. The two models are applied to idealized structural elements lacking strong stress concentrations: an unnotched three point bent beam, and a shrinking slab. The paper reports numerical results for those computations which show that the elements with strong discontinuity kinematics provide a superior performance to describe spontaneous crack localization in this kind of structures even though their performance is similar for notched specimens up to the peak-load.

KEYWORDS: Cohesive crack, Embedded crack, Smeared crack, Quasibrittle material

1 INTRODUCTION

Following the introduction of the *fictitious or cohesive crack model* for the fracture of concrete in the mid and late 1970s [1], the *smeared crack model* was developed in the mid 1980s to deal with cracks in concrete structures using standard finite element methods [2, 3] in a way similar, but not identical, to the coetaneous *crack band model* [4]. These apparently different approaches to quasibrittle fracture can be viewed, in their numerical side, as different implementations of an underlying cohesive crack

model as done, e.g., in [5, 6]. Since then, many alternative approximations have been set to deal numerically with crack propagation in quasibrittle materials, whose review is well outside the scope of this paper. It will be enough to say that the numerical framework for the analysis that follows is that of finite elements with embedded cracks which were thoroughly analyzed by Jirásek [7].

Since it is difficult to find a finite element code in which both the smeared approach an the so called embedded crack with strong singularity kinematics can be compared



without spurious influences coming from using different algorithms, the present work intends to set a unified framework to compare both approaches in a unified way, and present the first results of such comparison. Section 2 describes the background required to follow the work; Section 3 presents the basic equation for the smeared crack approach and sets the unified model; Section 4 describes the main results and discusses the essential differences for two relatively simple quasibrittle structures; and Section 5 closes the paper with the main conclusions.

2 BACKGROUND

2.1 Cohesive crack model

The cohesive crack model is adopted in this work to describe initiation and growth of cracks in a quasibrittle material [1, 5, 6, 8, 9]. Essentially, the model assumes that the material outside the crack surface (the bulk) remains linear elastic all the time; a crack forms at any given point if the maximum principal stress σ_1 reaches the tensile strength f_t of the material, and does so along a surface locally normal to the maximum principal stress direction. For pure monotonic opening mode (mode I), the model assumes that the (normal) traction σ is a function of the (normal) crack opening w, i.e.:

$$\sigma = f(w) \tag{1}$$

For general purpose computations, we need a fully vectorial model relating the traction vector \mathbf{t} to the crack opening vector \mathbf{w} and able to simulate crack closure and reopening, i.e., to accept unloading and reloading. The simplest model satisfying these constraints, we believe, is that presented in [10], which, as sketched in Fig. 1, assumes that: (1) the cohesive forces are central, i.e., \mathbf{t} and \mathbf{w} are collinear (this was initially just a convenient assumption, but nowadays is known to be a fundamental requirement for the cohesive model to be frame-indifferent [11]); and (2) that unloading-reloading is straight to the origin. With this, the full cohesive crack law can be written as

$$\mathbf{t} = f(\tilde{w}) \frac{\mathbf{w}}{\tilde{w}}, \qquad \tilde{w} = \max[|\mathbf{w}|]$$
 (2)



Figure 2. Embedded crack model.

2.2 An embedded crack model with strong discontinuity kinematics

Figure 2 displays the main ingredients of the numerical and conceptual model used in the computations [10]. The finite elements are constant strain triangles with an embedded cohesive crack. Strong discontinuity kinematics is imposed, which means, as shown in the figure, that the crack cuts only two sides of the element and, therefore, the inelastic strain of the side AB is zero: this is the main difference with respect to the traditional smeared crack approach as discussed later. The corresponding equation for the small strain tensor can be shown to be the following [10]:

$$\boldsymbol{\epsilon}^{c} = \boldsymbol{\epsilon}^{a} - \left(\mathbf{w} \otimes \mathbf{b}^{+} \right)^{S} , \qquad (3)$$

where ϵ^c is the strain in the continuum (the bulk), ϵ^a is the apparent strain (the strain computed from the nodal displacements and the shape functions of the elements, see the dashed line triangle in figure 2). The crack displacement vector **w** and the vector **b**⁺ are also shown in Fig 2. Superindex *S* indicates symmetric part of the tensor affected by it.

Other essential features of the model are as follows: (1) the crack is required to satisfy local equilibrium, which implies that its exact position in the element is not required; (2) the computations are strictly local, i.e., no crack *tracking* algorithm is needed, the orientation of the crack in the element and the corresponding solitary node are determined based only on the current nodal displacements in the corresponding element. However, two strictly numerical features are used to avoid crack locking: (3) the initial elastic stiffness matrix is used for the element throughout the computation, and (4) the crack in the element is allowed to reorient itself following the principal stress rotations while its crack *adaptability*).

Feature (3) implies a large number of iterations (but these are very fast because back substitution is all is needed

in each iteration), which turns out to be a virtue when combined with feature (4) since the cracks are given more opportunities to adopt the right orientation (or even get closed), while seeking for convergence, in a kind of selfannealing process.

3 SMEARED AND UNIFIED APPROACH

3.1 Smeared crack formulation

To be specific, we consider a crack model, given by its traction versus crack opening relationship, and consider its continuum stress-strain equivalent when one assumes the crack opening to be uniformly distributed in a band of a certain width as discussed in [5], and [6](Chapter 8). When dimension of the band and the projected dimension of the element coincide, as shown in Fig. 3, the relationship between the continuum strain tensor and the apparent strain is as follows:

$$\boldsymbol{\epsilon}^{c} = \boldsymbol{\epsilon}^{a} - \left(\frac{\mathbf{w}}{h_{p}} \otimes \mathbf{n}\right)^{S} , \qquad (4)$$

in which it is obvious that we assume that the total crack opening \mathbf{w} is uniformly smeared over the element. In this respect note that, as clearly shown by the figure, in this formulation the three sides of the element undergo inelastic displacement, contrary to what happens for the strong discontinuity kinematics.



Figure 3. Smeared crack model (adapted from [6]).

3.2 Unified formulation

Comparison of equations (3) and (4) immediately reveal that they are amenable to a common form, namely:

$$\boldsymbol{\epsilon}^{c} = \boldsymbol{\epsilon}^{a} - \left(\mathbf{w} \otimes \mathbf{m}\right)^{S} , \qquad (5)$$

where \mathbf{m} is a director vector with dimensions equal to the inverse of a length (similar to a wave vector, thus, or a gradient of a dimensionless function). Then, the two foregoing models can be merged in a unique formulation in which \mathbf{m} is given by

$$\mathbf{m} = \begin{cases} \mathbf{b}^+ & \text{for strong discontinuity} \\ \frac{\mathbf{n}}{h_p} & \text{for smeared crack} \end{cases}$$
(6)

Therefore, given a computer program that handles any of the two approaches, it is possible to use it for the other if a routine is provided to compute the appropriate values of **m**. This gives a method to compare the influence of the assumed kinematics without spurious side-effects arising from other algorithms in the program.

It is worth noting that, for isotropic linear elasticity, the apparent strain tensor and the stress tensor given by Eq. (5) are not coaxial in general. Coaxiality can only be guaranteed for fully rotating smeared crack model, in which n is a principal direction, and, moreover, w, m and n are collinear vectors. Only in that case the tangent stiffness matrix is symmetric.

In the following we present and discuss numerical results for two relatively simple structures when the two foregoing kinematics are used without any other change in the numerical algorithms.

4 COMPARISON FOR SIMPLE CASES

The function to compute **m** as a function of the geometry of the element (position of the nodes), of the orientation of the crack **n** and of the assumed kinematics, Eq. $(6)_1$ and Eq. $(6)_2$ has been implemented in the program developed by the authors, and two simulations were run, one for a three-point bend beam (TPB) and another for a shrinking slab.

In these simulations all the computational settings were the same for the two kinematical models. In particular, a concrete was assumed with elastic parameters E =30 GPa, $\nu = 0.17$, tensile strength $f_t = 3.0$ MPa and a linear softening with a characteristic crack opening $w_1 =$ 0.030 mm (see shaded area in Fig. 1).

The adaptation factor for the cracks was taken to be 0.2, which means that the crack is free to rotate (adapt itself to the instantaneous stress field) while $\tilde{w} < 0.2w_1 = 6.0 \,\mu\text{m}$.

4.1 Three-point bend beam

Figure 4 shows the geometry of the beam, and the corresponding mesh obtained using the finite element mesh generator GMSH [12] which was run with default settings. The calculations were run controlling the mid-span stretch w_B defined in Fig. 4. A total stretch of 0.1 mm was applied in 100 equally sized steps.

Figure 5 shows the plots of the load per unit thickness versus the stretch. The two curves are identical in the elastic range —as it should be— and differ only slightly up to the peak and in the near post-peak, but their difference increases strongly in the far post peak. The load for the smeared crack kinematics is, roughly, twice the load for the model with strong discontinuity kinematics at the end of the simulation.



Figure 4. Geometry and FE mesh for TPB simulation. (2196 nodes, 4290 elements, D = 100 mm.)



Figure 5. Load (P/B) vs. mid-span stretch (w_B) in TPB.

4.2 Shrinking slab

The second analysis corresponds to the slab sketched in Fig. 6, with a deph D = 100 mm and a length of 1 m. It is assumed to be bonded to a rigid substrate and connected through rolling supports to the vertical walls at the end. A parabolic shrinkage profile is assumed and simulated using a virtual temperature field and a fictitious coefficient of linear thermal expansion. The shape of the profile is fixed and the nominal shrinkage stress at the surface is increased from 0 to $3f_t (= 9\text{MPa})$ in 30 steps, corresponding to free shrinkage strains $\epsilon_s = -3f_t/E$. The slab was meshed using GMSH with a nominally uniform unstructured mesh which comprised 3558 nodes and 7116 elements

Figure 7 shows a sequence of selected snapshots of the evolution of cracking for the case of strong discontinuity kinematics. The scales for the stress level and for the crack opening is the same in all figures. The maximum principal stress in each element is represented by a grayscale shadowing, with black representing the tensile strength of the material (3 MPa) and white zero tensile



Figure 6. Sketch of the geometry of the slab, and of the nominal shrinkage stress profile

stress (the maximum stress may be negative in the white areas). The cracked elements are represented in a blue scale ranging from cyan —cracks with opening less tan $6.25 \,\mu\text{m}$ — to dark blue, for crack openings up to $50 \,\mu\text{m}$.

Proceeding from top to bottom we see first that, at step 13, most of the elements of the top surface are cracked, forming a band of rather uniform thickness, and the stress field is independent of the position along the horizontal axis. Next, at step 16, crack localization is already visible: cracked zones become sparser and vertical columns of 5, 6 or more cracked elements become clearly visible. In the third snapshot, for step 19, 8 dominant cracks are seen, with shorter cracks between them; note that only a few elements at the mouth of the dominant cracks have an opening exceeding $6.25 \,\mu\text{m}$. In the next snapshot, at step 23, the shorter cracks have almost disappeared (they were not consolidated) and the 8 dominant cracks start to interact appreciably with the substrate, as shown by the arrows that represent the nodal reactions. Finally, at step 30, 4 cracks have extended to become dominant while the other cracks keep their previous length or are slightly in recession; at this stage the interaction of the dominant cracks with the substrate is strong, and a bulb of slightly cracked elements has formed at the crack tip (this effect appears when the crack tip gets close to the compression zone ahead of it).

Figure 8 shows a similar sequence of snapshots for the case of smeared crack kinematics, with identical scales, conventions and steps as for the previous figure.

Although, roughly speaking, the sequence of localization is similar, clear differences can be seen that, overall, indicate that the process is less 'sharp' than before. First, for the top image, step 13, a compact layer of cracked elements is found: all the elements with nodes on the top surface are cracked. In step 16, a few localized cracks may be seen, but relatively large compact areas of cracked elements subsist. In steps 19 and 23, the distribution of dominant cracks is uneven as compared to the previous



Figure 7. Snapshots of the crack evolution in the slab for the model with strong discontinuity kinematics. From top to bottom: steps 13, 16, 19, 23 and 30 (corresponding to $\sigma_S = 1.3, 1.6, 1.9, 2.3$ and $3f_t$).



Figure 8. Snapshots of the crack evolution in the slab for the model with smeared crack kinematics. From top to bottom: steps 13, 16, 19, 23 and 30 (corresponding to $\sigma_S = 1.3, 1.6, 1.9, 2.3$ and $3f_t$).

results for strong discontinuity, and, most importantly, the dominant cracks are less sharp, and temporal bifurcations are visible that make the cracks to take the appearance of growing plants. In the last image, for step 30, five dominant cracks remain with, still, a clear efflorescent appearance.

5 CONCLUSIONS

From the foregoing theoretical and numerical results we can draw the following conclusions:

- 1. A framework exists, given by Eqs. (5) and (6), which allows to compare the influence of the assumed element kinematics in the results of the computations without spurious influences from other sources, since all the numerical algorithms are the same except the expression for the director m as defined in (6).
- 2. The numerical results show a clear trend in favor of the strong discontinuity kinematics when the far post-peak response is concerned, as well as when we require sharp localization properties and 'clean' crack-path definition.
- 3. The growing-plant appearance of the sets of contiguous cracked elements that materialize a macrocrack, when the smeared crack approach is used, suggest that the origin of such behavior may lay in the fact that in that approach all three sides of an element are affected by inelastic displacements, while this is not the case when the strong discontinuity kinematics is assumed, as pointed out before

ACKNOWLEDGEMENTS

The authors gratefully acknowledge the *Secretaría de Estado de Investigación, Desarrollo e Innovación* of the Spanish *Ministerio de Economía y Competitividad* for providing financial support for this work under the project BIA2014-54916-R.

REFERENCES

- A. Hillerborg, M. Modéer, and P. E. Petersson. Analysis of crack formation and crack growth in concrete by means of fracture mechanics and finite elements. *Cement and Concrete Research*, 6(6), 773–781, 1976.
- [2] J.G. Rots, P. Nauta, G.M.A. Kuster, and J. Blaauwendraad. Smeared crack approach and fracture localization in concrete. *HERON*, **30**(1), 1985.
- [3] J. G. Rots. Computational modeling of concrete fracture. PhD thesis, Delft University of Technology, 1988.
- [4] Z. P. Bažant and B-H Oh. Crack band theory for fracture of concrete. *Materials and Structures*, 16, 155–177, 1983.

- [5] M. Elices and J. Planas. Material models, chapter 3. In L. Elfgren, editor, *Fracture Mechanics* of *Concrete Structures*, pages 16–66. Chapman & Hall, London, 1989.
- [6] Z. P. Bažant and J. Planas. Fracture and Size Effect in Concrete and Other Quasibrittle Materials. CRC Press, Boca Raton, FL., 1998.
- [7] M. Jirásek. Comparative study on finite elements with embedded discontinuities. *Computer Meth*ods in Applied Mechanics and Engineering, 188(1), 307–330, 2000.
- [8] M. Elices, G. V. Guinea, J. Gómez, and J. Planas. The cohesive zone model: advantages, limitations and challenges. *Engineering Fracture Mechanics*, 69(2), 137–163, 2002.
- [9] J. Planas, M. Elices, G. V. Guinea, F. J. Gomez, D. A. Cendon, and I. Arbilla. Generalizations and specializations of cohesive crack models. *Engineering Fracture Mechanics*, **70**(14), 1759–1776, 2003.
- [10] J. M. Sancho, J. Planas, D. A. Cendon, E. Reyes, and J. C. Galvez. An embedded crack model for finite element analysis of concrete fracture. *Engineering Fracture Mechanics*, 74(1-2), 75–86, 2007.
- [11] F. Costanzo. A continuum theory of cohesive zone models: deformation and constitutive equations. *International Journal of Engineering Science*, **36**(15), 1763–1792, 12 1998.
- [12] C. Geuzaine and J-F Remacle. Gmsh: A 3-d finite element mesh generator with built-in pre- and post-processing facilities. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, **79**(11), 1309– 1331, 2009.

ESTABLECIENDO LA EQUIVALENCIA ENTRE ENSAYOS 3-PB Y MDCT PARA DETERMINAR LA ENERGÍA DE FRACTURA EN HORMIGÓN

L. Castañón Jano¹, M. Lozano García¹, H. Cifuentes Bulté², S. Seitl³, A. Fernández Canteli¹

¹Dpto. de Construcción e Ingeniería de Fabricación, EPI Gijón, Univ. de Oviedo, 33203 Gijón ²Grupo de Estructuras, E.T.S. de Ingeniería, Univ. de Sevilla, 41092 Sevilla ³Faculty of Civil Engineering, Brno University of Technology, 602 00 Brno

RESUMEN

El ensayo de fractura de hormigón con probeta MDCT (*modified disk-shaped compact tension test*) aspira a representar en el futuro una alternativa real a los ensayos convencionales 3-PB y WST en la determinación de los parámetros de fractura de este material debido a las ventajas que conlleva frente a estos últimos, como son la mayor sencillez en la realización del ensayo y versatilidad y ahorro de material en la elaboración de probetas. A ello contribuye la constatación de que el proceso de fractura en todos estos ensayos se describe adecuadamente mediante una función de densidad de tipo Fréchet, como caso particular de distribuciones de valores extremos. En este artículo se sientan las bases experimentales, numéricas y analíticas para establecer una posible equivalencia o conversión entre los valores obtenidos para la energía de fractura específica del hormigón (G_F) según el MDCT y los ensayos convencionales, independiente del tamaño de la zona de ligamento, y supuestamente del ensayo, lo que supondrá un definitivo avance para el reconocimiento del MDCT como procedimiento estandarizado de aplicación internacional.

PALABRAS CLAVE: Ensayo MCDT, energía de fractura específica, interconversión de parámetros de fractura, hormigón

ABSTRACT

When referring to concrete, the modified disk-shape compact tension test (MDCT) aims at representing a real alternative in the future to the conventional tests 3-PB and WST for determining the fracture parameters of this material due to the advantages such a test provides when compared with the latter, such as greater simplicity in the test performance and versatility and material saving in the specimens preparation. A particular circumstance is contributing to this, namely, that the fracture process in all these tests is adequately described by means of a density function of the Fréchet type, as a particular case of extreme value distribution. In this paper, the experimental, numerical and analytical bases are set to stablish the equivalence or conversion between the fracture energy (G_F) values obtained for concrete according to MDCT and conventional tests, irrespective of size, and supposedly of the test modality, which will be a definite step forward to the recognition of the MDCT test as a standardized procedure of international application.

KEYWORDS: MCDT test, specific fracture energy, interconversion among fracture parameters, concrete

1. INTRODUCCIÓN

El ensayo de fractura en hormigón con probeta compacta modificada MDCT (modified disk-shape compact tension test) presenta unas notorias ventajas frente a los ensayos convencionales 3-PB y WST, debido a una mayor sencillez en la realización del ensayo y a la versatilidad y ahorro de material en la elaboración de probetas. Además, ofrece la posibilidad de ensayar probetas elaboradas a partir de testigos extraídos de estructuras de hormigón ya construidas, un aspecto fundamental en el caso de análisis patológicos. Los resultados alcanzados hasta la fecha [1] demuestran ser robustos y sugieren que el ensayo MDCT es potencialmente adecuado para determinar los parámetros de fractura de forma similar y equivalente a los otros ensayos de fractura convencionales, 3-PB y WST. Su aceptación como ensayo estandarizado quedaría

pendiente de establecer la relación entre los valores de la energía de fractura proporcionados según este ensayo y los otros ensayos y, en su caso, de fijar los parámetros característicos de la probeta y del ensayo (posición de la barra de tiro, longitud de ésta, longitud de la entalla, etc.). En todo caso, es preciso tener en cuenta las especificidades que presenta el proceso de rotura en cada uno de esos ensayos que dificultan la interpretación directa y simplista de los resultados, incluso en el caso de los dos ensayos convencionales mencionados.

La justificación y corrección de esta anomalía es analizada en este trabajo como paso previo, para establecer la conversión de equivalencia entre los resultados de la energía de fractura según los ensayos tradicionales y el ensayo MDCT. Se hace notar que en los ensayos se mide el COD en la vertical de las barras de tiro de la probeta, en lugar del CMOD, con lo que el COD resulta ser coincidente con δ . En consecuencia, el área bajo la curva P-COD se identifica aquí como el trabajo de fractura aportado durante el ensayo. La constatación de que en todos estos ensayos el proceso de fractura, medido como registro de la curva P-COD, se ajusta satisfactoriamente mediante una función de densidad de tipo Fréchet, ver [2], justifica esa potencial relación de equivalencia entre todos esos ensayos.

Cabe recordar que en la práctica constructiva se admite, sin aparente controversia, la equivalencia empírica entre los resultados de la resistencia a compresión del hormigón obtenidos indistintamente con probeta cilíndrica y cúbica. Ello, a pesar de las notorias diferencias que se observan en el proceso de rotura en compresión para ambos tipos de probeta y de la trascendencia que implica esa equivalencia empírica, dado que el valor de la resistencia a compresión del hormigón es la base de cálculo para el resto de magnitudes de caracterización mecánica que intervienen en el cálculo estructural [3].

En este artículo se aportan argumentos analíticos, experimentales y numéricos para justificar la posibilidad de establecer la equivalencia o conversión entre los valores obtenidos para la energía de fractura específica del hormigón (G_F) según el MDCT y los ensayos convencionales, independientemente del tamaño del tamaño de la probeta y supuestamente del ensayo, lo que supondrá un definitivo avance para el reconocimiento del MDCT como procedimiento estandarizado de aplicación internacional.

2. RESULTADOS EXPERIMENTALES EN ENSAYOS PREVIOS Y JUSTIFICACIÓN ANALÍTICA DE LA CURVA P-COD CRECIENTE EN LA COLA

En los ensayos MDCT realizados, se constata que la cola superior de la curva de fractura P-COD en la etapa final, previa a la rotura, muestra una tendencia de la carga P a aumentar para valores de COD crecientes, tanto en hormigones de resistencia normal como de alta resistencia, ver Fig.1. Este comportamiento contradice la tendencia hacia valores asintóticamente decrecientes observada regularmente en el caso del ensayo 3-PB con compensación de peso propio [2,3]. Se hace notar que en el ensayo MDCT no es precisa una interrupción del ensayo, alcanzándose directamente la fractura de la probeta.

La anomalía mencionada en la curva P-COD se atribuye al momento de cierre del ligamento provocado por la flexión de las barras de tiro de la probeta durante el ensayo, ver [1], un fenómeno que se hace más patente en la fase final del ensayo, cuando el momento externo debido al tiro de las barras es relativamente pequeño y el momento de cierre por flexión de las barras cobra mayor importancia.



Fig.1 Curvas de fractura P-COD típicas del ensayo MDCT: Para hormigón S105_05-2, de resistencia normal y F112.5-05-2, de alta resistencia.

El efecto queda también ratificado en la simulación del proceso de fractura mediante cálculos por elementos finitos, tal como se expone en el apartado 5. Cabe pensar que en la fase final de la curva P-COD, el momento de cierre es predominante frente al momento inducido por el tiro de la máquina por lo que en tal caso cabe esperar un crecimiento en la cola de la curva P-COD, como queda demostrado en los registros experimentales de los ensayos ya mencionados en la Fig. 1.

La tendencia creciente de P a medida que aumenta el COD, en contra de lo esperado, se supone atribuible al momento de cierre en el trasdós de la probeta, especialmente perceptible en la fase final de la curva P- δ cuando la longitud del ligamento tiende a cero, que se genera debido a la necesaria compatibilidad entre el desplazamiento transversal de la probeta y el COD, ver Figs. 5 y 6.



Fig. 2: Representación esquemática del momento de cierre debido a la compatibilidad entre desplazamiento horizontal y COD.

La apertura (COD) de la entalla implica la aparición de un desplazamiento transversal de la probeta forzado por la compatibilidad cinemática entre ambos, que debe ser asumida por la barra de tiro empotrada en la probeta de hormigón. El momento flector resultante M_{BA} debido a la flexión en cada barra (superior e inferior) de la barra supone a su vez un momento flector de cierre del ligamento, que puede ser expresado mediante relaciones elementales para barras en la teoría de estructuras en función del desplazamiento horizontal Δ_B y de la rotación de la barra en flexión θ_B , ambos en el punto B, y para la longitud libre de la barra L_{AB} :

$$M_{BA} = M_{\Delta} - M_{\theta} = \frac{6 E_{AB} I_{AB} \Delta_B}{L_{AB}^2} - \frac{4 E_{AB} I_{AB} \theta_B}{L_{AB}} = \frac{E_{AB} I_{AB}}{L_{AB}} \left(\frac{6 \Delta_B}{L_{AB}} - 4 \theta_B\right)$$
(3)

donde E_{AB} y I_{AB} son, respectivamente, el módulo de Young y el momento de inercia de la barra de tiro. La barra de tiro se supone perfectamente empotrada en las mordazas de la máquina de ensayos y en la probeta de hormigón, que se supone idealmente rígida.

La presencia del COD implica la aparición de un desplazamiento horizontal transversal cuya expresión es compleja debido especialmente a la dificultad de estimación de la posición del eje de giro en la apertura de la entalla.



Fig.3: Representación esquemática del desplazamiento de la barra de tiro de la probeta durante el ensayo del MDCT y su relación compatible con el COD.

A su vez, el momento total M_{tot} actuante en el ligamento se puede expresar como

$$M_{tot} = M_P + 2 M_{AB} = (P + \Delta P)\zeta \tag{4}$$

donde M_P es el momento debido a la carga aplicada por la máquina en ausencia de desplazamiento transversal de la probeta, ΔP es el esfuerzo suplementario necesario para vencer el momento de cierre y ζ es la distancia a la posición de la resultante de compresión. Sin embargo, dado que en la última fase del ensayo, la zona de compresión es muy reducida se puede aceptar como buena, la aproximación (ver Fig. 4):



Fig. 4: Representación esquemática de las dimensiones características en la probeta MDCT.

$$\zeta \simeq W$$
 (5)

de donde se deduce que

$$\Delta P = \frac{2M_{AB}}{\zeta} \simeq \frac{2M_{AB}}{W} = \frac{4E_{AB}I_{AB}}{WL_{AB}} \left(\frac{3\Delta_B}{L_{AB}} - 2\theta_B\right) \quad (6)$$

La validez de la Expr. (6) se estudia para los ensayos realizados, adoptando los valores de los parámetros correspondientes al ensayo: $L_{AB}=20$ mm, W=112,5 mm, $E_{AB} = 2,1 \times 10^5$ MPa, $I_{AB}=201$ mm⁴. Complementariamente se determinan los valores del desplazamiento horizontal de la probeta, Δ_B , y del ángulo de apertura de la entalla θ_B mediante la técnica de correlación digital de imágenes, con el equipo Aramis de GOM, durante el ensayo MDCT [4].

Sin embargo, a pesar de confirmarse una relación razonablemente lineal entre el COD y Δ_B y θ_B (ver Fig.5), no se cumplieron las expectativas en la relación entre COD y ΔP . Como justificación, se puede aducir que el supuesto de doble empotramiento rígido de la barra de tiro en mordazas y probeta y la aplicación de la teoría de estructuras para barras en la deducción del momento M_{AB} no es aceptable para pequeñas longitudes de la barra de tiro, L_{AB}, y aún menos en longitudes extremadamente cortas como es aquí el caso. Una deducción analítica en



tales casos parece inabordable por su complejidad.

Fig. 5: Ejemplos de relación lineal entre COD y ΔB y θ_B , respectivamente, deducida mediante técnica de correlación digital de imágenes.

3. CORRECCIÓN EMPÍRICA DE LA CURVA REGISTRADA Y AJUSTE SEGÚN MODELO DE FRÉCHET

Ante la imposibilidad de una corrección analítica de la curva P-COD, cabe proceder a una simple corrección empírica que permita compensar la tendencia incremental de P, considerada anómala, para reproducir el comportamiento asintótico esperado y así alcanzar la estimación de la energía de fractura empleando el ajuste según el procedimiento ya avalado en [3], como función de densidad de una distribución triparámetrica de Fréchet de máximos.

La compensación se consigue mediante introducción de un giro θ del sistema de coordenadas de la curva P-COD en el sentido de las agujas del reloj, lo que equivale a substraer del valor de la carga P, un valor linealmente proporcional al del COD desde el origen (ver Fig. 6) de modo que el nuevo eje COD' pasa ahora a ser asintótico a la curva P-COD registrada. Se hace notar que en este ensayo, contrariamente a lo que ocurre en el de flexión 3-PB con compensación de peso, se produce indefectiblemente la rotura física de la probeta.

Así, la ordenada compensada resulta ser:

$$P_{comp}(COD) = P(COD) - \Delta P(COD) = P(COD) - COD tg(\theta)$$
(7)

donde θ es el ángulo de inclinación del nuevo eje COD* que resulta de conectar el origen del sistema de coordenadas con el punto asintótico al que tiende la curva en su extrapolación hacia infinito.



Fig. 6: Justificación empírica para la corrección en la posición de la curva P-delta mediante el giro del eje horizontal.

A continuación, se muestran ejemplos de ajuste de curvas de fractura para hormigón de resistencia normal, ver Fig. 7, y de alta resistencia, ver Fig. 8, en las que se incluyen los valores de los parámetros de Fréchet, así como la energía de deformación, representada por el parámetro de escala Ω [2].



Fig. 7: Ejemplos de curvas P-COD en hormigones de resistencia normal. Curvas originales y modificadas con el procedimiento propuesto.



Fig. 8: Ejemplos curvas P-COD en hormigones de alta resistencia. Curvas originales y modificadas con el procedimiento propuesto.

Tabla 1. Resultados de la energía de fractura según ensayo MDCT para un hormigón de resistencia normal $f_c=36.8$ MPa en probetas de diferente W v a.

JC) -					
W	α	Nº	W _{ft}	A _{lig}	G _f
(mm)	= a/W	Muestra	[Nmm]	[mm ²]	[N/m]
105	0,1	1	814,0	5690,6	143,0
105	0,1	2	928,4	5587,0	166,2
105	0,1	3	364,7	5422,0	67,3
105	0,3	1	606,5	4475,7	135,5
105	0,3	2	547,9	4581,3	119,6
105	0,3	3	774,8	4527,9	171,1
105	0,5	1	252,4	3263,0	77,4
105	0,5	2	300,4	3459,4	86,8
105	0,5	3	524,9	3397,8	154,5

Tabla 2. Resultados de la energía de fractura según ensayo MDCT para un hormigón de alta resistencia normal fc=97 MPa en probetas de diferente $W y \alpha$.

W	α	Nº	W _{ft}	Alig	Gf
(mm)	= a/W	Muestra	[Nmm]	$[mm^2]$	[N/m]
105	0,1	2	710,4	5737,5	123,8
105	0,1	3	999,7	5891,8	169,7
105	0,1	4	1274,6	5936,6	214,7
105	0,3	1	931,1	4581,8	203,2
105	0,3	2	904,3	4676,8	193,4

-					
105	0,3	3	773,3	4603,7	168,0
105	0,3	4	889,5	4458,0	199,5
105	0,5	1	743,7	3207,9	231,8
105	0,5	2	526,9	3197,0	164,8
105	0,5	3	704,4	3189,8	220,8
105	0,5	4	548,9	3268,3	168,0
112.5	0,1	1	1374,8	6326,5	217,3
112.5	0,3	1	811,4	4454,2	182,2
112.5	0,3	2	1202,0	4824,8	249,1
112.5	0,3	3	821,1	4667,9	175,9
112.5	0,3	4	958,7	4494,8	213,3
112.5	0,5	1	472,6	3432,4	137,7
112.5	0,5	2	552,0	3362,7	164,2
112.5	0,5	3	470,5	3440,9	136,7
112.5	0,5	4	718,6	3329,6	215,8
112.5	0,5	5	582,6	3376,4	172,5

Tabla 3. Resultados de la energía de fractura según ensayo 3-PB para hormigones de resistencia normal $(f_c=36,8 MPa) v alta (f_c=96 MPa).$

	W _{ft} [Nmm]	A_{lig} [mm ²]	G _f [N/m]
Hormigón normal (S)			
	801	5213	153,6
Hormigón alta			
resistencia (F)	1085	5160	209

4. JUSTIFICACIÓN NUMÉRICA MEDIANTE MEF DE LA CURVA P-CMOD CRECIENTE EN LA COLA

La probeta simulada numéricamente corresponde a geometría y propiedades de las denominadas F112.5-05, fabricadas con un hormigón de alta resistencia y de diámetro D=153,6 mm, W=112,5 mm y α = 0.5. Con el fin de reducir el coste computacional se aplica doble simetría en el modelo. La malla de elementos finitos es de tipo hexaédrico de tamaño 4 mm, y se aplica un refinado tanto en la zona de la grieta como en la superficie de hormigón colindante con la barra de acero Un detalle del modelo se muestra en la Fig. 9.



Fig. 9: Geometría, malla y cond. de contorno del MEF.

El material implementado corresponde al denominado "Concrete Damaged Plasticity", que reproduce un comportamiento elastoplástico del material y supone que los dos principales mecanismos de fallo son el agrietamiento en tracción y el aplastamiento en compresión [5]. La conexión entre la barra y el hormigón se realiza mediante una restricción de tipo "tie", que iguala el movimiento traslacional y rotacional de dos pares de superficies. La apertura de la grieta se induce mediante la imposición de un desplazamiento en el extremo de la barra. A lo largo de la simulación se extraen datos del COD en la zona de la grieta que se encuentra a la altura de la barra, y de carga en el extremo de la misma.



Fig. 10: Comparación entre las curvas P-COD obtenidas experimentalmente y mediante elementos finitos para la probeta de tipo F112,5-05.

Tal y como ocurre en los ensayos experimentales, se produce un incremento de carga en la cola de la curva (Fig. 10). La condición de compatibilidad obliga a la aparición de una zona de cierre del ligamento, que se evidencia en la Fig. 11 con la aparición de una compresión en la parte final de la grieta.



Fig. 11: Tensiones en la dirección perpendicular a la grieta (S11) en la que se observa la zona de compresión.

5. CONCLUSIONES

Las principales conclusiones que se derivan de este trabajo son las siguientes:

- El ensayo MDCT es fiable y robusto por lo que puede ser aceptado como ensayo estándar en la determinación de la energía de fractura en el hormigón.

- La deducción analítica y los cálculos numéricos, justifican, al menos a nivel cualitativo en el primer caso,

los valores crecientes de la cola de la curva P-COD en la fase final del ensayo previa a la rotura de la probeta.

- Se ha desarrollado un modelo para facilitar la corrección de la curva original P-COD y subsiguiente estimación automática de los parámetros del modelo de Fréchet, a partir de los cuales se define la energía de fractura total mediante probetas CDMT.

- La aplicación de la técnica de correlación digital permite observar las relaciones entre el desplazamiento horizontal de la probeta y el COD con el fin de estimar y justificar la tendencia incremental en la curva P-COD.

- Dada la influencia que parecen ejercer los diferentes valores de W y α sobre el valor de la energía de fractura, que determinan, respectivamente, la longitud de entalla y la posición de la barra de tiro, resulta prematura una propuesta de conversión entre los valores de la energía de fractura para el ensayos 3-PB y MDCT.

- Por ello, se considera necesario proceder primero a una normalización del ensayo MDCT relativa a longitud de la entalla y de las barras de tiro, así como de la posición de éstas en la probeta.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen el apoyo obtenido prestado a través de Proyecto de investigación SV-PA-11-012 de la Consejería de Ciencia y Educación del Gobierno Regional del Principado de Asturias. This paper has been worked out under the "National Sustainability Programme I" project "AdMaS UP – Advanced Materials, Structures and Technologies" (No. LO1408) supported by the Ministry of Education, Youth and Sports of the Czech Republic

REFERENCIAS

[1] Cifuentes H., Lozano M., Holušová T., Seitl S., Medina F. Fernández-Canteli A., Modified disk-shaped compact tension test for measuring concrete fracture properties, Int. J. of Concrete Structures and Materials, 11, No. 2, 215-228, 2017.

[2] Fernández-Canteli A., Castañón-Jano L., Cifuentes H., Muñiz Calvente M., Castillo E., Fitting the fracture curve of concrete as a density distribution function pertaining to the generalized extreme value family. Materials and Design 129, 201-209, 2017.

[3] Cifuentes H., Alcalde M., Medina F. Measuring the size-independent fracture energy of concrete. Strain, 49, 54–59, 2013.

[4] B. V. Farahani, P. J. Tavares, J. Belinha, and P. M. G. P. Moreira. A Fracture Mechanics Study of a Compact Tension Specimen: Digital Image Correlation, Finite Element and Meshless Methods. Procedia Structural Integrity, 5, 920–927, 2017.

[5] Abaqus Analysis User's Manual, Version 6.12 Dassault Systmes Simulia Corp, Providence, RI.

ANÁLISIS DEL COMPORTAMIENTO EN FRACTURA DE UN HORMIGÓN DE MUY ALTA RESISTENCIA SOMETIDO A TEMPERATURAS DE 300 °C MEDIANTE TOMOGRAFÍA COMPUTARIZADA

J.D. Rios^{*}, H. Cifuentes

Escuela Técnica Superior de Ingeniería, Universidad de Sevilla C/ Camino de los descubrimientos s/n, 41092, Sevilla, España * Persona de contacto: jdrios@us.es

RESUMEN

El objetivo de este trabajo es el estudio de las consecuencias de someter a temperaturas moderamente altas (hasta 300 °C) a un hormigón de muy alta resistencia. Para ello, se determinan las propiedades mecánicas y de fractura de dos hormigones con idéntica matriz cementicia, pero con diferente cuantía de refuerzo. El primero de ellos, utilizado como hormigón de control, no presentaba ningún tipo de refuerzo y el segundo presentaba un refuerzo con fibras de acero de 200 kg/m³. Se llevó a cabo un estudio termogravimétrico del hormigón y un análisis de la porosidad de la matriz mediante tomografía computarizada a cada temperatura estudiada (temperatura ambiente y 300°C). De esta manera, se estableció una relación entre los resultados de los ensayos mecánicos y de fractura y la evolución del daño interno de la matriz con la temperatura. Se observó que tanto el efecto de evaporación del agua capilar como el de deshidratación química, causados por la exposición del hormigón a 300 °C, genera un daño interno que se traduce en un aumento de la porosidad y la variación de la forma de los poros, derivando en la pérdida de resistencia del material. Sin embargo, en el caso con refuerzo de fibras, la evolución del daño en la matriz es diferente y menos significativa por el efecto cosido de las fibras y su menor porosidad inicial.

PALABRAS CLAVE: hormigón de muy alta resistencia, hormigón reforzado con fibras, tomografía computarizada, efectos térmicos.

ABSTRACT

The aim of this work is the study of the consequences of undergoing an ultra-high-strength concrete at slightly high temperature (up to 300 °C). In order to fulfil this objective, the mechanical and fracture properties of two types of concrete, with the same matrix but different dosage of reinforcement, were determined. The first, used like control concrete, has not any type of reinforcement and the second was reinforced with 200 kg/m³ of steel fibers. A thermogravimetric study of the concrete and an analyses of the matrix porosity, through computed tomography technique at each studied temperature (room temperature and 300 °C), were performed. In this way, a connection between the mechanical and fracture results and the evolution of the internal damage of the matrix with the temperature was established. It was observed that both the evaporation and dehydration effect, due to subject the concrete at 300 °C, generates an internal damage that derive to an increment of porosity and change its shape, leading to a reduction of the material strength. Nevertheless, in that case with fiber reinforcement, the evolution of the damage of matrix is different and less significant because of sewing fiber effect and its less initial porosity.

KEYWORDS: ultra-high-strength concrete, fiber-reinforced concrete, computed tomography, thermal effects

INTRODUCCIÓN

Los hormigones de muy alta resistencia se caracterizan por tener una capacidad mecánica significativamente mayor en comparación con los de resistencia normal, tanto en compresión como en tracción, no siendo despreciable la contribución de ésta última, como sí ocurre en los hormigones de resistencia normal. Además, están caracterizados por poseer un matriz menos porosa y en consecuencia son menos sensibles a agentes externos. Si se refuerzan con fibras de acero, se produce una mejora notable de la resistencia a tracción en la matriz [1].

La utilización y desarrollo tecnológico de fuentes de energía renovables es un tema de gran importancia, ya que la mayoría de los países no disponen de fuentes de energía fósiles. El tener una fuente de energía inagotable y no contaminante supone una reducción de costes importantes y una reducción de parte de la contaminación. Sin embargo, requiere de un desarrollo tecnológico en materia de producción y almacenamiento de energía. Entre las fuentes de energía más utilizadas se encuentra la energía solar por ser abundante y estar disponible en gran parte del planeta. Sin embargo, una de las principales desventajas es la discontinuidad de producción debido a los periodos sin radiación solar. De manera que, el disponer de sistemas de almacenamiento que permitan producir energía eléctrica en los momentos de ausencia de radiación solar, supondría un avance significativo en el establecimiento de la energía solar como fuente de energía principal.

La fabricación de sistemas de almacenamiento de energía con elementos de hormigón en plantas de energía solar está siendo objeto de estudio frente a otros tipos de materiales. Las principales ventajas que aporta el hormigón son la de ser un material resistente y con capacidad para almacenamiento de energía térmica, y todo ello para un material accesible y de relativo bajo coste en comparación con otras alternativas [2]. En el proceso de almacenamiento, el material debe resistir ciclos térmicos durante periodos prolongados. El estudio de la durabilidad de estos materiales en periodos con exposición de cargas y temperaturas variables, así como los posibles daños térmicos, son de gran interés para determinar la viabilidad de su aplicación.

El presente trabajo expone los resultados de parte de una amplía campaña experimental relativa al estudio del efecto de la temperatura en hormigones de utra alta resistencia. Se fabricaron dos tipos distintos de hormigones con idéntica matriz, uno sin refuerzo de fibras, usado como hormigón de control, y otro reforzado con fibras de acero. Para cada uno de los hormigones, se llevaron a cabo los ensayos necesarios para la determinación de las propiedades mecánicas y de fractura a temperatura ambiente y 300 °C. Además, se extrajeron cuatro muestras de cada hormigón y se les realizó un análisis mediante tomografía computarizada а temperatura ambiente y 300 °C. El uso de esta técnica permitió obtener información del volumen y diámetros de poros en la matriz de los hormigones y así como, el daño originado a 300 °C. Se realizó un análisis termogravimétrico de la matriz de los hormigones que permitió cuantificar la pérdida de masa con la temperatura y a qué procesos se deben. El análisis conjunto de los resultados nos permitió conocer cuál es el origen del daño térmico, cómo afecta a la matriz y cuáles son las consecuencias en las propiedades mecánicas y de fractura de los hormigones estudiados.

El artículo se ha organizado de la siguiente manera: en la sección 2 se describe el programa experimental realizado. Se detallan las características de los hormigones utilizados, así como los ensayos llevados a

cabo. La sección 3 se muestran los resultados y se hace una discusión de los mismos. Finalmente, en la sección 4 se exponen las conclusiones extraídas.

PROGRAMA EXPERIMENTAL

2.1. Hormigones de muy alta resistencia

En este estudio se fabricaron dos hormigones de muy alta resistencia con idéntica matriz. El primero, denominado UH, sin ningún tipo de refuerzo y el segundo, llamado UHF, reforzado con fibras de acero. El UH fue utilizado como hormigón de control. El UHF se reforzó usando dos tipos de fibras: el modelo OL 13/0.2 de Bekaert y el 3D 65/35G, de la misma compañía. Se utilizó un 2.5% en volumen de fibras en una proporción del 50% de cada modelo. El diseño de la dosificación de los hormigones fue realizado según las recomendaciones de Deeb et al. [3]. La composición de cada uno de los hormigones se muestra en la Tabla 1.

Componentes	UH	UHF
1	(kg/m^3)	(kg/m^3)
CEM I/ 52.5 R-SR	544	544
Humo de sílice SIKA S-92-D	214	214
Escoria de alto horno	312	312
Arena silícea (< 800 μm)	470	470
Arena silícea (< 315 μm)	470	470
Master Glenium ACE 325	42	42
Agua	188	188
Fibras Dramix OL 13/0.2	-	98
Fibras Dramix 3D 65/35G	-	98

Tabla 1. Nomenclatura y dosificación de los hormigones

El modelo OL 13/0.2 de fibra tiene una longitud de 13 mm, un diámetro de 0.21 mm, con extremo recto y límite elástico 2750 MPa. El modelo 3D 65/35G tiene una longitud de 35 mm, un diámetro de 0.55 mm, con extremo en gancho y límite elástico 1345 MPa. En la Figura 1 se muestran los modelos de fibra utilizados.



Figura 1. Fibras usadas como refuerzo para el UHF: OL 13/0.2 (fibra corta) y 3D 65/35G (fibra larga).

2.2. Ensayos experimentales de caracterización mecánica y de fractura.

Se fabricaron probetas cúbicas de 100 mm de lado, cilíndricas de 100 mm de diámetro y 200 mm de altura y prismáticas de 440x100x100 mm para llevar a cabo los diferentes ensayos experimentales de caracterización tanto a temperatura ambiente (TA) como a 300°C.

2.2.1 Ensayos a temperatura ambiente

El ensayo a compresión simple se ha realizado sobre probeta cúbica de 100 mm de lado, siguiendo las indicaciones de la norma UNE EN12390-3:2009 [4]. La determinación del módulo de deformación longitudinal se llevó a cabo sobre probeta cilíndrica, según la norma UNE EN12390-13:2014 [5] cargando hasta 1/3 de la tensión de rotura y midiendo las deformaciones mediante dos transductores LVDT. Los ensayos para la determinación de la energía de fractura en el UH se han llevado a cabo sobre probeta prismática siguiendo la norma RILEM TCM 85 [6] y teniendo en cuenta las correcciones propuestas por Guinea, Planas and Elices [7-9]. Para el caso de UHF, la energía de fractura se ha determinado sobre probeta prismática siguiendo las indicaciones de la norma UNE EN14651:2007 [10]. La resistencia a tracción indirecta para UH se ha determinado de acuerdo con la norma UNE EN12390-6:2010 [11]. La resistencia a tracción del UHF fue determinada mediante la aplicación de un análisis inverso basado en el modelo no lineal (hinge model) que permite la obtención de la ley de ablandamiento bilineal. Para más detalles del modelo aplicado véase [12,13]

2.2.2 Ensayos a 300 °C

Los ensayos sobre probeta prismática se realizaron a temperatura constante con las probetas dentro de un horno y sin instrumentos de medida. Para los ensayos de compresión y tracción indirecta se realizaron inmediatamente después de ser sacados del horno. Para los ensayos de módulo de deformación longitudinal se llevaron a cabo una vez las probetas se enfriaron al aire a TA. En los ensayos sobre probeta prismática de UH se determinó la energía de fractura al no poder usar transductor de pinza (CMOD) y, por tanto, controlar la rotura a 300 °C.

2.3. Análisis termogravimétrico

Se ha llevado a cabo un análisis termogravimétrico (TG) y térmico diferencial en los servicios generales de investigación de la Universidad de Sevilla. El ensayo fue realizado en una atmósfera de aire durante el proceso de calentamiento, con una relación de 10 °C/min hasta 900 °C.

2.4. Análisis de daño térmico mediante tomografía computarizada



Figura 2. Una de las radiografías 2D de una de las muestras UHF.

El análisis tomográfico se ha realizado sobre cuatro muestras de 100x25x25 mm extraídas de las probetas prismáticas. Las probetas corresponden a la zona superior central de la probeta. La técnica tomográfica permite detectar zonas de diferente densidad dentro del material (poros, fibras y matriz) mediante múltiples radiografías 2D de la muestra (Figura 2). Posteriormente, esas imágenes se reconstruyen (Figura 3) y analizan en 3D mediante un software específico, en nuestro caso fue usado Avizo. El equipo tomográfico utilizado fue el modelo Y.Cougar SMT de la compañía YXLON con rango de voltaje entre 25-160 kV and 0.01-1 mA de intensidad. Para las muestras analizadas se alcanzó una precisión de detalle de hasta 40 µm.



Figura 3. Reconstrucción 3D de imágenes tomográficas de una de las muestras UHF.

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Análisis termogravimétrico

En la Figura 4 se muestran los resultados de la TG realizada conjunta con calorimetría diferencial (DSC). Se observa que en el rango entre 20 y 320 °C se producen pérdidas de masa significativas debidas a dos procesos: la evaporación de agua (entre 20 y 110 °C) con una pérdida de masa de 1.1 % [14,15] y la deshidratación de C-S-H gel (entre 166 y 320 °C) [14,16] que origina una pérdida de masa de 6.1 %.



Figura 4. Análisis termogravimétrico, térmico diferencial y calorimetría de barrido de la matriz UH.

3.2. Efecto de la temperatura en la matriz mediante tomografia computarizada.

La porosidad relativa, ϕ , el diámetro equivalente medio, $\overline{d_{eq}}$, y máximo, d_{eq} , se muestran en la Tabla 2 a TA y 300 °C para cada hormigón. En la Tabla 3 se presenta la densidad de porosidad según el rango de volumen de poros. A temperatura ambiente, la porosidad en UH es predominantemente esférica, como se muestra en la Figura 5, donde el 63 % de los poros tiene una esfericidad mayor de 0.95. Para el UHF, se observó como la presencia de las fibras (UHF) reduce la porosidad, ϕ , como ya le ocurrió a Poniewski et al. [17] en su análisis de porosidad a hormigones reforzados con diferente relación de fibras. Si se compara el UH a TA y 300 °C, se observa que la porosidad aumenta de 3.9 a 5.0 % debido al efecto de la temperatura. El incremento de temperatura aumenta la presión interna por dos procesos: la evaporación del agua libre y la deshidratación del C-S-H gel como se mostró con el estudio termogravimétrico (Figura 4). Ambos efectos, unidos a la baja porosidad de los hormigones de muy alta resistencia [18], lleva al crecimiento de micro-fisuras desde la porosidad de la matriz. De los resultados de la Tabla 3, se deduce cómo la presión interna afecta fundamentalmente a los poros con volumen inferior a 0.5 mm³. Esto es coherente con el diámetro equivalente máximo, d_{eq} , casi constante de la Tabla 2.

Tabla 2. Parámetros de la porosidad de los hormigones a temperatura ambiente y 300°C.

		Temperatura	300 °C
		ambiente	
UH	Ф (%)	3.9 ± 0.1	5.0 ± 0.3
	$\overline{d_{eq}}$ (mm)	0.29 ± 0.03	0.29 ± 0.02
	d _{eq} (mm)	2.36 ± 0.29	2.40 ± 0.27
LUID	Ф (%)	1.9 ± 0.1	2.6 ± 0.1
UHF	$\overline{d_{eq}}$ (mm)	0.38 ± 0.08	0.27 ± 0.01
	d_{eq} (mm)	2.67 ± 0.50	2.69 ± 0.49



Figura 5. Histograma de la esfericidad de los poros del UH.

Tabla 3. Densidad de poros según el volumen de la porosidad a temperatura ambiente y 300 °C.

	Densidad de poros (poros/cm ³)				
	> 1 mm ³	1-0.5 mm ³	0.5-0.1 mm ³	$< 0.1 \text{ mm}^3$	
UH TA	3 ± 1	6 ± 2	67 ± 13	$\begin{array}{r} 1020 \pm \\ 254 \end{array}$	
UH 300°C	3 ± 1	6 ± 3	90 ± 7	$\begin{array}{r} 1680 \pm \\ 625 \end{array}$	
UHF TA	3 ± 1	4 ± 1	26 ± 7	245 ± 115	
UHF 300°C	3 ± 0	4 ± 0	31 ± 3	644 ± 40	

Respecto al UHF, el daño originado durante el proceso de calentamiento afecta de igual manera que en UH. Sin embargo, la presencia de las fibras produce ciertas diferencias en la porosidad y el desarrollo de las fisuras en la matriz. Las fibras reducen el volumen de poros, pero concentra parte de la porosidad alrededor de las fibras [19]. Esta concentración lleva a la deformación de los poros como se observa de la pérdida de esfericidad en la Figura 6.



Figura 6. Histograma de la esfericidad de los poros del UHF.

Para el UHF la propagación de la fisuración por daño térmico no se produce libremente, ya que, las fibras de acero hacen de barreras. Esto hace que el tamaño de fisuras generadas por efecto térmico sea menor que en UH. En la Tabla 3 se muestra como el mayor incremento relativo de fisuras para UHF se produce notablemente para volumen de poros menor de 0.1 mm³ a diferencia de lo que ocurre con UH que es para valores entre 0.5-0.1 mm³.

3.3. Propiedades mecánicas y de fractura

La Tabla 4 muestra las propiedades mecánicas y de fractura para los hormigones (UH y UHF) a temperatura ambiente y 300 °C. Es conocido que la adición de fibras de acero produce una mejora significativa de las propiedades mecánicas y de fractura de los hormigones, especialmente de la resistencia a tracción. Además, con este estudio se puede afirmar que reduce la porosidad de la matriz (Tabla 2). Esto es coherente con los valores de las propiedades mecánicas y de fractura de la Tabla 4.

A temperatura ambiente, se produce una mejora de todas las propiedades mecánicas o de fractura medidas por la presencia de las fibras. Como todas las probetas tenían el mismo tamaño se puede hacer un análisis de ductilidad mediante los valores de l_{ch} . Merece la pena destacar, como especialmente la energía de fractura aumenta y la ductilidad del material mejoran notablemente.

Tabla 4. Propiedades mecánicas y de fractura de los hormigones.

	Temperatu	ıra ambiente	300°C		
	UH	UHF	UH	UHF	
f _c (MPa)	$125\pm8\%$	$147\pm6\%$	$114\pm19\%$	$125\pm8\%$	
f _t (MPa)	$6 \pm 16\%$	$16 \pm 25\%$	$4\pm8\%$	$9\pm19\%$	
E (GPa)	$48 \pm 3\%$	$49\pm3\%$	$28 \pm 5\%$	$30\pm8\%$	
$G_F(N/m)$	$63 \pm 5\%$	$44990\pm8\%$	*	$27145\pm18\%$	
l _{ch} (mm)	$0.11\pm7\%$	$3315\pm8\%$	*	$9339\pm18\%$	

* rotura frágil sin posibilidad de control mediante CMOD a 300°C. Si se comparan los resultados de UH a TA y 300 °C (Tabla 4), el efecto de la temperatura hizo reducir los valores de las propiedades mecánicas. El mismo efecto se observó en UHF entre TA y 300 °C en las propiedades mecánicas y en la energía de fractura. Sin embargo, la ductilidad del material creció significativamente. En términos relativos el daño térmico afecta más al UHF aunque en términos globales tiene mejor comportamiento mecánico y de fractura.

CONCLUSIONES

A la vista de los resultados obtenidos se establecen las siguientes conclusiones:

- El incremento de temperatura genera pérdida de masa en la matriz debido a la evaporación del agua libre y deshidratación de C-S-H gel hasta 300 °C.
- La tensión interna, generada por la evaporación y deshidratación de C-S-H gel, afecta exclusivamente a los poros de menos de 0.5 mm³ tanto en el hormigón sin refuerzo de fibras como en el reforzado.
- La presencia de fibras de acero reduce la porosidad de la matriz, mejorando las propiedades mecánicas y de fractura, pero reduciendo la esfericidad de la porosidad.
- En términos relativos, la temperatura afecta más al hormigón reforzado con fibras, pero en términos globales, las propiedades mecánicas y de fractura son mejores porque la porosidad total es menor y el daño térmico afecta especialmente a poros inferiores a 0.1 mm³.
- El incremento de porosidad causado por el daño térmico mejora la ductilidad del hormigón reforzado con fibras.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer la contribución del Ministerio de Economía y Competitividad de España por la financiación del trabajo realizado mediante el proyecto BIA2016-75431-R.

REFERENCIAS

- Caggiano A, Cremona M, Faella C, Lima C, Martinelli E. Fracture behavior of concrete beams reinforced with mixed long/short steel fibers. *Construction and Building Materials* 37:832–40,2012. doi:10.1016/j.conbuildmat.2012.07.060.
- [2] Alonso MC, Vera-Agullo J, Guerreiro L, Flor-Laguna V, Sanchez M, Collares-Pereira M. Calcium aluminate based cement for concrete to be used as thermal energy storage in solar thermal electricity plants. *Cement and Concrete Research*,82,74–86,2016. doi:10.1016/j.cemconres.2015.12.013.
- [3] Deeb R, Karihaloo BL. Mix proportioning of self-compacting normal and high-strength concretes. *Magizine of Concrete Research* 65:546–56, 2013. doi:10.1680/macr.12.00164.
- [4] EN 12390-3: 2009. Testing hardened concrete-Part 3: Compressive strength of test specimens, AENOR n.d.
- [5] EN 12390-13: 2014. Testing hardenes concrete-Part 13: Determination of secant modulus of elasticity in compression, AENOR n.d.
- [6] RILEM TCM-85 1985. Determination of the fracture energy of mortar and concrete by means of three-point bend tests on notched beams. *Materials and Structures* n.d.;18:287–90.
- [7] Guinea, GV;Planas, J;Elices M. Measurement of the fracture energy using three-point bend tests: Part 1- Influence of experimental procedures. *Materials and Structures.* 25, 212–8, 1992.
- [8] Elices, M; Guinea, GV; Planas J. Measurement of the fracture energy using three-point bend tests: Part 3- Influence of cutting the P-δ tail. *Materials* and Structures. 25:327–34, 1992.
- [9] Planas J, Elices M, Guinea G V. Measurement of the fracture energy using three-point bend tests: Part 2-Influence of bulk energy dissipation. *Materials and Structures.* 25, 305–12, 1992. doi:10.1007/BF02472671.
- [10] EN 14651: 2007+A1 Test method for metallic fibered concrete- Measuring the flexural tensile strength (limit of proportionality (LOP), residual), AENOR . 2007.

- [11] EN12390-6: 2009. Testing hardened concrete-Part 6: Tensile splitting strength of test specimens, AENOR n.d.
- [12] Ramachandra Murthy A, Karihaloo BL, Iyer NR, Raghu Prasad BK. Bilinear tension softening diagrams of concrete mixes corresponding to their size-independent specific fracture energy. *Construction and Building Materials.* 47, 1160– 6,2013. doi:10.1016/j.conbuildmat.2013.06.004.
- [13] Ostergard L. Early-age fracture mechanics and cracking of concrete. Experimetnal and modelling. PhD Thesis. Thecnical University of Denmark. 2003.
- [14] Garcia IG. Carbonatacion del hormigon: combinacion de C02 con las fases hidratadas del cemento y frente de cambio de pH. PhD. Thesi. 2011.
- [15] Alonso C, Fernandez L. Dehydration and rehydration processes of cement paste exposed to high temperature environments. *Journal of MaterialsScience.***39**,3015–24,2004. doi:10.1023/B:JMSC.0000025827.65956.18.
- [16] Cifuentes, H; Leiva, C; Medina, F; Fernández-Pereira C. Effects of fibers and rice husk ash on properties of heated high-strength concrete. *Magazine of Concrete Research.* 64, 457– 70,2012.
- [17] Ponikiewski T, Katzer J, Bugdol M, Rudzki M. Determination of 3D porosity in steel fibre reinforced SCC beams using X-ray computed tomography. *Construction and Building Materials.***68**,333–40,2014. doi:10.1016/j.conbuildmat.2014.06.064.
- [18] Song Q, Yu R, Wang X, Rao S, Shui Z. A novel Self-Compacting Ultra-High Performance Fibre Reinforced Concrete (SCUHPFRC) derived from compounded high-active powders. *Construction and Building Materials*.158, 883– 93,2018. doi:10.1016/j.conbuildmat.2017.10.059.
- [19] Hwang JP, Kim M, Ann KY. Porosity generation arising from steel fibre in concrete. *Construction* and Building Materials.94,433–6,2015. doi:10.1016/j.conbuildmat.2015.07.044.

ESTUDIO DE LA APARICIÓN DE FISURAS EN ANILLOS CIRCULARES Y ELÍPTICOS DE CONTRACCIÓN RESTRINGIDA UTILIZANDO UN MODELO CON ASIGNACIÓN ALEATORIA DE PROPIEDADES

M. P. Zappitelli^{1,2*}, G. Sal Anglada¹, E. I. Villa¹, J. Fernández-Sáez³, C. G. Rocco¹

¹Departamento de Construcciones, Facultad de Ingeniería, Universidad Nacional de La Plata. Calle 48 y 115 s/n, (B1900TAG) La Plata, Buenos Aires, República Argentina

² Consejo Nacional de Investigación Científicas y Técnicas (CONICET) CCT La Plata. Calle 8 Nº 1467,

(B1904CMC), La Plata, Buenos Aires, Argentina

³ Departamento de Mecánica de Medios Continuos y Teoría de las Estructuras, Universidad Carlos III de Madrid.

Av. de la Universidad 30. 29811, Leganés, Madrid, España.

Persona de contacto: paulazappitelli@ing.unlp.edu.ar

RESUMEN

Al analizar los procesos de daño en estructuras de hormigón cuyo estado tensional es uniforme, usualmente no es posible predecir el lugar exacto de localización de las fisuras. Por este motivo se desarrolló un algoritmo en Matlab, basado en números aleatorios, que permite considerar la heterogeneidad propia del material. El algoritmo fue implementado en un código de elementos finitos y consiste en agrupar los elementos de la malla en regiones cuyo tamaño está definido por otra malla, denominada por los autores *malla de material*. A cada grupo se le asigna un valor diferente de la resistencia a tracción utilizando números aleatorios siguiendo la distribución de Weibull.

Para validar la capacidad predictiva del algoritmo se reprodujeron ensayos experimentales tomados de la bibliografía, correspondientes a anillos circulares y elípticos de contracción restringida. Para ello se utilizó el modelo "*Concrete Damaged Plasticity*", disponible en el código Abaqus/ Standard, en el que se emplea un criterio de fisuración clásico, basado en tensiones principales máximas, considerando propiedades aleatorias y propiedades con distribución uniforme. En los resultados obtenidos se observa una buena correlación entre los tiempos de aparición y patrones de fisuración predichos por el modelo y los ensayos experimentales informados en la bibliografía.

PALABRAS CLAVE: Propiedades aleatorias, hormigón, distribución de Weibull, anillos de contracción restringida, Concrete Damaged Plasticity

ABSTRACT

When the damage process in structures under a uniform tensional state is analysed it is not possible to predict cracking localization frequently. Because of that it was developed a Matlab algorithm based in random number that allowed considering concrete heterogeneity. This algorithm can be applied in a finite element code. The algorithm clusters elements of the finite element mesh in regions whose size is defined by another mesh, named by the authors as *material mesh*. A tensile strength value is assigned to each cluster using random numbers following the Weibull distribution. Results of experimental tests in circular and elliptical rings under restrained shrinkage available in the bibliography were repeated applying "*Concrete Damaged Plasticity Model*" for validating the algorithm prediction power. "*Concrete Damaged Plasticity Model*" is a model available in Abaqus/Standard that adopts a classic cracking criterion based in maximum principal stresses. This model was applied using random and uniform material properties. The results obtained present a good correlation between the model and bibliography information about cracking age and cracking patterns.

KEYWORDS: Random properties, concrete, Weibull distribution, shrinkage restrained rings, Concrete Damaged Plasticity,

1. INTRODUCCIÓN

Las deformaciones en el hormigón, que dependiendo de su magnitud pueden provocar la fisuración del material,

ocurren en general como resultado de la respuesta a las cargas externas y a la acción de diversos agentes presentes en el medio ambiente. En efecto, cuando el hormigón recientemente endurecido e independientemente de que esté sometido o no a la acción de cargas externas es expuesto a la temperatura ambiente y a la humedad generalmente sufre una contracción térmica, debido a los gradientes de masa y de superficie que se generan como consecuencia del calor liberado durante la hidratación del cemento. A su vez, debido a la pérdida de humedad de la mezcla que tiene lugar durante el proceso de fraguado, el hormigón también sufre una contracción por secado [1].

Si bien las fisuras de origen térmico están presentes en la mayoría de las estructuras de hormigón, en general no comprometen la estabilidad estructural pudiendo sin embargo en algunos casos afectar el comportamiento en servicio debido a la filtración de agua a través de las mismas [2].

Debido a la importancia de este fenómeno, se han desarrollado numerosos ensayos para estudiar cómo las propiedades del material afectan a la fisuración por contracción. Uno de ellos es el ensayo de anillo de contracción restringida, descrito en la norma *ASTM C 1581* (Standard Test Method for Determining Age at Cracking and Induced Tensile Stress Characteristics of Mortar and Concrete under Restrained Shrinkage).

En este trabajo se presenta el algoritmo desarrollado por los autores en Matlab que permite considerar la aleatoriedad presente en las propiedades mecánicas del hormigón. Esto último se puede considerar como un criterio de localización para el estudio de fisuración en estructuras inicialmente intactas. Para validar la aplicación del mismo se llevó a cabo la simulación numérica del ensayo ASTM C 1581 en anillos circulares y elípticos utilizando el modelo "Concrete Damaged (CDP)" Plasticity disponible en el código Abaqus/Standard. Las salidas del algoritmo son datos de entrada para el modelo CDP. Los resultados obtenidos se compararon con los disponibles en la bibliografía [3]. En el segundo apartado se explican el ensayo ASTM C 1581. Por otro lado, en el tercer apartado se introduce el modelo constitutivo utilizado y en el cuarto apartado se describe la asignación aleatoria del material. En el quinto apartado se presenta el modelo numérico. Por último, en los apartados sexto y séptimo, se analizan los resultados y se presentan las principales conclusiones del trabajo.

2. ENSAYO ASTM C 1581

La norma *ASTM C 1581* establece una metodología de ensayo para la determinación de la edad de fisuración y las tensiones de tracción inducidas en probetas de mortero u hormigón sometidas a contracción restringida.

El ensayo consiste en compactar en un molde circular una muestra de mortero u hormigón fresco alrededor de un anillo de acero. Luego la deformación por compresión que se desarrolla en el anillo de acero causada por la contracción restringida de la probeta de mortero u hormigón se mide a partir del momento en que la probeta ha sido moldeada. Esta norma utiliza anillos de acero de 12.5mm de espesor, y anillos de hormigón de 405mm de diámetro externo, 330mm de diámetro interno y 37.5mm de espesor, como se observa en la Figura 1.

La fisuración de la probeta se evidencia mediante un repentino decrecimiento en la deformación del anillo de acero. A su vez, la edad a la que se produce la fisuración y la tasa de desarrollo de las tensiones de tracción en la probeta son indicadores de la resistencia del material a la fisuración bajo contracción restringida [4].



Figura 1. Dimensiones de la probeta del ensayo ASTM C 1581

3. MODELO CONSTITUTIVO

Como modelo constitutivo del hormigón se ha utilizado el denominado Concrete Damaged Plasticity (CDP). Se trata de un modelo de tipo continuo que considera daño y está basado en la teoría de la plasticidad. Se supone además la existencia de dos mecanismos de rotura: fisuración cuando el hormigón se encuentra sometido a tensiones de tracción y aplastamiento cuando se encuentra bajo la acción de tensiones de compresión. La evolución de la superficie de fluencia está controlada por dos variables de endurecimiento, ~et pl y ~ec pl, las cuales se encuentran vinculadas a los mecanismos de falla bajo cargas de tracción y compresión respectivamente. Las variables $e_t^{pl} y e_c^{pl}$ se definen como deformaciones plásticas equivalentes en tracción y compresión [5].

Este modelo considera que la respuesta uniaxial del hormigón en tracción y compresión se encuentra caracterizada por el daño en la zona de comportamiento plástico del material, como se observa en la Figura 2





Figura 2. Respuesta del hormigón frente a cargas uniaxiales de tracción (a) y compresión (b)

La respuesta tensión-deformación bajo cargas uniaxiales sigue una relación elástica lineal hasta alcanzar el valor de la tensión de rotura (S_{t0}), la cual se corresponde con el inicio de la microfisuración en el hormigón. Superada la tensión de rotura, la formación de microfisuras se representa macroscópicamente a través de un ablandamiento en la respuesta tensión-deformación, el mismo induce la localización de las deformaciones en la estructura del hormigón. Bajo la acción de compresión uniaxial la repuesta es de tipo lineal hasta que se alcanza la tensión de fluencia inicial (S_{c0}). En régimen plástico la respuesta se encuentra caracterizada por un endurecimiento de las tensiones seguido por un ablandamiento en las deformaciones luego de superada la tensión última (S_{cu}) [5].

Se asume que las curvas tensión-deformación uniaxial pueden convertirse en curvas tensión-deformación plástica empleando las expresiones (1) y (2)

$$\tilde{\varepsilon}_t^{pl} = \tilde{\varepsilon}_t^{ck} - \frac{d_t}{(1 - d_t)} \frac{\sigma_t}{E_0} \tag{1}$$

$$\tilde{\varepsilon}_{c}^{pl} = \tilde{\varepsilon}_{c}^{in} - \frac{d_{c}}{(1 - d_{c})} \frac{\sigma_{c}}{E_{0}}$$
⁽²⁾

Donde $\[equivalentes] equivalentes en tracción y compresión, <math>\[equivalentes] equivalentes en tracción y compresión, <math>\[equivalentes] equivalentes en tracción y compresión, <math>\[equivalente] equivalentes en tracción, <math>\[equivalente] equivalentes en tracción, \[equivalente] equivalentes en tracción y compresión, S_t y S_c las tensiones de tracción y compresión y E₀ es el módulo de elasticidad del material sin daño.$

Las variables de daño, d_t y d_c , son funciones de las deformaciones plástica y la temperatura y pueden tomar valores entre 0 y 1.

Considerando las expresiones anteriores puede concluirse que la relación tensión-deformación bajo cargas de tracción y compresión se escribe como se indica en las expresiones (3) y (4)

$$\sigma_t = (1 - d_t) E_0(\varepsilon_t - \tilde{\varepsilon}_t^{pl}) \tag{3}$$

$$\sigma_c = (1 - d_c) E_0(\varepsilon_c - \tilde{\varepsilon}_c^{pl}) \tag{4}$$

Es importante mencionar que en el caso de hormigón simple sometido a cargas de tracción, se utiliza una curva tensión-desplazamiento en lugar de una curva tensión-deformación. Por este motivo no puede utilizarse la ecuación (2), ya que no habrá deformaciones plásticas si no "desplazamientos plásticos", para el cálculo de estos desplazamientos se emplea la expresión (5)

$$u_t^{pl} = u_t^{ck} - \frac{d_t}{(1 - d_t)} \frac{\sigma_t l_0}{E_0}$$
(5)

Donde l_0 es la longitud del espécimen, la cual se considera de valor unitario.

4. ASIGNACIÓN ALEATORIA DE LAS PROPIEDADES DEL MATERIAL

El hormigón es un material con propiedades mecánicas variables, lo cual significa que ensayos en muestras de hormigón idénticas presentarán variaciones de las propiedades mecánicas entre las mismas.

La resistencia del hormigón puede describirse según una distribución de Weibull, como se indica en la Figura 3



resistencia a compresión del hormigón

En general en los modelos numéricos se utiliza la resistencia media a tracción o compresión en lugar de una distribución probabilística de las mismas. Con el objetivo de darle al análisis un enfoque más realista se ha desarrollado un algoritmo en Matlab que permite asignar a diferentes regiones del modelo numérico diferentes valores de la resistencia a tracción o compresión, de acuerdo con una distribución probabilística como la de Weibull.

Esta asignación se realiza definiendo dos mallas, una denominada malla de material y otra denominada malla convencional de elementos finitos, esta última es la obtenida a partir de cualquier código de elementos finitos, por ejemplo Abaqus.

El algoritmo desarrollado en Matlab permite agrupar los elementos de la malla de elementos finitos en la cercanía de los nodos de la malla de material, con el objetivo de definir zonas a las cuales se asignarán diferentes valores de la resistencia a la tracción de acuerdo con la distribución de Weibull. La mencionada asignación se realiza empleando números aleatorios. El usuario puede realizar distintos sorteos de números aleatorios y obtener para cada uno de ellos configuraciones no uniformes de la resistencia a tracción o compresión en la estructura para una dada distribución de probabilidad.

En la Figura 4 se observa a la izquierda la malla de elementos finitos convencional y a la derecha la malla de material. La separación nodal en la malla de material queda determinada considerando 3 veces el tamaño máximo del agregado, en este caso la separación adoptada fue de 30mm, para un tamaño máximo de agregado de 10mm.



Figura 4. Malla de elementos finitos convencional (izq.), malla de material (der.)

En la Figura 5 se observan cinco configuraciones de distribución de resistencia obtenidas con el algoritmo desarrollado en Matlab



Figura 5. Configuraciones de distribución de resistencias

El objetivo de realizar esta asignación aleatoria de las propiedades del material utilizando una distribución probabilística de la resistencia, es definir un criterio que permita localizar la aparición de una fisura en una estructura inicialmente intacta, es decir, sin ningún tipo de fisura o entalla que defina una zona de debilidad preferente. Esto también permite aportarle más realidad al análisis, ya que en las simulaciones convencionales empleando elementos finitos se utilizan propiedades uniformes en toda la geometría. Además al resolver el mismo problema empleando diferentes configuraciones no uniformes de resistencia se puede llevar a cabo un análisis estadístico de los resultados.

5. MODELO NUMÉRICO

5.1. Generalidades

Para la validación del algoritmo desarrollado se aplicaron las diferentes configuraciones de resistencia obtenidas con el mismo como datos de entrada para el modelo CDP para la simulación numérica del ensayo ASTM C 1581.

Los casos estudiados corresponden a un anillo circular y un anillo elíptico. En la Tabla 1 y en la Figura 6 se indican las dimensiones de los anillos. Para cada uno de ellos se realizó un análisis lineal y un análisis CDP utilizando material uniforme y material con distribución aleatoria de propiedads. Se compararon los resultados obtenidos con los resultados experimentales disponibles en [3]. El tiempo de análisis fue de 28 días.

Tabla 1. Geometrías analizadas



Figura 6. Geometrías analizadas

5.2. Análisis realizado y parámetros del modelo

El análisis realizado fue bidimensional. El estado de carga empleado consistió en una temperatura equivalente obtenida a partir de ensayos de contracción libre [6] en probetas prismáticas con distinta relación A/V (área expuesta/ volumen total), para simular distintas condiciones de exposición, como se indica en [3]. El cambio de longitud de los prismas de hormigón
puede considerarse equivalente a una temperatura ficticia, por lo que la relación entre la contracción libre y la temperatura ficticia puede establecerse para diferentes edades mediante un análisis numérico. También se supone que la contracción libre es la misma para elementos de hormigón con la misma relación A/V pero diferente geometría [3]. En la Figura 7 se muestran las curvas obtenidas a partir del ensayo y su transformación a temperaturas equivalentes



Figura 7. Temperaturas equivalentes [3]

En cuanto a las propiedades del material, tanto la resistencia a tracción, como la resistencia a compresión y el módulo de elasticidad varían en el tiempo, ya que el fenómeno estudiado es la fisuración a edad temprana. Esta condición se incorporó a las simulaciones realizadas en cada una de las configuraciones de resistencia obtenidas con el algoritmo desarrollado. A continuación se indican las ecuaciones correspondientes a cada una de las propiedades mecánicas.

$$E(t) = 16940.2 (\exp^{0.28 * (1 - (20/t)^{0.5})^{0.5}})^{0.5}$$
(6)

$$f_c'(t) = 38(\exp^{(0.28(1-28/t)^{0.5}})$$
(7)

$$f_t'(t) = 1.3((f_c'/12)^{1/3})^{1.45}) + 1.45$$
(8)

El desplazamiento crítico se adoptó igual a 0.0655 mm, la ley de ablandamiento y la ley de daño para el hormigón se adoptaron lineales y el valor del módulo de Poisson igual a 0.2. El módulo de elasticidad se redujo en un 20% para considerar los efectos del creep [3,7].

En cuanto a los parámetros de la distribución de Weibull se utilizó un coeficiente de forma igual a 12 y un parámetro de escala igual a 39.46 MPa [8].

El módulo de elasticidad adoptado para el acero fue 210000 MPa y el coeficiente de Poisson 0.3.

6. RESULTADOS

Con el objetivo de determinar la edad de aparición de la primera fisura en el modelo numérico se obtuvo la

tensión circunferencial en cuatro elementos del anillo de acero ubicados en radios opuestos. El salto en la medición de dichas tensiones determina la edad de aparición de la primera fisura.

En el caso de la aplicación del modelo CDP considerando asignación aleatoria de propiedades fueron analizadas cinco configuraciones de la resistencia a tracción.

6.1. Tiempo de aparición de fisuras

Los resultados del tiempo de aparición de fisuras tanto para las simulaciones numéricas como los obtenidos de ensayos experimentales [3] se presentan en las Tablas 2, para el análisis lineal, 3 para el análisis CDP con material uniforme y 4 para el análisis CDP con material aleatorio.

Puede observarse en las tablas mencionadas que los menores errores en relación a los valores experimentales se obtienen para los casos resueltos utilizando CDP con material con distribución aleatoria de propiedades, tanto para el anillo circular como el elíptico. Al utilizar CDP con material uniforme en el caso del anillo elíptico no se registra la aparición de fisuras. Por otro lado los resultados obtenidos con el modelo lineal presentan mayores errores en relación a los resultados experimentales.

Tabla 2. Tiempo de aparición de fisura- Análisis lineal

Anillos	Tiempo de aparición de la primera fisura [días]			
	F	Análisis Lineal		
	Ensayos	Calculado	Dif con experimental	
150X150	14.5	6.41	-8.1	
150X100	14.5	9.82	-4.7	

Tabla 3. Tiempo de aparición de fisura- Análisis CDP con material uniforme

Anillos	Tiempo de aparición de la primera fisura [días]				
	E	Análisis CDP-Material unifome			
	Ensayos	Calculado	Dif con experimental		
150X150	14.5	24.64	10.1		
150X100	14.5	NO ROMPE	-		

Tabla 4. Tiempo de aparición de fisura- Análisis CDP con material aleatorio

Anillos	Tiempo de aparición de la primera fisura [días]			
	Encouros	Análisis CDP-MatErial aleatorio		
	Ensayos	Calculado	Dif con experimental	
150X150	14.5	11.8	-2.7	
150X100	14.5	12.2	-2.3	

6.2. Patrones de fisuración

Utilizando un modelo lineal no es posible obtener los patrones de fisuración en los anillos de hormigón. Por otro lado al emplear anillos circulares no es posible predecir la ubicación de las fisuras por la simetría que presenta dicha geometría, como puede observarse en las Figuras 8 y 9.



Figura 8. Patrones de fisuración anillos circulares-Ensayos [3]



Figura 9. Patrones de fisuración anillos circulares-Simulación

Por este motivo resulta de interés la utilización de anillos elípticos, al poseer éstos dos ejes de dimensiones diferentes es posible definir la ubicación de la fisura.



Figura 10. Patrones de fisuración anillos elípticos-Ensayos [3]



Figura 11. Patrones de fisuración anillos elípticos-Simulación

Como se observa en la Figura 10 la ubicación de las fisuras es cercana al diámetro mayor de la elipse, lo cual es captado en las simulaciones, como se observa en la Figura 11.

7. CONCLUSIONES

En este trabajo se presentó el algoritmo desarrollado en Matlab por los autores que permite considerar la aleatoriedad presente en las propiedades mecánicas del hormigón. Para validar su aplicación, las salidas del algoritmo se aplicaron al modelo *"Concrete Damaged Palasticity"*, disponible en Abaqus/Standard, como datos de entrada para la simulación del ensayo ASTM C1581. Los resultados obtenidos muestran que se pudo predecir el tiempo y lugar de aparición de las fisuras con un error aceptable en anillos inicialmente intactos, en relación a los resultados experimentales disponibles en la bibliografía [3] y a los obtenidos con un modelo lineal y aplicando CDP con propiedades uniformes.

La asignación de propiedades aleatorias a la estructura permite otorgarle un enfoque más realista al análisis. A su vez, la generación de distintos patrones de fisuración para una misma geometría permite realizar un análisis estadístico del tiempo de aparición de fisuras a partir del análisis numérico.

REFERENCIAS

[1] P. Kumar Metha, Paulo J. M. Monteiro. Concreto, estructura, propiedades y materiales. Instituto Mexicano del Cemento y del Concreto, A.C. 1998

[2] ACI Committee 224. Control of Cracking in Concrete Structures (ACI 224R-01), *American Concrete Institute*, 2001.

[3] W. Dong, X. Zhou, Z. Wu, G. Kastiukas. Effects of specimen size of shrinkage cracking of concrete via elliptical rings: Thin vs. thick. *Computer and Structures*, vol 174, pp. 66-78, 2016

[4] ASTM C 1581/C 1581M-09, Standard test method for determining age at cracking and induced tensile stress characteristics of mortar and concrete under restrained shrinkage. ASTM International, pp. 1-7, 2009.

[5] Dassault Systèmes Simulia Corp.: ABAQUS. User's Manual Version 6.13 (2013) Vol. 3, pp 437-465.

[6] ASTM, C341/C341M-13. Standard practice for preparation and conditioning of cast, drilled, or sawed specimens of hydraulic-cement mortar and concrete used for length change measurements. ASTM International, pp 1-4, 2013.

[7] J. H. Moon, F. Rajabipour, B. Pease, J. Weiss. Quantifying the influence of the restrained ring test. *Journal of ASTM International*. Vol 3 (5), pp. 1-13, 2006.

[8] Z. P. Bazant, J. Planas. Fracture and size effect in concrete and other quasibrittle materials. CRC Press,1998

INFLUENCIA EN EL FENÓMENO DE LOCALIZACIÓN PARA PROBETAS DE HORMIGÓN CON APORTE DE RESIDUOS SIDERÚRGICOS (PHFE)

ME. Parrón-Rubio², F. Pérez-García^{1*}, MD. Rubio-Cintas²

 ¹Escuela de Ingenierías Industriales, Universidad de Málaga C/ Pedro Ortiz Ramos s/n, 29071, Málaga, España
 * Persona de contacto: perez@uma.es
 ²Escuela Politécnica Superior, Universidad de Cádiz Avda Ramón Puyol, s/n, 11202, Algeciras, España

RESUMEN

El hormigón y otros materiales de características cohesivo-friccionales experimentan un comportamiento mecánico que incluye una fase de reblandecimiento en las etapas próximas a la rotura. [1]

En este artículo, pretendemos solucionar este comportamiento en materiales cuasi-frágiles como el hormigón donde los fenómenos de localización están directamente relacionados con la fisuración del mortero aportándole residuos de la manufacturación del acero inoxidable, en concreto los *polvos de humo ferrítico* de horno de arco eléctrico (PHFE) [2]. La situación inicial origina estados no uniformes de deformación con un marcado reblandecimiento a partir de la tensión que genere la deformación plástica.

Para iniciar el estudio de la dosificación más adecuada es preciso definir previamente algunos parámetros básicos como la resistencia del hormigón endurecido y las características elásticas de los materiales utilizados La deformación de las probetas en estados de compresión axial es no homogénea una vez sobrepasada la tensión máxima. Las bandas de localización y las condiciones de deformación que se obtengan en los ensayos deben concordar con las deducciones analíticas.

Los resultados mostrarán que la probeta funciona como un conjunto de elementos rígidos deslizando según las bandas de corte. Es precisamente el comportamiento estructural de este mecanismo el modo de fallo lo que controla la respuesta de carga.

PALABRAS CLAVE: Mortero, Árido, Polvos de Humo, Módulo de Young, Localización de la Deformación.

ABSTRACT

Concrete and other materials with cohesive-frictional characteristics undergo mechanical behaviour that includes a softening phase in the stages near the break. [1]

In this article, we will resolve this behaviour in quasi-brittle materials such as concrete where localization phenomena are directly related to the cracking of mortar providing waste from the manufacture of steel stainless, in concrete dust from electric arc furnace ferritic-fume dust [2]. The initial situation originates non-uniform deformation states with a marked softening from the stress generated by the plastic deformation.

To begin the study of the most appropriate dosage it is necessary to previously set some basic parameters such as resistance of hardened concrete and the elastic characteristics of the materials used the deformation of specimens in States of axial compression is not homogeneous exceeded once the maximum voltage. Bands of location and conditions of strain obtained in trials should match the analytical deductions.

Results show that the test works as a set of rigid elements sliding depending on cutting bands. It is the structural behaviour of this mechanism failure mode controlling response burden.

KEYWORDS: Mortar, Aggregate, Fume Dust, Young Moduli Localization of deformation.

1. INTRODUCCIÓN

En este artículo se presenta un modelo constitutivo del hormigón basado en la consideración de su naturaleza heterogénea al estar compuesto de dos fases diferenciadas, mortero y árido. Se aplicará la expresión analítica de su comportamiento empleando las ecuaciones generales y de balance de la mecánica del continuo, y un criterio de plasticidad que se ajusta con los resultados experimentales. Para la determinación de la resistencia a compresión se han ensayado probetas cilíndricas.

Los modelos más simples de los módulos elásticos de materiales cementantes se establecieron con el supuesto de que el hormigón (o mortero) consta de dos fases: árido (o arena) partículas y pasta de cemento. En esta suposición, simples leyes de mezclas, como un volumen promedio de las rigideces (modelo directo de Voigt) o un promedio de volumen del cumplimiento (Modelo inverso de Reuss), se utilizan para estimar los módulos elásticos o módulo de Young efectivos, representando estos dos métodos valores extremos en el comportamiento. El modelo de Voigt admite que todas las fracciones de volumen de los componentes están sujetos a la misma deformación y para nuestro caso de dosificación en mortero estará dado por la expresión (1):

$$E_H = v_M \times E_M + v_A \times E_A \tag{1}$$

Y el modelo de Reuss, asume que están sometidas al mismo esfuerzo y para el caso de nuestra dosificación la expresión viene dada por la expresión (2):

$$\frac{1}{E_H} = \frac{v_M}{E_M} + \frac{v_A}{E_A} \tag{2}$$

Con $E_{,H,M,A}$ identificando al módulo de Young de Hormigón, Mortero, y Árido y $v_{M,A}$ las fracciones de volumen de los componentes Mortero y Árido. [3]

La simplificación realizada al suponer que cada fase del material está sujeta a una tensión o deformación semejante elimina la influencia de la forma, tamaño y ordenación de las fases, ocupando el menor volumen posible, la mínima energía libre y la máxima simetría, de manera que los únicos factores que esta aproximación considera son las propiedades elásticas y fracción en volumen de los componentes. Puesto que éstos son límites superiores e inferiores, una estimación del valor real se toma a veces como el promedio de las dos, conocido como la ecuación promedio de Voigt-Reuss-Hill (3), $M_{V,R,H}$:

$$M_{VRH} = \frac{M_V + M_R}{2} \tag{3}$$

Los modelos más complejos se usan teniendo en cuenta el hecho de que la pasta de cemento es la fase de conexión, donde las inclusiones forman una fase dispersa desconectada. Diversas teorías matemáticas han desarrollado los módulos elásticos efectivos de este tipo de compuesto de partículas.

1.1 Rotura por bandas de localización en el hormigón

El fenómeno de fisuración en hormigón tiene lugar a valores de tensión pequeños, debido a la pérdida de cohesión entre partículas que ha sufrido el hormigón por efecto de la microfisuración previa.

Los ensayos que hemos realizado con probetas de mortero con dosificaciones descritas en las normas UNE, AENOR y EHE08 [4, 5 y 6] muestran que las microfisuras siguen caminos aleatorios. con orientaciones arbitrarias. Este hecho, está apoyado por estudios que coinciden en que la microfisuración, a nivel microscópico, se supone un fenómeno adireccional, y que la propagación de ésta sigue un camino errático que depende de la distribución de las partículas (áridos) inmersa en la matriz de cemento, figura 1. Sin embargo, a nivel macroscópico, se observa una dirección dominante que viene marcada por el lugar geométrico que describen los puntos isotrópicamente dañados. Este fenómeno de microfisuración, es el principal responsable del comportamiento inelástico del hormigón. [7]



Figura 1. Imagen general de electrones retrodispersos en la superficie de la muestra de hormigón convencional. El mapa de cromo indica que el material es pobre en este elemento, mientras que el de hierro nos informa que hay zonas ricas en él, aunque puntualmente. *(Datos proporcionados por la empresa Acerinox)

El árido se supone como un medio granular cuyo comportamiento constitutivo y balance resistente viene determinado por la presión media de las tensiones principales. El criterio de fluencia adoptado es el modelo de Drucker-Prager que tiene seminscrita la superficie de Mohr-Coulomb con los mismos valores de los coeficientes de cohesión y ángulo de rozamiento. Otra característica distintiva de los materiales granulares es el hecho que el ángulo de *dilatancia* definido como el cociente entre la componente volumétrica y desviadora de la tasa de deformación plástica, no coincide con el ángulo de rozamiento. [8]

La fase de mortero proporciona cohesión a la fase granular (árido). Una característica diferenciadora del hormigón es la degradación de las propiedades elásticas como consecuencia de la microfisuración en el mortero.

Si a esta fase de mortero se le aportan residuos derivados de aceros inoxidables como los *polvos de humo ferrítico* de horno de arco eléctrico (PHFE), cuya composición en óxidos metálicos o metales es elevada, se observa como la resistencia a compresión aumenta conforme incrementamos el aporte de PHFE y en su microscopía de la figura 2, se detecta una respuesta diferenciada en la localización de la deformación.



Figura 2. Imagen general de electrones retrodispersos en la superficie de la muestra de hormigón con adición del 15% de PHFE. Los mapas de cromo y hierro nos informan que en el material hay zonas ricas en estos elementos. (*)

Se desarrolla a continuación un modelo original que pretende interpretar el comportamiento del hormigón con aporte de residuos siderúrgicos partiendo de pruebas muy sencillas y una justicación experimental sólida.

2. HORMIGÓN COMO MATERIAL COMPUESTO

La idealización del hormigón en masa como material compuesto fue inicialmente propuesta por Ortiz y Popov [9]. La teoría de mezclas se sustenta en dos hipótesis fundamentales. En primer lugar, la ley de mezclas, expresión (4):

$$\sigma = v_A \cdot \sigma_A + v_M \cdot \sigma_M \tag{4}$$

Donde σ (tensión global de la muestra) es la suma de las fases medias de áridos y morteros en sus respectivas fracciones volumétricas.

La segunda hipótesis corresponde a admitir la ausencia de difusión entre las fases, es decir la compatibilidad de las deformaciones (5):

$$\varepsilon = \varepsilon_A = \varepsilon_M \tag{5}$$

Donde ε es el tensor de deformación del hormigón, equivalente a los tensores deformación del árido y mortero.

2.1 Características de los materiales utilizados

• Polvos de humo ferrítico.

Desde el punto de vista medioambiental, la Agencia Americana del Medio Ambiento (EPA) clasifica a las escorias y polvos de humos procedentes de acerías como productos tóxicos y peligrosos, de igual modo lo prescribe la normativa española. Su toxicidad está basada en su contenido en metales no férreos, principalmente, cromo, zinc, plomo, níquel y magnesio, metales todos ellos fácilmente lixiviables y consecuentemente acumulables en suelos y aguas.

Esta transformación crea problemas medioambientales en la siderurgia. En la actualidad la reutilización de los residuos provocados por los procesos metalúrgicos no existe o es inapropiada. Su final, vertederos para ser depositados en ellos.

Atendiendo a sus características los polvos de humo tienen propiedades aglomerantes si se incorporan a sistemas adecuados de modo que su reutilización no contamine y ejerza un efecto favorable en el sistema.

Tabla 1. Composición química de los metales en los PHFE obtenida mediante difractomía de rayos X. (*)

	PHFE %		PHFE %
Carbono	0.20-0.50	Molibdeno	0.10-0.20
Silicio	2.00-4.00	Hierro	23.00-32.00
Manganeso	1.50-2.50	Aluminio	-
Estaño	< 0.010	Cobalto	-
Níquel	< 0.30	Titanio	-
Cobre	0.20-0.50	Calcio	6.50-8.00
Cromo	7.00-9.00	Plomo	1.00-1.50
Fósforo	-	Zinc	10.00-20.00
Azufre	-	Magnesio	2.00-3.00

• Hormigón convencional (NA).

Los materiales de hormigón tipo que utilizaremos como modelo comparativo para el resto de ensayos de adición que se realicen. En la fabricación de este hormigón NA se partió de las siguientes propiedades y condiciones:

- Contenido de cemento 325 kg/m3. Tipo CEM I 52,5 R con una densidad 3.1 g/cm3.
- Relación w/c $3.1 \le 0.5$
- Proporción grava/arena = Arena 50% (0-4) grava 50% (4-16)
- Consistencia blanda = 6 y 9 cm cono de Abrans
- Objetivo aproximado de categoría resistente H-35

Los porcentajes que recomienda la Instrucción [6] se recoge en la tabla 2.

Tabla 2. Comparativa de porcentajes de componentes en la dosificación de un hormigón. Comentarios EHE [6]

	% en Volumen	% en Volumen
	EHE	empleado
Cemento	10-15%	15%
Agua	15-20%	15%
Áridos	40-80%	68%
Adiciones	% variable	
Aire ocluido	1-2%	1-2%

• Mortero equivalente. [10]

Para los ensayos realizados en laboratorios empleamos los porcentajes de componentes la tabla 2.

• Áridos.

Los componentes utilizados fueron áridos calizos, procedentes de machaqueo, tanto en el tamaño de la arena como en los restantes tamaños, los áridos son procedentes de plantas de fabricación comerciales situadas en el Campo de Gibraltar.

Para hormigón de altas prestaciones (HAP) de resistencia característica f_{ck} comprendida entre 50 y 100 MPa, la Instrucción [6] hace una serie de recomendaciones que resumimos aquí; Para la fabricación de hormigones de alta resistencia se emplearán áridos con propiedades mecánicas idóneas, procedentes de rocas machacadas de alta calidad. Desde el punto de vista mineralógico los áridos recomendables son las calizas de buena calidad, con densidades superiores a 2,60 kg/dm³. Los áridos deben presentar un grado de limpieza muy elevado con el fin de asegurar una buena adherencia con la matriz cementante.

De las propiedades elásticas del árido utilizado destacar que para esta densidad el módulo de Young se sitúa en 40000 MPa según la gráfica de Judd y Hubber [11] de la figura 3.



Figura 3. Relación entre el módulo de elasticidad y la densidad [11]

3. DESCRIPCIÓN DEL PROCESO

El procedimiento para la elaboración del hormigón se condicionó a 15 amasadas con diferentes proporciones descritas en la tabla 3, valores ideales en función de las adiciones. El análisis de diferentes artículos referenciados en la tesis de Rubio [12], adecuaron estas proporciones al 5, 10 y 15% de los polvos de humos.

Para el estudio de los diferentes tipos de hormigón se definen por las iniciales de las adiciones: PHFE (Polvo de Humo Ferrítico). Realizándose 3 ensayos de hormigón convencional como referencia, definido como NA (hormigón sin adición), todo ello según el modelo que figura en la tabla 3.

Tabla	3.	Organización	del	modelo	experimental	de
amasa	das.	(Elaboración)	prop	ia)		

Ensayo	5 %	10%	15%	NA
PHFE	M-2,3,4	M-5,6,7	M-9,10,11	-
NA	-	-	-	M-12,13,14

4. ENSAYOS DE COMPRESIÓN UNIAXIAL

Estos ensayos proporcionaron los resultados de la resistencia a compresión que se ordenan en la Tabla 4. Los ensayos a las probetas se han realizado a 7, 28 y 90 días.

Para las probetas todas cilíndricas de 45×90 mm, con las caras talladas. Se utilizó una prensa hidráulica formada por 2 platos de compresión perfectamente rígidos, de los cuales el plato superior estaba ligado por una junta articulada, figura 4. Se seleccionó una velocidad de carga aplicada constante de 0,5 MPa/s.



Figura 4. Probeta de hormigón con galga extensométrica de medida (elaboración propia).

Para la expresión de resultados la resistencia a compresión viene dada por la expresión (6):

$$f_c = \frac{F}{A_c} \tag{6}$$

Donde; f_c es la resistencia a compresión en MPa (N/mm²); F es la carga máxima de rotura expresada en N y A_c es el área transversal de la probeta dada en mm².

En la tabla 4 se detallan los resultados de los ensayos de las probetas cilíndricas. Se han considerado los valores medios de los esfuerzos obtenidos después de romper 3 probetas en cada caso, siendo satisfactoria la valoración de la rotura según normativa. [13]

Tabla 4. Resultados de las probetas cilíndricas, ensayos a compresión. Los resultados a compresión se tratan con una aproximación de 0.1 N/mm² (Elaboración propia)

Descripción	7 días	28 días	90 días
Amasada	(MPa)	(MPa)	(MPa)
PHFE 5%	38.3	41.7	45.30
PHFE 10%	41.3	40.17	53.10
PHFE 15%	41.6	46.2	61.8
NA	35.4	37	50.5
NA	35.15	40.1	52.7
NA	41.3	43.1	50.6

4. MÓDULO DE YOUNG [12]

La principal propiedad para cualquier material en su uso resistente es la medida de su *módulo de deformación estático o módulo de elasticidad longitudinal*. Este concepto está directamente implicado en la medida de la rigidez de cualquier elemento estructural. Para un material sometido a compresión viene determinado por la pendiente de la curva tensión (σ)-deformación (ε), en el campo uniaxial de tensiones. como *módulo de elasticidad secante* a 28 días E_{cm} se adoptará según la Instrucción, figura 5. [6]



Figura 5. Representación esquemática de la relación σ - ε del hormigón [6]

Los módulos de elasticidad han sido obtenidos con galgas extensométricas, de acuerdo con la norma UNE-83316 [14]. El dispositivo experimental utilizado (galgas extensométricas unidas a un medidor digital de tensiones) se muestra en la figura 4.

En la tabla 5 se muestran los valores de los módulos, para las tres adiciones de polvo de humo ferrítico, y la resistencia a compresión correspondiente.

Tabla 5. Módulo de elasticidad del hormigón ensayado

Tipo de	E _{(J) (1 año)}	f _{c (1año)}
hormigón	(GPa)	(MPa)
PHFE 5	36.80	52.40
PHFE 10	42.13	50.41
PHFE 15	43.26	67.14
NA	37.62	54.80

Para realizar la comparación y el análisis de los resultados se ha utilizado la ecuación (7) proporcionada por el Instituto Japonés, citada por Takizaki [15] para estimar los módulos de elasticidad del hormigón:

$$E_c = 2.1 \cdot \left(\sqrt[3]{\frac{d_s}{2.3}} \cdot \sqrt{\frac{f_c}{200}} \right) \tag{7}$$

Donde;

 $E_c =$ módulo de elasticidad estimado del hormigón (GPa). $d_s =$ densidad del hormigón (kg/m3)

 f_c = resistencia a compresión del hormigón (MPa)

Tabla 6. Comparación entre los módulos de elasticidad obtenidos experimentalmente a 1 año y los estimados por la ecuación del Instituto Japonés. (Elaboración propia)

Tipo de	(E)	(E _(J))	$E/E_{(J)}$
hormigón	experimental	estimado	relación
PHFE 5	36.8	35.62	1.03
PHFE 10	42.10	41.14	1.02
PHFE 15	43.26	41.26	1.05
NA	37.60	37.37	1.00

Estos resultados se han obtenido manteniendo la hipótesis de la regla de las mezclas con fracciones de volumen de la tabla 2 y en PHFE descontando cada porcentaje de árido, ecuación (4). Y la hipótesis de compatibilidad de la deformación entre árido y mortero, expresión (5). La estimación del valor real se obtuvo como la ecuación promedio de Voigt-Reuss-Hill (3).

5. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

La comparación de los resultados obtenidos para los mismos niveles de adición en cada ciclo de amasada se muestra en la tabla 6.

En la figura 7 se observa el incremento de resistencia a compresión a lo largo del fraguado del hormigón adicionado al 5%, aunque sin superar al hormigón convencional a 90 días. No obstante, la mejora resistente a corto plazo de PHFE 5%, es notable.

En la figura 8, el hormigón adicionado con polvos de humo, destaca en el fraguado y a los 90 días sobre el hormigón H-35 en el 15% de aumento de resistencia a la compresión.

En la figura 9 se muestra el aumento de casi el 40% de la resistencia a compresión del PHF15% sobre el hormigón H-35. *Los datos verifican el éxito del modelo experimental propuesto.*

6. CONCLUSIONES

El modelo de hormigón expuesto tiene la cualidad de estar apoyado en *leyes simples* y bien conocidas *para cada componente del hormigón*.

La explicación de la fluencia del hormigón con origen en el módulo de deformación longitudinal y elaborar las deformaciones diferidas de origen tensional tienen un fundamento experimental. Su evaluación se verifica mediante ensayos en laboratorios sobre probetas de hormigón sometidas a compresión. En éstas *la adición de polvos de humo ferrítico se considera una influencia positiva como factor corrector de la fluencia*.

Concluir de este estudio que *el polvo de humo adicionado no introduce cambios significativos en el comportamiento elástico del hormigón* y el mayor valor obtenido se razona de manera simple debido a su resistencia y peso propios.



Figura 7. Gráficas de resistencia mecánica de las probetas adicionadas al 5% (elaboración propia)



Figura 8. Gráficas de resistencia mecánica de las probetas adicionadas al 10% (elaboración propia)



Figura 9. Gráficas de resistencia mecánica de las probetas adicionadas al 15% (elaboración propia)

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer a todos los miembros del grupo de investigación TEP-951 ARHENE [Aprovechamiento de Residuos para la Fabricación de Hormigón Estructural y No Estructural] su colaboración en este trabajo de investigación.

REFERENCIAS

- F. Martínez, J. Marín, JM Goicolea. Localización de deformaciones en probetas de hormigón, *III Congreso de Métodos Numéricos en Ingeniería SEMNI 84-87867-72-3*, 917-925, 1996.
- [2] MD. Rubio, MA. Parrón, F. Contreras. ES2537256 (A1) -Method for producing cinder concrete. Espacenet Patent Office, 2015.
- [3] G. Mavko, Effective Medium Theories, *Stanford University*, Pangea 252, 2010
- [4] Normas UNE- EN 12390-1 Ensayos de hormigón endurecido. 2001.
- [5] AENOR Ensayos de hormigón y mortero, 1999.
- [6] Instrucción de hormigón estructural (EHE-08).
- [7] UNE 83414:1990-EX. Adiciones del hormigón. Ceniza volante. 1990
- [8] S. Oller, J. Oliver, J. Lubriner, E. Oñate. UN Modelo constitutivo de daño plástico para materiales friccionales, *Revista Internacional de Métodos Numéricos para Cálculo y Diseño en Ingeniería*. Vol. 4, 397-431. 1988.
- [9] M. Ortiz, EP. Popov. Plain concrete as a composite material. *Mechanics of Materials*, Vol. 1. 39-150. 1982
- [10] F. Contreras, F.J. Rubio, M.D. Rubio. The rheological behaviour of concrete equivalent mortars when electric arc furnace slag is used as fine aggregated. *Perspectives in Fundamental and Applied Rheology*. Pages 221-226. 2013.
- [11] W. Judd, C. Huber. Correlation of rock properties by statically methods. *International Symposium on mining research Pergamum, Oxford*) 1961
- [12] MD. Rubio-Cintas, Tesis doctoral "Influencia de la Adición de Polvo de Humo Ferrítico en el Comportamiento Reológico y Resistente de Morteros y Hormigones". Univ. de Málaga. 2010
- [13] Normas UNE- EN 12390-3 Ensayos de hormigón endurecido. Parte 3: Determinación de la resistencia a compresión de probetas. 2003.
- [14] UNE-83316 Determinación del módulo de elasticidad a compresión. 2003
- [15] M. Takizaki. Strength and elastic modulus of recycles aggregate concrete. II International RILEM Symposium on Demolition and Reuse of Concrete and Masonry, page 557-564, Japan. 1993

FRACTURA DE MATERIALES POLIMÉRICOS Y COMPUESTOS

Application of the miniature small punch test for the mechanical characterization of UV-aged rPET

T. Abt¹, G. Álvarez², C. Rodríguez², M^a Ll. Maspoch^{1*}

¹Centre Català del Plàstic, Universitat Politécnica de Catalunya Barcelona Tech (UPC-EEBE), C/Colom 114, Terrassa

08222, Spain.

²SIMUMECAMAT research group, University of Oviedo, Campus Universitario de Gijón, 33203 Gijón, Spain.

*Persona de contacto: maria.lluisa.maspoch@upc.edu

RESUMEN

El objetivo del presente trabajo es el estudio de la influencia de la radiación ultravioleta (UV) en las propiedades mecánicas de polietileno tereftalato reciclado (rPET). Para ello, y mediante moldeo por inyección, se fabricaron tanto placas como probetas tipo halterio usando rPET y cuatro tipos de masterbatch con diferentes contenidos en pigmentos rojos, antioxidantes y absorbentes UV. Para llevar a cabo la comparación, además de caracterizar los materiales inmediatamente después de su fabricación, algunas de las probetas se expusieron a radiación UV durante 900 h y otras fueron sometidas a un tratamiento térmico con el fin de post-cristalizar el rPET de grado botella. La caracterización de los distintos materiales se llevó a cabo mediante ensavos de tracción, impacto Charpy, DSC y viscosidad intrínseca, excepto en el caso de las muestras irradiadas, cuyo pequeño tamaño hizo imposible el uso de ensayos mecánicos standard, por lo que se recurrió al uso del ensayo Small Punch (SPT). Los resultados obtenidos muestran que los dos parámetros que determinan la degradación del rPET, y en consecuencia sus propiedades mecánicas, son un secado adecuado y un nivel suficientemente bajo de contaminaciones de la materia prima antes del procesado. Además, mientras que el tipo de masterbach utilizado en la fabricación no influye en la respuesta mecánica a tracción o a fractura, el tratamiento térmico sí lo hace, incrementando la rigidez y la resistencia, pero también disminuyendo la elongación en la rotura considerablemente. Por su parte, demostrada la aplicabilidad del ensayo SPT en la caracterización de este tipo de materiales, el uso de este tipo de ensayo permitió demostrar que la radiacción ultravioleta no afecta a la respuesta mecánica de estos materiales, aunque visualmente las muestras irradiadas parecíeran afectadas al mostrar una ligera decoloración.

PALABRAS CLAVE: Small Punch Test, PET reciclado, envejecimiento UV, post-cristalización.

ABSTRACT

The frame of this project is to study the influence of ultraviolet (UV) radiation exposure on the properties of recycled poly(ethylene terephthalate) (rPET). Four types of masterbatches were used which contained red pigments, antioxidants and UV absorbers. Dogbone samples and flat plates were injection moulded. Some samples were used as-moulded, some were subjected to UV radiation for 900 h and some samples received a thermal treatment in order to post-crystallize the bottle-grade rPET. The three sets of samples were analyzed by means of tensile tests, Charpy impact, DSC and intrinsic viscosity. However, the irradiated samples could not be tested with these methods due to their small size. The aim of this study is to evaluate the feasibility of small punch tests (SPT) in order to accurately characterize these small samples. It was found that the two parameters governing the rPET degradation and hence the mechanical properties were a proper drying and a sufficiently low level of contamination of the raw material before processing. Tensile test and Charpy impact results showed that the four types of masterbatch did not alter the mechanical properties of the rPET, whereas the thermal treatment increased stiffness and strength while the failure strain decreased drastically. Analogous to these results, SPTs on UV-aged samples showed no significant differences between irradiated and not irradiated samples. Moreover, the coefficients which relate the SPT parameters with the Young's moduli and tensile strengths could be successfully determined for some selected materials. SPT was capable of detecting small differences for the irradiated samples due to the different types of masterbatches.

KEYWORDS: Small Punch Test, recycled PET, UV aging, post-crystallization.

1. INTRODUCTION

The recycling of PET at the end of its life cycle has become a major task in recent years for both industry and academia. This is because virgin PET is one of the most important engineering plastics due to its increasing use in the past two decades for many applications, especially for bottles and fibres. Recycling is the best option to economically reduce PET waste. The other driving force for PET recycling is that PET has a slow rate of natural decomposition because it is a nondegradable plastic in normal conditions. No known organism can consume its relatively large molecules and therefore complicated and expensive procedures are needed in order for PET to degrade biologically [1]. On the other hand, the price of virgin PET remains relatively stable. Therefore new and cheaper PET recycling technologies provide the industry with relatively cheaper PET. The major factor affecting the suitability of post-consumed PET flakes for recycling is the level and nature of contaminants present in the flakes [2]. Contamination of post-consumer PET is the main cause of deterioration of its physical and chemical properties during re-processing, which leads to a molecular weight reduction or intrinsic viscosity (IV), respectively. Commercial PET has a wide range of IV that varies from 0.45 to 1.2 dL/g; standard bottle-grade PET has an IV of 0.8 dL/g [1-2].

On the other hand, small punch tests (SPT) have been a common method for the mechanical characterisation of metals and alloys for decades and have been introduced to polymers recently [3-6]. One of the advantages of this test is the small specimen size of less than 10 mm and thicknesses less than 0.5 mm. The specimens are firmly clamped between two circular dies and are punched into a circular hole by a hemispherical punch until failure, as shown in figure 1a. This creates a biaxial stress state in contrast to uniaxial tensile tests. A 'load–punch displacement' curve is obtained from SPT tests which can be used to estimate several "conventional" mechanical parameters.



Figure 1. a: Small punch test configuration [5]; b: characteristic points in the load-displacement SPT curves obtained with polymers [6].

Figure 1b shows a typical load–punch displacement plot of a thermoplastic polymer, identifying the useful values of load and displacement related to different tension or fracture test parameters of these types of materials: elastic modulus (related to the initial slope of the SPT curve, eq. 1), the yield stress (related to the first maximum of the load, P_m , eq. 2), and the yield strain (related to the displacement at the first maximum of the load, d_m , eq. 3). Some of the typical relationships between the aforementioned SPT parameters and the tensile properties are:

$$E = \alpha \frac{\text{Slope}_{ini}}{t}$$
(1)

$$\sigma_{\rm y} = \beta \frac{P_{\rm m}}{t^2} \tag{2}$$

$$\boldsymbol{\varepsilon}_{\mathbf{y}} = \boldsymbol{\delta} \frac{\mathbf{d}_{\mathbf{m}}}{\mathbf{t}} \tag{3}$$

being t the initial specimen thickness and α , β and δ the characteristic material coefficients.

The aim of this work is to study the influence of UV radiation and of a thermal treatment on the properties of recycled PET modified with different types of contained red masterbatches which pigments, antioxidants and UV absorbers. The three sets of samples (pristine, UV-aged and recrystallized) were analyzed by means of tensile tests, Charpy impact, DSC and intrinsic viscosity. However, the irradiated samples could not be tested with these methods due to their small size. Therefore the feasibility of small punch tests in order to accurately characterize these small samples was studied.

2. MATERIALS AND METHODS

2.1. Materials

Recycled post-consumer PET pellets were supplied by Marketing Mix 2011, S.L. (Llagostera, Spain). According to the supplier, the total content of contaminations (PVC, polyolefins, paper, metal, etc.) was less than 260 ppm. Four types of PET-based masterbatches were used, namely one containing red pigments (referred to as "A"), one containing red pigments and antioxidants ("B"), one containing red pigments and UV absorbers ("C") and one containing red pigments, antioxidants and UV absorbers ("D"). They were provided by IQAP Masterbatch S.L. (Les Masies de Roda, Spain).

2.2. Sample preparation

The rPET was dried at 120°C for 4 h in a DSN560HE dehumidifier (Piovan, Santa Maria di Sala, Italy) prior to injection moulding. Plates for accelerated ageing with dimensions of 100x75 mm² and with graduated thicknesses of 1 mm, 1.8 mm and 2.5 mm (see figure 2) as well as ISO 527 type 1A specimens were injection moulded using a Victory 110 injection moulding machine (Engel Austria GmbH, Schwertberg, Austria) with a clamping force of 1100 kN. A constant melt temperature profile from hopper to nozzle of 275–270–265–260–40°C was employed, the mould temperature was kept at 25°C and the selected injection speed was 75 cm³/s.

2.3. Accelerated ageing

Accelerated ageing was carried out on the above described plates in a Xenon arc test chamber at ambient temperature and humidity. The injection moulded plates were exposed to UV radiation for 900 h. Specifically, one half of the plate is exposed to UV whereas the other half is protected from exposure. The exposed samples were referred to "UV".

2.4. Post-crystallization

Some of the injection moulded plates as well as some ISO 527 type 1A specimens were recrystallized at 120°C for 4 h in a convection oven (J. P. Selecta, S. A., Barcelona, Spain). These samples were referred to "RC".

2.5. Characterization techniques

2.5.1 Differential Scanning Calorimetry

Differential Scanning Calorimetry (DSC) was performed on a Q2000 TA Instruments device calibrated with indium according to the following cycle: heating from 30 °C to 290 °C at 10 °C/min, 3 min isothermal step at 290 °C, cooling to 30 °C at -10 °C/min, 3 min isothermal step at 30 °C, final heating from 30 °C to 290 °C at 10 °C/min. The sample weight placed in the DSC aluminium crucibles was around 8 mg. The cold crystallization and melting temperatures (T_{cc}, T_m) and corresponding enthalpies $(\Delta H_{cc}, \Delta H_m)$ were determined from the first heating run. The degree of crystallinity (X_c) of PET was evaluated from the first heating run according to Equation 1.

$$\chi_{c} = \frac{\Delta H_{m} - \Delta H_{cc}}{\Delta H 0_{m}^{0}} \cdot 100\%$$
(4)

where ΔH_m^{o} is the melting enthalpy of 100% crystalline PET (140 J/g [7]).

2.5.2 Intrinsic viscosity

The intrinsic viscosity $[\eta]$ was measured according to ISO 1628 using a Cannon-Ubbelhode viscosimeter in a thermostated bath of 30 °C. 50 mg of polymer was dissolved in a mix of phenol and 1,1,2,2-Tetrachloroethane (60/40 wt./wt.) at a temperature of 80 °C. Four different polymer concentrations were used, namely 0.5, 0.9, 0.3 and 0.2 g/dL.

2.5.3 Tensile testing

The mechanical properties were determined by tensile tests according to ISO 527 at room temperature and at a crosshead speed of 10 mm/min on a Zwick Z010 universal testing machine (Zwick/Röll, Ulm, Germany), equipped with a 11 kN load cell and a contact extensometer to measure strain. On one hand, prismatic specimens with dimensions of $75x10x2.5 \text{ mm}^3$ were cut from the injection moulded plates. They were tested using a distance between grips of 50 mm and an extensometer reference length of 30 mm. On the other hand, type 1A specimens were tested as specified in ISO 527. A minimum of five specimens were tested for each reported value.

2.5.4 Charpy impact strength

The Charpy impact strength was measured on a Zwick HIT 5.5P pendulum equipped with a 0.5 J hammer according to ISO 179-1. The impact samples had dimensions of $80x10x4 \text{ mm}^3$. They were cut from the central part of the injection moulded 1A specimens and then a type 1 notch was machined to a depth of 2 mm. The impact blow was in the edgewise direction and each reported value is the average of a minimum of five valid tests.

2.5.5 Small punch tests

SPTs were carried out on squared samples of 10x10 mm² cut from the 1 mm thick section of the injection moulded plates. These tests were carried out using an experimental device as shown in Fig. 1.a, designed and manufactured by the SIMUMECAMAT research group and mounted on a universal Instron testing machine equipped with a load cell of 5 kN. A punch diameter of 2.4 mm, a hole in the lower die with a diameter of 4 mm (with 0.5 mm corner radius) and a displacement rate of 0.2 mm/min were employed in all these tests. The thickness of the specimens was obtained as the average of six measurements by means of a precision micrometer and a minimum of six samples was used to characterise each material.

3. RESULTS AND DISCUSSION

In a first step, plates for accelerated ageing were injection moulded from rPET and 3 wt%. of masterbatches A, B, C and D, respectively. Some of these plates were subjected to accelerated ageing by means of UV radiation for 900 h; Images of these samples are shown in figure 2. Recall that the four types of masterbatch contained: red pigments (masterbatch A), red pigments and antioxidants (B), red pigments and UV absorbers (C) and red pigments, antioxidants and UV absorbers (D). As can be seen in figure 2, the sample containing masterbatch C retained its colour better than the samples with masterbatches A, B and D.



Figure 2. Injection moulded plates after exposure to UV radiation for 900 h.

The influence of the four different masterbatches on the mechanical properties was evaluated by tensile tests on prismatic specimens extracted from the pristine plates. Moreover, some specimens containing masterbatch C were recrystallized and also tensile tested. Results are shown in table 1 and figure 3a. Unfortunately, no specimens could be extracted from the UV-aged plates due to the small size of the aged area since only one half

of the plates were exposed to UV radiation. For this reason the Small Punch Test was employed in order to mechanically characterize the UV-aged plates as will be shown later.



Figure 3. Engineering stress vs. strain of prismatic specimens cut from injection moulded plates (a) and type 1A specimens (b).

Regarding the pristine plates, no significant difference in stiffness and strength was found between the four different compositions (figure 3a). The moduli were virtually equal and similar tensile strengths were observed whereas small differences were found in the failure strains. The degrees of crystallinity were around 9% for masterbatches B, C and D whereas the one of masterbatch A was somewhat higher. In contrast, the recrystallized sample rPET/C-RC showed а considerably higher stiffness and strength as compared to the pristine samples. However, the fracture type changed from ductile to brittle and the failure strain decreased to 5%. This was due to the remarkably higher degree of crystallinity induced by the postcrystallization which increased the crystal fraction from around 10% to 30%.

It is noteworthy that these prismatic specimens are not recommended by the ISO 527 standard because they can lead to erroneous results. Hence the tensile properties in table 1 only serve on a comparative basis.

Table 1. Tensile properties and degree of crystallinity of prismatic specimens cut from injection moulded plates.

Sample	E [GPa]	σ _M [MPa]	<i>ɛ</i> _в [%]	Х _С [%]
rPET/A	$2,5 \pm 0,1$	47 ± 1	61 ± 10	14,6
rPET/B	$2,5 \pm 0,1$	45 ± 3	67 ± 28	7,7
rPET/C	$2,5 \pm 0,1$	46 ± 7	42 ± 11	8,2
rPET/D	$2,5 \pm 0,1$	45 ± 4	45 ± 15	9,4
rPET/C-RC	3,1 ± 0,2	77 ± 2	5 ± 1	29,5

In order to obtain accurate tensile properties, ISO 527 type 1A specimens were injection moulded from neat rPET and exemplarily also from masterbatch C that showed the best resistance against UV ageing. Some tensile specimens were post-crystallized. Results are compiled in table 2 and figure 3b. Moreover, intrinsic viscosity measurements were performed on the rPET pellets as well as on the rPET tensile specimens without masterbatch. [η] was found to be 0.6 dL/g for the rPET pellets and it decreased to 0.5 dL/g for the tensile specimens. This small degradation was due to the injection moulding process.

Table 2. Tensile properties, Charpy impact strengths and crystal fractions of type 1A specimens.

Sample	E [GPa]	σ _M [MPa]	<i>Е</i> В [%]	a_{cN} [kJ/m ²]	X c [%]
rPET	$2,4 \pm 0,1$	54 ± 1	243 ± 71	$2,0\pm0,2$	9,3
rPET/C	$2,7 \pm 0,1$	59 ± 1	59 ± 18	1,6±0,3	16,4
rPET-RC	3,0 ± 0,1	77 ± 2	4 ± 1	$1,3 \pm 0,1$	29,4
rPET/C-RC	3,0 ± 0,1	73 ± 6	4 ± 1	$1,5 \pm 0,1$	29,8

When comparing rPET and rPET/C in table 2, it can be seen that pristine rPET exhibited a somewhat lower stiffness and strength but also a much larger failure strain. Consequently, the Charpy impact strength of rPET was higher than the one of rPET/C since impact strength is governed by the materials' toughness. The masterbatch acted as a nucleation agent and increased the degree of crystallinity from 9% to 16% when masterbatch C was added. The crystal fraction of rPET was similar to the ones of the plates. However, the rPET/C tensile specimens showed a higher crystal fraction as compared to rPET and also compared to most of the plates in table 1. This was due to the higher thickness of the tensile specimens (4 mm) versus the plate thickness (1-2.5 mm). It is well known that the cooling time in injection moulding strongly depends on the wall thickness. The longer cooling time of the tensile specimens gave rise to a higher crystallinity.

The masterbatch did not directly reinforce the rPET matrix; it did however act as a nucleation agent and increased the crystallinity. However, when the materials

were recrystallized they exhibited a similar high crystallinity of around 30%. As can be seen in tables 1 and 2, the recrystallized samples indeed exhibited very similar tensile properties, confirming that the masterbatches had no reinforcing effect.

As mentioned earlier, specimens extracted from the UVaged plates were too small for tensile testing and were characterized using the Small Punch Test. It should be noted that the specimens were placed in the testing device in such a way that the UV-aged surface faced downward (see figure 1a). In other words, the aged surface was submitted to tensile stresses. The SPT results are shown in table 3 and representative load vs. punch displacement curves are shown in figures 4 and 5.

Comparing pristine, UV-aged and recrystallized rPET/C (figure 4), no significant difference between pristine and UV-aged samples were seen, whereas the recrystallized sample showed a relatively stiffer (higher initial slope) and stronger (higher maximum load) behaviour. This finding is analogous to the results from tensile tests which suggests that although the UV aging did affect the colour, it did not significantly alter the mechanical properties under uniaxial and biaxial stress states. The coefficients α and β which relate the SPT parameters $Slope_{ini}/t$ and P_m/t^2 with the Young's moduli and tensile yield stress, respectively, could be determined in the case of rPET/C and rPET/C-RC since reliable tensile data according to ISO 527 was obtained for these two materials (see table 2). The coefficients α and γ were found to be 13.7 ± 0.3 and 0.24 ± 0.01 for rPET/C, whereas α and γ were 10.2 \pm 1.3 and 0.22 \pm 0.01 for rPET/C-RC.



Figure 4. Representative load vs. punch displacement curves of specimens cut from pristine, UV-aged and recrystallized rPET/C plates.

Regarding the UV-aged samples in figure 5 and table 3, quite similar SPT test parameters were found. Nevertheless, small differences can be seen when comparing the parameter which is related to the yield stress, i.e. P_m/t^2 . A deterioration of the tensile strength is typically related to the degree of degradation of the polymer. According to the composition of the four masterbatches, it can be expected that they perform under UV radiation as follows: A < B < C < D. Indeed, the parameter P_m/t^2 increased as follows: rPET/A-UV < rPET/B-UV < rPET/C-UV < rPET/D-UV. These results demonstrate the feasibility of small punch tests in order to accurately characterize the small UV-aged samples.



Figure 5. Representative load vs. punch displacement curves of specimens cut from UV-aged plates.

Table 3. Small punch test parameters of specimens cut from pristine, recrystallized and UV-aged plates.

Sample	Slope _{ini} /t [MPa]	P _m /t ² [MPa]	d _m /t [mm/mm]	W _e /t ² [Nmm]
rPET/A-UV	244 ± 13	240 ± 9	$1,\!22 \pm 0,\!23$	414 ± 84
rPET/B-UV	249 ± 8	257 ± 12	$1,\!38\pm0,\!13$	385 ± 29
rPET/C-UV	245 ± 6	257 ± 2	$1,\!33\pm0,\!06$	395 ± 26
rPET/D-UV	253 ± 4	267 ± 4	$1,\!48\pm0,\!09$	408 ± 21
rPET/C	249 ± 10	247 ± 9	$1,\!37\pm0,\!13$	390 ± 41
rPET/C-RC	286 ± 25	329 ± 12	$1,\!33\pm0,\!07$	510 ± 50

4. CONCLUSIONS

The aim of this work was to study the influence of UV radiation and a thermal treatment on the properties of recycled PET and four types of masterbatches which contained red pigments, antioxidants and UV absorbers.

Tensile tests showed that the different types of masterbatches had no direct reinforcing effect on the rPET matrix. They did however act as a nucleation agent. The increased degree of crystallinity indirectly reinforced the rPET and led to a higher stiffness and strength but also a lower failure strain. The same effect was found to be even more pronounced for recrystallized samples. The thermal treatment increased stiffness and strength while the failure strain decreased drastically.

However, UV-aged samples could not be tensile tested due to their small size. Therefore the feasibility of small punch tests in order to accurately characterize these small samples was studied. Analogous to tensile results, SPTs on UV-aged samples showed no significant difference between irradiated and not irradiated samples. Moreover, the coefficients α and γ which relate the SPT parameters *Slope_{ini}/t* and *P_m/t²* with the Young's moduli and tensile yield strengths, respectively, could be successfully determined for rPET/C and rPET/C-RC. Finally, SPT was capable of detecting small differences in the irradiated samples due to the different performances of the masterbatches when the materials were exposed to UV radiation.

ACKNOWLEDGEMENTS

The authors acknowledge the financial support from the Spanish Ministry of Economy and Competitiveness through the project MAT2016-80045-R and by FEDER and the Asturias government through the project FC-15-GRUPIN14-001.

REFERENCES

- 1. F. Awaja and D. Pavel. Recycling of PET. European Polymer Journal **41**(7), 1453-1477 (2005).
- 2. A. M. Al-Sabagh, F. Z. Yehia, G. Eshaq, A. M. Rabie, and A. E. ElMetwally. Greener routes for recycling of polyethylene terephthalate. Egyptian Journal of Petroleum **25**(1), 53-64 (2016).
- I. I. Cuesta, J. M. Alegre, and C. Rodríguez. Mechanical behavior and failure analysis of recycled polymers by use of miniature punch specimens. Journal of Applied Polymer Science 133(4), n/a-n/a (2016).
- S. M. Kurtz, J. R. Foulds, C. W. Jewett, S. Srivastav, and A. A. Edidin. Validation of a small punch testing technique to characterize the mechanical behaviour of ultra-highmolecular-weight polyethylene. Biomaterials 18(24), 1659-1663 (1997).
- C. Rodríguez, D. Arencón, J. Belzunce, and M. L. Maspoch. Small punch test on the analysis of fracture behaviour of PLA-nanocomposite films. Polymer Testing 33, 21-29 (2014).
- C. Rodríguez, I. I. Cuesta, M. L. Maspoch, and F. J. Belzunce. Application of the miniature small punch test for the mechanical characterization of polymer materials. Theoretical and Applied Fracture Mechanics 86, 78-83 (2016).
- B. Wunderlich. Appendix ATHAS table of thermal properties of linear macromolecules. Thermal Analysis: Academic Press, 1990. pp. 417-431.

INFLUENCIA DE LA VELOCIDAD DE DEFORMACIÓN EN LA DELAMINACIÓN DE MATERIALES COMPUESTOS LAMINADOS

López Taboada, Carlos^{1*}; Castillo López, Germán¹; Zabala, H²; Aretxabaleta, L²; García Sánchez, Felipe¹

 ¹Escuela de Ingenierías Industriales, Universidad de Málaga C/ Pedro Ortiz Ramos s/n, 29071, Málaga, España
 ² Mondragon Goi Eskola Politeknikoa, Mondragon Unibertsitatea C/ Loramendi 4; 20500 Arrasate – Mondragón, España
 * Persona de contacto: clopezt@uma.es

RESUMEN

La delaminación es uno de los mecanismos de fallo críticos de los materiales compuestos laminados, ya que supone una importante pérdida de capacidad portante, es difícil de detectar visualmente y su evolución condiciona el posterior fallo del componente. La delaminación de un compuesto es dependiente de su tenacidad a fractura interlaminar. Por otro lado, una de las solicitaciones más críticas es el impacto, que induce en el material importantes velocidades de deformación.

En este trabajo se ha analizado la influencia de la velocidad de aplicación de carga en la energía de fractura en modos I y II, en laminados de tejido de carbono/epoxi, hasta velocidades de 0,190 m/s. Los resultados muestran que, en el rango de velocidades estudiado, la tenacidad a fractura en modo I disminuye al aumentar la velocidad, mientras que en modo II no se ha observado influencia apreciable.

Sin embargo, las velocidades analizadas quedan lejos de las inducidas en un impacto a baja velocidad. Es por ello que se propone continuar esta línea de trabajo aumentando las velocidades de estudio mediante el uso de técnicas de caída de dardo, para observar si la tendencia observada hasta ahora se mantiene cuando la velocidad aumenta.

PALABRAS CLAVE: Impacto de baja velocidad, Composites, Delaminación, Fractura

ABSTRACT

Delamination is one of the most critical failure mechanism of composite materials, since it supposes an important load capacity reduction, it is difficult to see and his evolution modify the failure of the component. Composite delamination depends of their fracture toughness. Impact is one of the most critical loads applied to a structure, which induces important speed deformation in the material.

This work analyses the influence of load speed in the fracture toughness (modes I and II) in textile carbon/epoxy, up to a speed of 0,190 m/s. Results shows that, in the analyzed speed range, the mode I fracture toughness decrease with speed, while mode II it remains nearly constant. However, the speeds analyzed are far from those induced in a low speed impact. We propose to continue this line of work by increasing study speeds using drop tower impact techniques, to observe if the trend observed so far is maintained, when the speed increases.

KEYWORDS: Low speed impact, Composites, Impact, Delamination, Fracture

1. INTRODUCCIÓN

El creciente interés por reducir el peso en estructuras móviles está llevando al uso masivo de materiales compuestos, especialmente los basados en laminados de fibra de carbono.

Sin embargo, el empleo de estos materiales está, en gran medida, sujeto a su comportamiento frente a impacto, una de las solicitaciones más restrictivas a las que se someten a las estructuras en general y a los vehículos en particular. Los materiales compuestos, aunque suelen presentan una resistencia a impacto inferior a los materiales metálicos, son, en determinadas circunstancias, capaces de disipar mayor cantidad de energía durante un impacto, debido a la combinación de diferentes modos de degradación.

El comportamiento ante solicitaciones de impacto de los materiales compuestos resulta complejo debido a la gran variedad de mecanismos de degradación acoplados que se pueden llegar a producir. Estudios llevados a cabo en diferentes materiales compuestos sometidos a impactos transversales de baja velocidad han descrito una misma secuencia en su degradación (figura 1): 1.- Fractura intralaminar de la matriz que no afecta a la capacidad portante del material [1] pero que facilita la aparición del siguiente modo de fallo [2,3,4], la delaminación.

2.- Fallo interlaminar de la matriz o delaminación, en la que la decohesión de láminas adyacentes supone una pérdida de capacidad portante del material [5,6,7].

3.- Fallo intralaminar de la fibra que en principio está localizado en zonas de concentración de tensiones pero que luego se extiende produciendo el fallo catastrófico de las láminas.



Figura 1. Modos de fallo en un laminado multidireccional sometido a impacto [8].

La delaminación es, por tanto, uno de los modos de fallo más críticos en el comportamiento a impacto de estructuras composite [5,7], no sólo porque es el primer modo de fallo que supone una pérdida de capacidad portante sin mostrar externamente signo de daño, sino porque su evolución condiciona el posterior fallo [9].

El comportamiento interlaminar de un material compuesto viene caracterizado por su tenacidad a fractura interlaminar en los tres modos que contempla la mecánica de la fractura elástica lineal (LEFM). Ahora bien, según Jensen y Sheinman [10], la contribución del modo III en los fenómenos de delaminación es imperceptible, por tanto es común asumir que la delaminación de un composite crece en una combinación de los modos I y II, dominada por el modo I.

Las condiciones de impacto de baja velocidad inducen importantes velocidades de deformación en el seno del material. En general los materiales compuestos se consideran insensibles a la velocidad de deformación cuando son sometidos a solicitaciones en las que trabajan principalmente sus refuerzos [11]. Sin embargo, el comportamiento interlaminar depende del comportamiento viscoelástico de la matriz polimérica [3,12]. El comportamiento interlaminar de un material compuesto afecta, principalmente, de dos maneras, al comportamiento de una estructura de material compuesto sometida a impacto de baja velocidad: (i) el umbral de daño de la estructura (fuerza máxima que soporta la estructura sin sufrir daño) depende directamente de la resistencia interlaminar del compuesto [9], y (ii) el daño generado sobre la estructura depende de la tenacidad a la fractura interlaminar del material, propiedad que gobierna la evolución de la delaminación [4].

Actualmente, no existen un consenso respecto de la dependencia entre la tenacidad a fractura interlaminar, en modos I y II, y la velocidad de deformación [13,14]. Sin embargo, los ensayos de impacto biaxial equienergéticos, realizados a diferentes velocidades de impacto [15], muestran que el área delaminada aumenta con la velocidad de impacto y, por tanto, la rigidez residual disminuye.



Figura 2. Influencia de la velocidad de impacto $-v_i$ - sobre el área delaminada $-A_D$ - para diferentes relaciones diámetro/espesor -D/e-. Energía incidente 4J. [15]

Resulta, por tanto, necesario estudiar la influencia de la velocidad de deformación sobre la tenacidad a fractura en modos I y II.

Por otro lado, en la mayor parte de los trabajos publicados, los estudios se realizan sobre materiales compuestos unidireccionales. Sin embargo, la utilización de tejidos está cada vez más extendida en la fabricación de componentes tanto en aeronaútica como en automoción, lo que hace especialmente importante llevar a cabo este estudio para este tipo de materiales.

En este trabajo se analiza la influencia de la velocidad sobre la tenacidad a fractura en modos I y II, en materiales compuestos carbono/epoxy realizados a partir de tejidos.

2. MATERIALES EMPLEADOS

El material compuesto empleado ha sido un laminado carbono-epoxi. Concretamente la resina empleada es bicomponente SiComin (resina SR8100/endurecedor SD8822, relación en peso100:31). Como refuerzo se ha empleado un tejido plano equilibrado de fibra de carbono Hexcel (ref.43199) de 200 gr/m^2 , realizado a partir de fibra de carbono de alta resistencia de 3K.

Se han fabricado, por el procedimiento de infusión de resina, placas de 500 mm \times 500 mm, con una disposición de láminas $[0]_{ns}$. La delaminación inicial de las probetas se ha generado introduciendo una lámina de teflón de 12,5 μm (Dupon Teflon FEP 50) durante la fabricación del laminado.

En la tabla 1 se pueden ver las propiedades del material fabricado.

Propiedad	Valor
Contenido en volumen de fibra	$48{,}4\pm0{,}7~\%$
Contenido en vacíos	$3,3 \pm 0,1 \%$
Densidad	$1,42 \pm 0,01 \text{ g/cm}^3$
Módulo de Elasticidad ($Ex = Ey$)	57,3 ± 0,8 GPa
Resistencia a tracción ($X = Y$)	781 ± 43 MPa
Coeficiente de Poisson (v_{xy})	0,179
Módulo de Cizalladura (Exy)	3,08 ± 0,16 GPa
Resistencia a cizalladura (S)	80,3 ± 2,8 MPa

Tabla 1. Propiedades del laminado fabricado [15].

3. TÉCNICAS EXPERIMENTALES

3.1. Comportamiento interlaminar en modo I

Los ensayos se han realizado siguiendo la norma ASTM D5528 [16], empleando probetas de tipo DCB (Double Cantilever Beam) (figura 3).



Figura 3. Geometría y dimensiones, en mm, de las probetas DCB.

El espesor del laminado ha sido e = 3,7 mm, y la longitud de la pre-grieta, $a_0 = 55 mm$. Estos valores han sido elegidos de manera que se cumplan las condiciones descritas por la norma ASTM D5528 [16] a partir del módulo de elasticidad longitudinal del laminado y la tenacidad a fractura? en modo I, G_{IC} , estimados, según las expresiones (1) y (2).

$$a_o \le 0,042 \sqrt{\frac{e^3 E_1}{G_{IC}}} \tag{1}$$

$$e \le 8,28 \left(\frac{G_{IC} a_0^2}{E_1}\right)^{1/3}$$
 (2)

Los ensayos han sido realizados en una MTS 810, desplazando las mordazas a velocidad constante. La máxima velocidad de ensayo ha sido de 0,190 m/s. La sujeción de las probetas se realiza mediante bisagras previamente encoladas a las probetas. Durante los ensayos se monitoriza, simultáneamente, la fuerza aplicada (F), la apertura de la probeta (δ) y la longitud de grieta (a) [14] (figura 4).



Figura 4. Montaje probeta ensayo DCB.

La fuerza ha sido medida mediante una célula de carga Interface 100 lbfq WMC®. Para la medición de δ y *a* se ha empleado una cámara de alta velocidad Photron Fast-Cam SA3 ®. Para la adquisición de la fuerza, así como para la sincronización con las imágenes, se ha utilizado el software de adquisición de datos LabView SignalExpress ®. En la figura 5 se puede ver la configuración del ensayo utilizada.



Figura 5. Configuración ensayo DCB.

Los valores de G_I son los valores de iniciación obtenidos a partir de F, $\delta y a$, correspondientes al inicio del creci-

miento de grieta. Como método para obtener G_I se ha empleado el MBT (Modified Beam Theory) recomendado por la ASTM D5528 [16], siguiendo la expresión (3), siendo b la anchura de la probeta.

$$G_I = \frac{3F\delta}{2ba} \tag{3}$$

Esta expresión sobrevalora G_I debido a que considera los brazos de la probeta DCB ideales, perfectamente empotrados, mientras que en la realidad se permite cierta rotación. Este efecto puede tenerse en cuenta aumentando la longitud de grieta, considerando una delaminación ligeramente superior ($a + \Delta$) (expresión 4), donde Δ se determina experimentalmente a partir de la relación entre la raíz cúbica de la flexibilidad ($C = \delta/F$) en función de la longitud de grieta (a) (figura 6).



Figura 6. Obtención experimental de Δ .

$$G_{IC} = \frac{3F\delta}{2b(a+\Delta)} \tag{4}$$

El valor de G_{IC} , correspondiente a la primera caída de carga de cada ensayo, no se ha considerado ya que la presencia del film antiadherente puede afectar en la punta de la grieta inicial.

3.1. Comportamiento interlaminar en modo II

El procedimiento experimental utilizado es el 4 ENF (End Notched Flexure) basado en el protocolo de ensayo propuesto por Martin y Davidson [17], consistente en forzar la delaminación de tipo ENF mediante un ensayo de flexión 4 puntos (figura 7), que provoca una solicitación de flexión pura entre los puntos de aplicación de la carga.



Figura 7. Esquema de un ensayo 4ENF [17].

Las probetas empleadas son de 20 mm de anchura y espesor de 3,7 mm.

La distancia entre apoyos, así como la de aplicación de carga (figura 7) se han elegido de forma que se garantice la propagación de la delaminación antes de que se produzcan roturas de fibras. Los resultados de Martin y Davidson [17] indican que los valores de G_{IIC} , obtenidos para diferentes distancias entre rodillos de carga, muestran diferencias dentro de la dispersión de los resultados, por lo que puede considerarse que no afecta a su valor.

La cadena de medida utilizada ha sido la misma que la empleada en los ensayos de modo I. En este caso, se ha monitorizado la fuerza de aplicación (*F*),la longitud de grieta (a) y el desplazamiento impuesto en cada instante (δ) (figura 8).



Figura 8. Ensayo 4ENF.

La obtención de G_{IIC} se ha llevado a cabo según [17,18]. La flexibilidad de la probeta (*C*) se determina mediante la expresión 5, donde b es la anchura de la probeta, y se grafica frente a la longitud de grieta (*a*) (figura 9).

$$C = \frac{b \cdot \delta}{F} \tag{5}$$

Realizando el ajuste por mínimos cuadrados de los resultados obtenidos entre la flexibilidad (C) y la longitud de grieta (a) (figura 9), se obtiene la pendiente de dicha recta (C_1) y la tenacidad a fractura en modo II, para cada punto de crecimiento de grieta, a partir de la expresión 6.



Figura 9. Calibración, in situ, de la flexibilidad de una de las probetas ensayadas.

45

a (mm)

55

50

60

35

40

4. RESULTADOS

4.1. Tenacidad a la fractura interlaminar en modo I.

La figura 10 muestra las curvas de resistencia a la delaminación (curvas R) para tres velocidades de ensayo, donde se aprecia una reducción de los valores de G_{IC} con el aumento de la velocidad de desplazamiento impuesto.



Figura 10. Curvas R para diferentes velocidades.

Los valores de G_{IC} determinados para las probetas ensayadas a una misma velocidad de carga se han promediado y graficado (figura 11) en función de la velocidad de apertura de probeta ($\dot{\delta}$). Al aumentar la velocidad la G_{IC} decrece linealmente, alcanzando una reducción del 18% entre la condición de carga cuasi-estática y la mayor velocidad de carga aplicada. Esta reducción en la G_{IC} explicaría las mayores longitudes de grieta para un mismo desplazamiento impuesto a una velocidad de carga mayor.



Figura 11. Variación de G_{IC} en función de la velocidad $-\dot{\delta}$.

4.2. Tenacidad a la fractura interlaminar en modo II.

La figura 12 muestra las curvas de resistencia a la delaminación (curvas R) obtenidas a diferentes velocidades de carga. Se ha promediado el valor de G_{IIC} de cada probeta a partir de los valores determinados para todas las longitudes de grieta (a excepción del valor determinado para el primer incremento de grieta, afectado por la presencia del film antiadherente) y se ha graficado en función de la velocidad de carga ($\dot{\delta}$) (figura 13).



Figura 12. Superposición de los puntos de curvas R de tres ensayos para cada velocidad de ensayo.



Figura 13. Variación de G_{IIC} en función de la velocidad.

La tenacidad a fractura en modo II no presenta variaciones significativas dentro del rango de velocidades de carga analizadas, sugiriendo que, tal y como concluyen Blackman et al. [14], el comportamiento interlaminar en modo II del composite es insensible a la velocidad de carga del ensayo.

5. CONCLUSIONES Y LÍNEAS FUTURAS

La delaminación de un material compuesto se aborda comúnmente como un problema de propagación de grieta, en un modo mixto I/II, en un plano geométrico bien definido, que representa la zona interlaminar del material.

En este trabajo se ha determinado experimentalmente la tenacidad a la fractura interlaminar de un material compuesto reforzado con tejido en sus modos puros I y II y a diferentes velocidades de carga. Los ensayos llevados a cabo en modo I puro, en los no se han observado puentes de fibra, han constatado una considerable reducción de la tenacidad a la fractura interlaminar del material al aumentar la velocidad de carga del propio ensayo. La tenacidad a la fractura interlaminar del composite se reduce linealmente con la velocidad de crecimiento de grieta: un parámetro que podría ser representativo de la velocidad de deformación en la punta de la grieta, independientemente de las condiciones del ensayo. Por otro lado, se ha constatado que la tenacidad a fractura en modo II es insensible a la velocidad de carga.

Estos resultados explicarían el aumento de área delaminada al aumentar la velocidad de impacto. Los resultados de los ensayos de impacto sugieren que el inicio de la delaminación está determinado por G_{IIC} , mientras que su evolución se produce en un modo mixto I/II gobernado por el modo I. De manera que la reducción de G_{IC} del composite al aumentar la velocidad de carga provoca el aumento del área delaminada en ensayos equienergéticos.

Por todo ello se plantean las siguientes líneas futuras de trabajo:

- Ampliar el rango de velocidad de carga. Estudios preliminares sobre ensayos en modo I y II, utilizando las capacidades que nos aporta la técnica de caída de dardo, hacen pensar que la utilización de diferentes combinaciones de velocidad y masa, permitirían conseguir, actualmente, velocidades de carga de hasta 24m/s.

- Relacionar analítica o numéricamente la velocidad de crecimiento de grieta, en cada modo de fractura interlaminar del composite, con la velocidad de deformación del material en la punta de la grieta.

- Desarrollar un modelo de comportamiento interlaminar que, teniendo en cuenta la influencia de la velocidad de crecimiento de grieta sobre la tenacidad interlaminar del composite, sea capaz de reproducir la influencia de la velocidad de impacto en la delaminación generada.

REFERENCIAS

- T. M. Sjoblom, P.O., Hartness, J.T., Cordell, "On low-velocity impact testing of composite materials.," *J. Compos. Mater.*, vol. 22, no. 1, pp. 30–52, 1988.
- [2] M. O. W. Richardson and M. J. Wisheart, "Review of low-velocity impact properties of composite materials," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 27, no. 12, pp. 1123–1131, Jan. 1996.
- [3] G. Reid, S.R., Zhou, Impact behaviour of fibrereinforced composite materials and structures. 2000.
- [4] F. K. Choi, H.Y., Downs, R.J., Chang, "A new approach toward understanding damage mechanisms and mechanics of laminated composites due to low-velocity impact: Part I -Experiments.," *J. Compos. Mater.*, vol. 25, no. 8, pp. 992–1011, 1991.
- [5] B. V. Sankar, "Low-Velocity Impact Response and Damage in Composite Materials," *Key Eng. Mater.*, vol. 120–121, pp. 549–582, 1996.

- [6] S. Abrate, Impact on composite structures. 2005.
- [7] G. A. O. Davies and X. Zhang, "Impact damage prediction in carbon composite structures," *Int. J. Impact Eng.*, vol. 16, no. 1, pp. 149–170, Feb. 1995.
- [8] E. K. Gamstedt and B. A. Sjögren, "An experimental investigation of the sequence effect in block amplitude loading of cross-ply composite laminates," *Int. J. Fatigue*, vol. 24, no. 2–4, pp. 437–446, Feb. 2002.
- [9] P. Feraboli and K. T. Kedward, "A new composite structure impact performance assessment program," *Compos. Sci. Technol.*, vol. 66, no. 10, pp. 1336–1347, Aug. 2006.
- [10] H. M. Jensen and I. Sheinman, "Straight-sided, buckling-driven delamination of thin films at high stress levels," *Int. J. Fract.*, vol. 110, no. 4, pp. 371– 385, 2001.
- [11] G. Caprino, "Residual strength prediction of impacted CFRP laminates.," J. Compos. Mater., vol. 18, no. 6, pp. 508–518, 1984.
- W.J., Cantwell, M., Blyton, "Influence of Loading Rate on the Interlaminar Fracture Properties of High Performance Composites - A Review.," *Appl. Mech. Rev.*, vol. 52, no. 6, pp. 199–212, 1999.
- [13] G. C. Jacob et al., "The effect of loading rate on the fracture toughness of fiber reinforced polymer composites.," *J. Appl. Polym. Sci.*, vol. 96, no. 3, pp. 899–904, 2005.
- [14] B.R.K, Blackman, J.P., Dear, A.J., Kinloch, H., Macgillivray, Y., Wang, J.G., Williams, P., Yayla, "The failure of fibre composites and adhesively bonded fibre composites under high rates of test.," *J. Mater. Sci.*, vol. 30, no. 23, pp. 5885–5900, 1995.
- [15] H., Zabala, "Influencia de la velocidad de impacto en la delaminación generada por impactos transversales de baja velocidad en tejidos carbonoepoxi. Dependencia del comportamiento interlaminar del composite a la velocidad de propagación de grieta," Mondragon Unibertsitatea, 2014.
- [16] ASTM, "ASTM 5528-01. Standard Test Method for Mode I Interlaminar Fracture Toughness of Unidirectional Fiber-Reinforced Polymer Matrix Composites."
- [17] B. D. Martin, R.H., Davidson, "Mode II fracture toughness evaluation using four point bend end notched flexure test.," *Plast. Rubber Compos.*, vol. 28, no. 8, pp. 401–406, 1999.
- [18] W.-X. Wang, M. Nakata, Y. Takao, and T. Matsubara, "Experimental investigation on test methods for mode II interlaminar fracture testing of carbon fiber reinforced composites," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 40, no. 9, pp. 1447–1455, Sep. 2009.

PROPAGACIÓN DE GRIETAS POR FATIGA EN POLIAMIDA 12 FABRICADA MEDIANTE SINTERIZADO SELECTIVO POR LÁSER "SLS"

A. J. Cano, A. Salazar, J. Rodríguez

¹DIMME, Grupo de Durabilidad e Integridad Mecánica de Materiales Estructurales, Universidad Rey Juan Carlos, ESCET, C/ Tulipán, s/n. Móstoles, 28933 Madrid. Alberto Jesús Cano: <u>alberto.cano@urjc.es</u> Alicia Salazar: <u>alicia.salazar@urjc.es</u> Jesús Rodríguez: <u>jesus.rodriguez.perez@urjc.es</u>

RESUMEN

La poliamida 12 fabricada por la técnica de Fabricación Aditiva (FA) denominada "Selective Laser Sintering" (SLS) está siendo investigada para su aplicación en distintos sectores punteros como el aeronáutico, en concreto, en las estructuras "morphing". Sin embargo, los materiales así procesados no suelen presentan las mismas propiedades que los elaborados mediante técnicas convencionales, además de ser altamente anisótropos por el crecimiento capa a capa. Por ello, el objetivo de este trabajo es analizar el comportamiento a fractura y la propagación de grietas por fatiga de la poliamida 12 procesada por SLS haciendo especial hincapié en el efecto de la orientación de las capas en relación a la carga aplicada y a los mecanismos de deformación y rotura. Se han determinado las curvas J-R de este material al presentar un comportamiento en fractura no lineal. No hubo diferencias en los valores de la integral J asociados a la iniciación entre orientaciones pero sí en la propagación estable de la grieta. En fatiga existe diferencia entre las velocidades de propagación de grietas de las dos orientaciones ensayadas, identificando como mecanismo de fallo dominante en ambos casos la formación, crecimiento y rotura de *crazes* durante la extensión de grieta.

PALABRAS CLAVE: anisotropía, fractura, propagación de grietas por fatiga, poliamida 12, Sinterizado Selectivo por Láser.

ABSTRACT

Polyamide 12 processed via the Additive Manufacturing (AM) technique named Selective Laser Sintering (SLS) is considered suitable for many end-use parts in different applications, particularly for the morphing structure in aeronautics. However, the properties of the materials processed via AM technologies are not often comparable to those obtained from conventional techniques, being the major limitation the inherent anisotropic nature due to the layer-to-layer growth. Therefore, the aim of this work is to analyze the fracture behavior and the fatigue crack growth behavior of SLS PA12, paying special attention to the effect of the orientation of the layers respect to the loading direction and to the micromechanisms of failure. Due to a non-linear fracture behavior J-R curves have been determined and while there are no differences at the crack growth initiation energy (J_{IC}) between orientations, these are of relevance during stable crack growth and break of crazes along the crack path has been identified as the failure dominant mechanism.

KEYWORDS: anisotropy, fracture, fatigue crack growth, polyamide 12, Selective Laser Sintering.

1. INTRODUCCIÓN

En los últimos años, la evolución de las técnicas de Prototipado Rápido (PR) hacia la tecnología de Fabricación Aditiva (FA) ha hecho posible el uso extendido de piezas fabricadas mediante estas técnicas como componentes funcionales, capaces de soportar cargas durante la vida en servicio, en sectores como el aeroespacial, el automovilístico y la industria biomédica [1]. Según la norma ASTM F2792-12a, la tecnología de fabricación aditiva es un conjunto de procesos en los que se unen materiales para fabricar objetos a partir de un modelo en 3D, habitualmente capa sobre capa, a diferencia de la fabricación sustractiva, en la que se basan los procesos tradicionales de mecanizado [2]. Durante los últimos 25 años, la FA ha crecido un 25% al año y se prevé que en 2020 supere una facturación de 17.000 M€ [3]. Una de las técnicas FA más extendidas es el sinterizado selectivo por láser (Selective Laser Sintering, SLS). Esta técnica se basa en ir aplicando radiación láser a capas de polvo, previamente calentadas, con el fin de fundirlas. Estas capas han sido depositadas siguiendo la geometría de la pieza final que ha sido estratificada con ayuda de un programa informático.

Las ventajas que la técnica SLS ofrece respecto de otros métodos de fabricación conocidos, como el moldeo o el mecanizado, son la posibilidad de fabricar piezas con geometrías complejas, la precisión geométrica obtenida, la rapidez de procesado y el abaratamiento en la fabricación de piezas en series cortas. Esto ha originado un gran interés en el uso de esta técnica en materiales poliméricos. Los polímeros utilizados deben reunir determinadas características, y por ello, no se dispone de un amplio rango de materiales. Habitualmente, se utilizan

polímeros semicristalinos en los que la temperatura utilizada en el proceso de sinterizado se encuentre entre la temperatura de cristalización y la de fusión de ese material, provocando así que el polvo fundido por el láser permanezca en equilibrio termodinámico con el polvo no fundido que se encuentra alrededor. De esta manera, la recristalización puede ocurrir uniformemente tras el proceso, minimizando así la aparición de tensiones residuales. Uno de los materiales que presenta estas características y es comúnmente utilizado es la poliamida 12 (PA12).

Sin embargo, la técnica presenta algunas desventajas, siendo la principal la naturaleza anisótropa inherente al proceso de fabricación estratificado. Las propiedades dentro de la capa pueden ser muy diferentes a las ofrecidas por las uniones entre capas, consideradas débiles y altamente dependientes de los parámetros y condiciones de fabricación [4-6]. Por lo tanto, las propiedades de las piezas fabricadas por SLS difieren de las fabricadas mediante moldeo por inyección (MI). Aunque ambos materiales muestran módulos de elasticidad y límites de cedencia similares, la ductilidad de las piezas fabricadas por SLS se encuentra un orden de magnitud por debajo de la obtenida en piezas inyectadas [5,7,8]. Esta diferencia está atribuida a la microestructura existente en las piezas obtenidas por ambos métodos. A pesar de estas desventajas, a día de hoy existen componentes poliméricos fabricados mediante SLS en uso en diferentes industrias, una de ellas la aeronáutica, donde es especialmente interesante su uso por el corto periodo de diseño y la reducción de peso en las piezas. Algunos de estos componentes están siendo utilizados por Boeing en 10 programas de producción de aeronaves diferentes [9], estando sometidos a diferentes requerimientos mecánicos, entre ellos, la fatiga.

Este trabajo tiene como objetivo determinar el comportamiento a fractura y la ley de propagación de grietas por fatiga de la PA12 fabricada mediante SLS. Se analizará el efecto de la orientación de las capas en relación a la dirección de aplicación de la fuerza así como los mecanismos de deformación y rotura.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.1. Materiales

El material utilizado en este trabajo ha sido PA12 procesada mediante SLS a partir de polvo perteneciente a la familia EOS y comercializado bajo la denominación *PA2200*. Las muestras han sido fabricadas por *Prodintec*, España.

Se han realizado muestras con diferentes orientaciones atendiendo a la posición en la cama de fabricación de manera que, como muestra la Figura 1, las direcciones x e y forman el plano de fusión y la dirección z corresponde con la dirección perpendicular al plano de fusión, siendo

la dirección de fabricación vertical o de crecimiento. Aunque estas muestras pueden ser tratadas como un material ortótropo formado por múltiples capas, no se han considerado diferencias dentro del plano *x-y*, tratando al material como transversalmente isótropo.

El conjunto de muestras se ha dividido en dos grupos: las probetas denominadas "PARA" en las cuales la fuerza aplicada coincide con la dirección x, y las denominadas como "PERP" donde la fuerza aplicada coincide con la dirección z (Figura 1).



Figura 1. Probeta compacta CT donde las líneas indican la orientación de cada capa (dirección z perpendicular a las capas de material y, por tanto, la dirección de crecimiento).

Las medidas de densidad realizadas sobre las muestras utilizando el método de Arquímedes, con agua como medio líquido, establecen una densidad de 0.985 g/cm³ y una porosidad del 3.4%.

Las medidas realizadas mediante Calorimetría diferencial de barrido con velocidades de calentamiento y enfriamiento de 10 °C/min proporcionan un grado de cristalinidad (χ_c) del 35%, una temperatura de transición vítrea (Tg) de 55 °C, una temperatura de cristalización (Tc) de 140 °C y una temperatura de fusión de 183 °C. Además, este material muestra a -60 °C una temperatura de transición Beta (T $_\beta$). Se realizó un Análisis dinamométrico que corroboró estos resultados.

Las propiedades mecánicas han sido determinadas a través de ensayos de tracción realizados a 21 °C siguiendo las directrices de la normativa ASTM D638 [10], aplicando la fuerza paralela y perpendicularmente a la dirección de crecimiento. Los resultados se muestran en la Tabla 1 junto a las propiedades mecánicas obtenidas para probetas de PA12 fabricadas mediante moldeo MI [8], cuya principal diferencia radica en la deformación máxima a rotura.

Tabla 1. Propiedades mecánicas de la PA12 fabricada por SLS y por MI [8]: Módulo elástico (E), tensión de cedencia (σ_y) y coeficiente de Poisson (v), alargamiento a rotura (ε_{Rotura}).

	E (GPa)	σ_y (MPa)	υ	$\epsilon_{\text{Rotura}}(\%)$
PARA	$1,64 \pm 0,03$	47 ± 1	$0,\!43\pm0,\!02$	10 ± 2
PERP	$1,58\pm0,04$	44 ± 2	$0,\!41\pm0,\!01$	$1,4 \pm 0,7$
MI	$1,70 \pm 0,05$	$53 \pm 1,4$	-	97 ± 3

2.2. Caracterización a fractura y a fatiga

Los ensayos de fractura han sido realizados en probetas compactas CT (*Compact Tension*) con 10 mm de espesor y 40 mm de ancho. La única diferencia entre las probetas

empleadas para la caracterización a fractura y a fatiga fue la longitud de la entalla mecanizada, la cual fue de 8 y 16 mm, respectivamente. El procedimiento de agudización empleado ha sido golpe seco de cuchilla en entalla (tapping) atendiendo a la experiencia de los autores en el estudio del efecto del método de agudización en el comportamiento en fractura de polímeros [11]. Para ello se coloca una cuchilla previamente refrigerada en N₂ líquido en el fondo de la entalla para golpearla, haciendo que la longitud de grieta inicial aumente hasta que se obtenga una relación longitud de grieta inicial frente a la anchura de entre 0.45 y 0.65 para los ensayos de fractura. En las probetas empleadas para la caracterización a fatiga, la agudización permitió generar una longitud de grieta natural de al menos 2 mm para evitar que los resultados estuviesen influenciados por la entalla mecanizada. Se han utilizado 3 y 10 probetas por orientación para la caracterización a fractura y a fatiga, respectivamente.

Los ensayos han sido realizados a 21°C en un máquina hidráulica universal de ensayos mecánicos MTS 810 Materials Testing con una célula de carga de \pm 5 kN midiendo la apertura de la grieta con un transductor de desplazamiento acoplado en el extremo de la entalla de +3.9 mm/- 2 mm de recorrido (MTS 632.02F-20). Los ensayos de fractura se realizaron en control de posición a una velocidad de 1 mm/min. Los ensayos de fatiga se realizaron a una frecuencia de 1 Hz y una relación entre la tensión mínima y máxima, R, de 0.1, según las recomendaciones de la norma ASTM E647 [12].

Para la determinación de los parámetros de fractura se han aplicado diferentes métodos atendiendo a la respuesta mecánica del material ante cada condición experimental. Si la respuesta mecánica ha sido lineal y el material ha mostrado un comportamiento semifrágil, cumpliendo los requerimientos de la Mecánica de la Fractura Elástica y Lineal (MFEL), se han utilizado las recomendaciones de la norma ISO 13586 [13] para determinar la tasa de liberación de energía crítica, G_{IC}. Cuando la respuesta mecánica no ha seguido un comportamiento lineal, se ha utilizado el método de normalización descrito en la norma ASTM E1820 [14] para la determinación de la curva J-R según la Mecánica de la Fractura Elasto-Plástica (MFEP). La energía asociada al inicio del crecimiento de grieta, J_{IC}, ha sido establecida como el valor más bajo entre J_{0.2} (J asociada a un crecimiento de grieta de 0.2 mm) y J_{BL} (obtenido mediante la intersección entre la línea de enromamiento y la curva J- Δa).

Para describir las leyes de propagación de grietas por fatiga se ha utilizado el parámetro de control $\Delta\sqrt{G}$:

$$\Delta\sqrt{G} = \sqrt{G_{max}} - \sqrt{G_{min}} = \Delta P \sqrt{\frac{1}{2B} \frac{dC}{da}}$$
(1)

El uso de este parámetro de control está respaldado por los trabajos de Rans et al. [15] y de Cano et al. [16], que demostraron que $\Delta G = G_{max} - G_{min}$ no cumple el principio de superposición de la MFEL y, por lo tanto, no puede utilizarse como parámetro de similitud. En cambio, $\Delta\sqrt{G}$ es un parámetro que, utilizando los mismos fundamentos que ΔK , garantiza la hipótesis de similitud: la velocidad de crecimiento de fisuras será la misma para dos sólidos fisurados distintos del mismo material con el mismo espesor si se aplica el mismo valor de $\Delta\sqrt{G}$. Para la ley de crecimiento, puede utilizarse una expresión análoga a la expresión propuesta por Paris [17]:

$$\frac{da}{dN} = C \left(\Delta \sqrt{G} \right)^n \tag{2}$$

Las superficies de fractura resultantes de los ensayos de fractura y de fatiga han sido analizadas usando microscopía electrónica de barrido para determinar los micromecanismos de fallo ante las diferentes condiciones de ensayo. Para ello, las superficies han sido metalizadas con una fina capa de oro con el fin de aumentar su conductividad. Estos análisis se han llevado a cabo en un microscopio SEM HITACHI S3400N.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Resultados de ensayos de fractura

La Figura 2 muestra los registros fuerza-desplazamiento característicos obtenidos en los ensayos de fractura de la PA12 en ambas orientaciones.



Figura 2. Registros fuerza-desplazamiento de los ensayos de fractura realizados en orientaciones "PARA" y "PERP".

El comportamiento no puede ser considerado estrictamente elástico lineal ya que las relaciones $\frac{P_{max}}{P_Q}$ obtenidas exceden ligeramente el 110%, límite establecido para la utilización de la teoría MEFL. Por este motivo, se ha aplicado el método de normalización para determinar las curvas J-R y el valor crítico de la integral J (J_{IC}) correspondiente al inicio del crecimiento de grieta.

Teniendo en cuenta que la falta de linealidad se encuentra próxima al límite establecido por la norma ISO 13586 [13], se han calculado también los valores de G_{IC} . Cabe destacar que este comportamiento no lineal es no esperado ya que el ensayo se ha realizado por debajo de la T_g del material, a 21°C. Esto indica que el material a 21°C presenta ciertos movimientos moleculares, al presentar T_{β} = -60°C, que generan la no linealidad.

En la Figura 3 se representa las curvas J-R para ambas orientaciones de la PA12. Se observa que el valor de J_{IC} coincide para ambas orientaciones, pero no así la propagación, la cual viene descrita por los valores de los exponentes obtenidos tras el ajuste de los valores experimentales a la expresión $J = D\Delta a^m$ (Tabla 2). Además, en esa misma tabla se observan los valores de J_{IC} y de G_{IC}, que resultan ser muy similares entre sí para ambas orientaciones. La estabilidad del crecimiento de grietas en fractura depende de la orientación de las capas con respecto a la dirección de aplicación de la carga, necesitando más energía para el crecimiento estable de la grieta en un material con las capas paralelas a la dirección de aplicación de la carga (Figura 3).



Figura 3. Curvas J-R para las orientaciones "PARA" y "PERP" en PA12.

Tabla 2. Parámetros de ajuste de las curvas J-R experimentales según la ley $J = D\Delta a^m y$ valores de $J_{ICy}G_{IC}$ de PA12 ensayado en las orientaciones paralela y perpendicular a 21°C.

Orientación	D	m	J _{IC} (kJ/m ²)	G _{IC} (kJ/m ²)
PARA	$10,0\pm0,4$	0,14 ± 0,01	$7\pm0,6$	$6,4\pm0,8$
PERP	8,61 ± 0,05	$0,08 \pm 0,05$	6,7 ± 1,2	$6,2 \pm 0,8$

La Figura 4 muestra el detalle de la superficie a fractura obtenida. No se han encontrado diferencias entre las superficies de fractura obtenidas de las orientaciones "PARA" y "PERP", identificando en ambas la nucleación, crecimiento y posterior rotura de *crazes* como mecanismo de fallo.



Figura 4. Mecanismo de fallo asociado a la superficie de fractura de PA12.

3.2. Resultados de ensayos de fatiga

En la Figura 5 se muestran las curvas de propagación obtenidas para las probetas con orientación "PARA" (Figura 5a) y "PERP" (Figura 5b). En ambas se observa la dispersión propia de los ensayos de fatiga.



Figura 5. Curvas de propagación da/dN vs $\Delta \sqrt{G}$ para las orientaciones (a) "PARA" y (b) "PERP" de la PA12.

La Tabla 3 incluye los valores promedio de los coeficientes C y exponentes n utilizados en la ley de

propagación (ec. 2) para ambas orientaciones. Se observa una ligera diferencia entre exponentes, siendo mayor el exponente de la orientación "PERP" y, por tanto, esta orientación tiene una mayor velocidad de crecimiento de grieta que la "PARA" para el mismo valor de $\Delta \sqrt{G}$.

Tabla 3. Valores promedio del coeficiente C y el exponente n de la ley de Paris (ec. 2) para las orientaciones "PARA" y "PERP".

Orientación	C (mm,ciclo,N/m)	n
PARA	$(9,5\pm 8,3)\cdot 10^{-8}$	$8,3\pm0,9$
PERP	$(5,0\pm4,3)\cdot10^{-8}$	$9,6\pm1,5$

La Figura 6 muestra las superficies de fractura obtenidas tanto para la orientación "PARA" como para la "PERP". En el caso de la superficie "PARA" (Figura 6a) se pueden observar las líneas horizontales asociadas a las capas de polvo fundidas y sinterizadas, equidistantes a 200 µm. En ambas superficies se aprecia una gran cantidad de defectos que están atribuidos a la porosidad existente y a una mala fusión del material de partida durante el proceso de fabricación [4]. En la orientación "PERP" (Figura 6b) se observa cómo acumulaciones de esos defectos provocan cambios de plano de la grieta, resultando superficies más rugosas que las de orientación "PARA" (Figura 6a). En ambas orientaciones, se ha identificado la formación y posterior crecimiento de crazes como mecanismo de fallo (Figura 6c), existiendo una gran deformación de los filamentos de material amorfo donde se pueden observar marcas propias de la fatiga (Figura 6d)





Figura 6. Superficies de fractura obtenidas en ensayos de fatiga en PA12 con orientación "PARA" (a) y "PERP" (b), mecanismo de fallo característico (c) y marcas de fatiga (d).

4. CONCLUSIONES

Este trabajo ha analizado el comportamiento a fractura y a fatiga de la PA12 fabricada mediante SLS analizando el efecto de la orientación de las capas generadas durante el proceso de fabricación estratificado en relación a la dirección de aplicación de la fuerza.

Respecto a la caracterización a fractura, la PA12 a 21°C muestra un comportamiento mecánico no lineal y a partir de las curvas J-R se obtiene que la no linealidad existente no estaba alejada de los requerimientos de la MFEL y el cómputo de G_{IC} arrojó valores semejantes a J_{IC} , no habiendo diferencia en el valor de la iniciación para las dos orientaciones analizadas. En cambio, el crecimiento estable de la grieta, está influenciado por la orientación de las capas, puesto que el exponente de la ley potencial de la curva J-R de las probetas en la orientación "PERP" fue superior al de las probetas "PARA".

Los resultados de fatiga muestran una cierta dependencia con la orientación y marcan una leve diferencia en la velocidad de propagación de grietas, siendo mayor la de la orientación "PERP". A pesar de esa pequeña diferencia, la anisotropía no parece marcar el comportamiento a fatiga de manera determinante.

Microestructuralmente las superficies de ambas orientaciones se caracterizan por la elevada cantidad de defectos, a pesar de los cuales, se ha identificado la aparición de *crazes* como mecanismo de rotura, dejando marcas de fatiga localizadas en los filamentos amorfos deformados plásticamente.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al *Ministerio de Economía y Competitividad* la financiación a través del proyecto DPI2016-80389-C2-1-R.

REFERENCIAS

- [1] R. Noorani, Rapid Prototyping: Principles and Applications, Wiley, 2005.
- [2] ASTM Standards, ASTM F2792-12a: Standard terminology for additive manufacturing technologies, 2012.
- [3] Wholers report, "3D printing and additive manufacturing state of industry," Annual Worldwide Progress Report. ISBN: 978-0-9913332-2-6, 2016.
- [4] B. Caulfield, P. E. McHugh and S. Lohfeld, "Dependence of mechanical properties of polyamide components on build parameters in SLS process," *Journal of Materials Processing Technology*, 182, pp. 477-488, 2007.
- [5] D. L. Bourell, T. J. Watt, D. K. Leigh and B. Fulcher, "Performance limitation in polymer laser sintering," *Physics Procedia*, 56, pp. 147-156, 2014.
- [6] T. Stichel, T. Frick, T. Laumer, F. Tenner, T. Hausotte, M. Merklein and M. Schmidt, "A round robin study for selective laser sintering of polyamide 12: microstructural origin of the mechanical properties.," *Optics & Laser Technology*, 89, pp. 31-40, 2017.
- [7] P. V. Hooreweder, D. Moens, R. Boonen, J. P. Kruth and P. Sas, "On the difference in material structure and fatigue properties of nylon specimens produced by injection molding and selective laser sintering," *Polymer Testing*, 32, pp. 972-981, 2013.
- [8] B. V. Hooreweder and J. Kruth, "High cycle fatigue properties of selective laser sintered parts in polyamide 12," *CIRP Annals Manufacturing Technology*, 63, pp. 241-244, 2014.
- [9] http://www.tctmagazine.com/3D-printingnews/boeing-files-patent-for-3d-printing-aircraftparts/.
- [10] ASTM Standards, ASTM D638-14: Standard test method for tensile properties of plastics, 2014.

- [11] A. B. Martínez, A. Salazar, S. Illescas and J. Rodriguez, "Influence of the notch-sharpening technique on styrene-acrylonitrile," *Journal of Applie Polymer Science*, 133, 43775, 2016.
- [12] ASTM Standards, ASTM E647-13: Standard test method for measurement of fatigue crack growth rates, 2013.
- [13] International Organization for Standardization, ISO 13586:2000: Plastics-- Determination of fracture toughness (GIC and KIC) -- Linear elastic fracture mechanis (LEFM) approach, 2000.
- [14] ASTM Standards, ASTM E1820-06: Standard test method for measurements of fracture toughness, 2007.
- [15] C. Rans, R. Alderliesten and R. Benedicturs, "Misinterpreting the results: How similitude can improve our understanding of fatigue delamination growth," *Composites Science and Technology*, 71, pp. 230-238, 2011.
- [16] A. J. Cano, A. Salazar and J. Rodríguez, "Evaluation of different crack driving forces for describing the fatigue crack growth behaviour of PET-G," *International Journal of Fatigue*, 107, pp. 27-32, 2018.
- [17] P. Paris, M. Gomez and W. Anderson, "A rational analytic theory of fatigue," *The Trend in Engineering*, 13, pp. 9-14, 1961.

INFLUENCIA DEL CONTENIDO DE HUMEDAD EN EL COMPORTAMIENTO A FRACTURA DE POLIAMIDA 6 REFORZADA CON FIBRA DE VIDRIO CORTA EN CONDICIONES ENTALLADAS

F.T. Ibáñez-Gutiérrez^{1*}, S. Cicero¹, I.A. Carrascal¹

¹LADICIM (Laboratorio de la División de Ciencia e Ingeniería de los Materiales), Universidad de Cantabria, E.T.S. de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos, Av/Los Castros 44, 39005 Santander, España.

*Persona de contacto: ibanezft@unican.es

RESUMEN

Este artículo presenta el análisis de la influencia del contenido de humedad en el efecto entalla observado en poliamida 6 reforzada con fibra de vidrio corta (SGFR-PA6). El estudio se basa en los resultados experimentales obtenidos en un programa experimental compuesto por 75 probetas de fractura considerando tres contenidos de humedad (0% (seco), 2% y 5%) con un contenido de fibra del 10 wt.% y cinco radios de entalla diferentes variando entre 0 mm (fisuras) y 2.0 mm. A través del análisis de la evolución de la tenacidad aparente se observa cómo se reduce el efecto entalla al aumentar el contenido de humedad. Además, se valida el uso de la Teoría de las Distancias Críticas (TDC) en la predicción de la tenacidad. El estudio se ha completado con el análisis de la evolución de los micromecanismos de fractura al variar el contenido de humedad y el radio de entalla. Para ello se ha utilizado la Microscopía Electrónica de Barrido (SEM). Los resultados obtenidos permiten relacionar la evolución de los micromecanismos de fractura presentes con la evolución de la tenacidad aparente.

PALABRAS CLAVE: SGFR-PA6, efecto entalla, contenido de humedad, Teoría de las Distancias Críticas.

ABSTRACT

This paper presents an analysis of the moisture content influence on the notch effect on short glass fibre reinforced PA6 (SGFR-PA6). The research is based on the results obtained from an experimental programme composed of 75 fracture specimens considering three different moisture contents (0% (dry), 2% and 5%) with a 10 wt.% fibre content and varying the notch radius from 0 mm (crack-like defect) up to 2.0 mm. The analysis is based on the evolution of the apparent fracture toughness, showing a reduction on the notch effect when the moisture content increases. In addition, the predictions of the apparent fracture toughness obtained with the Theory of Critical Distances (TCD) are validated. The research is completed with an analysis of the evolution of fracture micromechanisms by using Scanning Electron Microscopy (SEM) fractographies when both moisture content and notch radius increase. It has been revealed a relation between this evolution and the apparent fracture toughness observations.

KEYWORDS: SGFR-PA6, notch effect, moisture content, Theory of Critical Distances.

1. INTRODUCCIÓN

Los componentes entallados presentan una tenacidad aparente mayor que la que tienen los componentes fisurados (ej., [1-7]). Así, al considerar las entallas como fisuras en las evaluaciones de integridad estructural, los resultados obtenidos podrían resultar excesivamente conservadores. Por ello, es necesario desarrollar metodologías que consideren la verdadera capacidad resistente de un componente entallado.

En la teoría de entallas existen dos criterios de fallo fundamentales: el criterio de fractura global y los criterios de fractura locales [1,2]. Los criterios locales basados en el campo de tensiones en el fondo de entalla, tienen mayor aplicación que los globales [7]. Destacan el Método del Punto (PM, *Point Method*) y el Método de la Línea (LM, *Line Method*). Ambos métodos son metodologías de la Teoría de las Distancias Críticas (TDC), explicada en el siguiente punto.

Por otro lado, desde mediados del siglo XX, el uso de polímeros reforzados con fibras en aplicaciones de industria y construcción no ha dejado de crecer. La poliamida 6 reforzada con fibra de corta (SGFR-PA6, *short glass fibre reinforced polyamide 6*) es uno de los termoplásticos reforzados más utilizados. Durante el proceso de fabricación, por requerimientos del diseño o por las situaciones de solicitación en uso, pueden aparecer concentraciones de tensiones que den lugar a defectos, los cuales pueden ser entallados. La absorción de agua en poliamida 6 (PA6) depende de las condiciones ambientales, incrementándose con el aumento de la temperatura y de la humedad relativa [8]. Dado que en ciertas aplicaciones, el material puede estar sometido a condiciones de humedad ambiental alta, se ha de estudiar su influencia en el comportamiento a fractura.

1.1. Teoría de las Distancias Críticas

La Teoría de las Distancias Críticas (TDC) es un término utilizado para referirse de forma general a todos aquellos métodos de análisis que utilizan la mecánica de los medios continuos junto con una longitud característica del material, *L*, para predecir el efecto de las entallas y de otros defectos concentradores de tensiones en la fractura y fatiga de los materiales [7].

La TDC puede verse como una extensión de la Mecánica de la Fractura Elástica-Lineal (MFEL): así, mientras la MFEL necesita un parámetro resistente característico (la resistencia a fractura, K_{mat}), la TDC necesita dos: K_{mat} y L. La gran aportación de la TDC es que ha incrementado enormemente las aplicaciones de la MFEL, permitiendo hacer predicciones de cargas de rotura o de defectos máximos admisibles (por ejemplo) en componentes con entallas u otros concentradores de tensiones de geometría arbitraria para los que se pueda desarrollar un análisis elástico del campo de tensiones en los alrededores de los mismos (por ejemplo, mediante el uso de Elementos Finitos, EF).

El parámetro de longitud característico del material, *L* (distancia crítica), utilizado por la TDC se define como:

$$L = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_{mat}}{\sigma_0}\right)^2 \tag{1}$$

donde σ_0 es un parámetro resistente del material, mayor que la tensión de rotura del material (σ_u), que se calcula experimentalmente y se denominada resistencia inherente. Así, $L y \sigma_0$ están relacionados a través de (la resistencia a fractura, K_{mat} . En el caso de materiales con un comportamiento totalmente lineal (incluso a nivel local), σ_0 es igual a σ_u .

Como ha sido comentado, en la TDC existen dos aproximaciones basadas en las tensiones existentes en el fondo de entalla [7]: el Método del Punto (*PM*) y el Método de la Línea (*LM*). Ambas son de sencilla aplicación y proporcionan resultados similares. En este trabajo se utiliza el LM ya que tiene en cuenta las tensiones a lo largo de una distancia y no sólo en un punto. Así, el LM supone que el fallo se produce cuando la tensión media a lo largo de una longitud (*2L*) desde el fondo del defecto, alcanza el valor de la resistencia inherente (σ_0) [7]:

$$\frac{1}{2L} \int_0^{2L} \sigma(r) \, dr = \sigma_0 \tag{2}$$

Uno de los aspectos más interesantes de la TDC es que permite analizar componentes entallados de una manera relativamente sencilla ya que reduce el análisis a fractura de un componente entallado a su equivalente fisurado con la única particularidad de considerar la tenacidad aparente a fractura del material entallado (K^{N}_{mat}) en vez de K_{mat} . Así, mediante el LM, K^{N}_{mat} se obtiene a partir de K_{mat} , L y el radio de entalla (ρ) [7]:

$$K_{mat}^{N} = K_{mat} \sqrt{1 + \frac{\rho}{4L}} \tag{3}$$

Este artículo presenta un análisis de la influencia de la humedad en la evolución de la tenacidad aparente a fractura en SGFR-PA6 en condiciones entalladas, así como su predicción a través del LM de la TDC. Además, se incluye un análisis de la influencia del contenido de humedad en la evolución de los micromecanismos de fractura.

2. MATERIALES Y MÉTODOS

2.1. Material empleado

Para el desarrollo del presente trabajo se utilizó poliamida 6 reforzada (SGFR-PA6) con un 10 wt.% de fibra de vidrio corta. El monómero de la PA6 es uno de los grados comerciales más comunes para piezas moldeadas; se caracterizan por una dureza, resistencia y tenacidad elevadas, así como por una vida a fatiga y resistencia a la abrasión buenas [9]. Al reforzar la poliamida con fibras de vidrio cortas se consigue un aumento considerable en términos de resistencia, dureza, temperatura de servicio y resistencia a la abrasión, lo cual convierte a la SGFR-PA6 en un material con muy diversas aplicaciones. Asimismo, la PA6 se ha de utilizar con precaución en aquellas aplicaciones donde se espera la presencia de agua debido a su alta capacidad de absorción [9]. El agua dentro del material cambia sus propiedades mecánicas y sus dimensiones geométricas. Diversas publicaciones han estudiado los efectos de la humedad en las propiedades mecánicas de la SGFR-PA6 [8, 10-11].

2.2. Programa experimental

En este trabajo se estudian 3 contenidos de humedad: 0, 2 y 5%. En primer lugar, se fabricaron un total de 81 probetas de tracción mediante la técnica de moldeo por inyección, se secaron a 100°C y se obtuvo su peso inicial (W_0) . A continuación, para aquellas probetas que requerían un contenido de humedad determinado se introdujeron en un baño de agua a 40°C. El agua absorbida se controló pensando las probetas de manera periódica hasta que alcanzaran el peso deseado (W_t) . El contenido de humedad (H_c) sigue:

$$H_c(\%) = \frac{W_t - W_0}{W_0} \cdot 100 \tag{4}$$

Se ensayaron 2 probetas a tracción por cada contenido de humedad estudiado (Figura 1a, según ASTM D638 [12]).



Figura 1. Geometría de las probetas (cotas en mm): a) tracción; b) SENB (ρ varía entre 0 y 2 mm).

La Tabla 1 recoge los resultados obtenidos y la Figura 2 muestra las curvas tensión deformación. Se observa un aumento de la ductilidad del material (e_{max}) y una reducción de su resistencia mecánica (σ_y y σ_u) y de su rigidez (*E*).

Tabla 1. Parámetros de tracción medios. E: Módulo de Young; $\sigma_{0.2}$: Límite elástico; σ_u : Tensión de rotura; e_{max} : deformación máxima en rotura.

Cont. Humedad (%)	E (GPa)	σ _{0.2} (MPa)	σ _u (MPa)	e _{max} (%)
0	3.55	70.15	78.15	2.84
2	2.00	29.40	63.15	18.60
5	0.95	23.50	47.50	22.70



Figura 2. Influencia de la humedad en las propiedades mecánicas de SGFR-PA6 (10 wt.%).

Posteriormente se realizaron 75 ensayos en probetas entalladas tipo SENB (Figura 1b) según ASTM D5045 [13]. Las probetas se obtuvieron de la parte de central de las probetas de tracción descritas en la Figura 1a. Las entallas se realizaron perpendicularmente a la dirección longitudinal de las probetas y se obtuvieron por mecanizado, excepto aquellas de radio aproximadamente cero (fisuras) que fueron generadas con una cuchilla. Se llevaron a cabo cinco ensayos por cada combinación de radio de entalla y contenido de humedad. Hubo dos ensayos no válidos para un 5% de agua absorbida (radio

0 mm y 1 mm). La Tabla 2 muestra los resultados obtenidos experimentalmente.

La Figura 3 muestra la influencia del contenido de humedad y del radio de entalla en el comportamiento a fractura del material ensayado.



Figura 3. Curvas carga-desplazamiento. H: Contenido de humedad; ρ: radio de entalla.

Se observa cómo al aumentar tanto la humedad como el radio de entalla, el comportamiento a fractura comienza a ser no lineal. Por este motivo, la determinación de la tenacidad aparente a fractura (K^{N}_{mat}) en probetas entalladas se obtendrá a partir de la formulación para K_{Jc} [14,15]:

$$K_{mat}^{N} = \sqrt{\frac{E \cdot J^{N}}{(1 - v^{2})}}$$
(5)

donde *E* es el módulo de Young, *v* el coeficiente de poisson (0.38 para este material) y J^N se obtiene como la suma de sus componentes elástica y plástica [14,15]:

$$J^{N} = J_{e}^{N} + J_{p}^{N} = \frac{(K_{e}^{N})^{2} \cdot (1 - v^{2})}{E} + \frac{2 \cdot A_{pl}}{B(W - a)}$$
(6)

 $K^{N_{e}}$ se obtiene a partir de la ecuación (7) para cada ensayo, siendo A_{pl} el área plástica bajo la curva cargadesplazamiento (Tabla 2), *B* es el espesor de la probeta, *W* es el canto y *a* la longitud del defecto (*a* igual a 5 mm excepto en probetas fisuradas cuyo valor se recoge en la Tabla 2).

$$K_{e}^{N} = \left(\frac{P_{max}}{BW^{1/2}}\right) 6\left(\frac{a}{W}\right)^{1/2} \left(\frac{1.99 - \left(\frac{a}{W}\right)\left(1 - \frac{a}{W}\right)\left(2.15 - 3.93\left(\frac{a}{W}\right) + 2.7\left(\frac{a}{W}\right)^{2}\right)}{\left(1 + 2\left(\frac{a}{W}\right)\right)\left(1 - \frac{a}{W}\right)^{3/2}}\right)$$
(7)

El programa experimental se completa con un análisis de las superficies de fractura, para ello se ha utilizado un microscopio electrónico de barrido (SEM, *Scanning Electro Microscopy*).

Cont.		$\rho = 0 \text{ mm}$	1	$\rho = 0.2$	25 mm	$\rho = 0.5$	50 mm	ρ = 1.0	00 mm	ρ = 2.0	00 mm
Humedad	а	P _{max}	A_{pl}	P _{max}	A_{pl}	P _{max}	A_{pl}	P_{max}	A_{pl}	P_{max}	A_{pl}
(%)	(mm)	(N)	(Nmm)	(N)	(Nmm)	(N)	(Nmm)	(N)	(Nmm)	(N)	(Nmm)
	4.20	117.50	-	93.10	-	116.20	-	124.10	-	173.80	-
	4.25	107.20	-	105.20	-	102.10	-	116.50	-	166.70	-
0 [4]	4.60	70.20	-	104.50	-	93.40	-	141.00	-	167.30	-
	4.60	76.70	-	87.80	-	111.10	-	125.00	-	146.40	-
	4.90	95.90	-	78.60	-	97.70	-	119.70	-	153.40	-
	4.55	157.90	0.006	150.90	0.012	145.30	0.012	136.30	0.012	145.40	0.017
	4.40	160.70	0.006	143.00	0.006	161.40	0.015	150.20	0.013	146.00	0.020
2	4.37	173.80	0.008	146.90	0.013	140.01	0.017	154.70	0.018	133.10	0.010
	4.38	161.10	0.005	139.50	0.009	136.10	0.009	159.00	0.022	159.30	0.018
	4.25	188.10	0.009	145.70	0.007	132.30	0.009	143.90	0.013	160.40	0.034
	4.54	147.10	0.064	138.10	0.069	137.00	0.083	152.90	0.208	168.00	0.378
	4.35	161.70	0.070	134.60	0.045	152.90	0.130	154.90	0.200	139.60	0.107
5	4.59	153.80	0.054	141.80	0.071	131.20	0.073	152.30	0.179	152.70	0.160
	4.61	164.00	0.104	140.40	0.086	124.10	0.044	148.50	0.140	156.70	0.255
	-	-	-	137.00	0.075	127.00	0.071	-	-	165.00	0.282

Tabla 2. Resultados experimentales en SGFR-PA6 (10 wt.%). a: longitud del defecto en probetas fisuradas; Pmax: carga máxima; ρ : radio de entalla; A_{pl} : área plástica.

3. INFLUENCIA DE LA HUMEDAD EN EL EFECTO ENTALLA Y PREDICCIÓN DE LA TENACIDAD CON LA TDC

La Figura 4 muestra los valores de la tenacidad aparente a fractura (K^{N}_{mat}) que se han obtenido para cada combinación de radio de entalla y contenido de humedad. Se observa que un aumento de la humedad supone materiales más resistentes a fractura.

Como se reportó en [4], en condiciones sin humedad (Figura 4a), el efecto entalla es notable, es decir, el aumento del radio de entalla supone un aumento del 100% de la capacidad resistente del material, es decir, el valor medio de K^{N}_{mat} en probetas con radio 2.00 mm es el doble que el obtenido en probetas fisuradas. Sin embargo, al aumentar el contenido de humedad, la evolución del efecto entalla no sigue una tendencia clara. Así, en el caso de un contenido de humedad del 2% (Figura 4b) el efecto entalla es mínimo para los radios de entalla analizados: hay un aumento del 15% de la capacidad resistente comparando los resultados experimentales medios obtenidos en probetas fisuradas frente aquellas con radio de entalla igual a 2 mm. Por el contrario, para el contenido de humedad más elevado estudiado (5%, Figura 4c), el aumento (comparando valores medios de probetas fisuradas frente a las del mayor radio de entalla) es del 45%. En este caso, se aprecia una clara dispersión de los resultados obtenidos. Esto se tratará de explicar en el siguiente apartado mediante el estudio de los micromecanismos de fractura presentes.

A continuación, se ha aplicado la Teoría de las Distancias Críticas para predecir la evolución de la tenacidad aparente a fractura en el material objeto de estudio. Se utilizó el Método de la Línea [7]. En primer lugar, se obtuvo la distancia crítica, *L*, para cada contenido de humedad analizado mediante la ecuación (1), considerando que la resistencia inherente (σ_0) es igual a la tensión de rotura del material (σ_u , Tabla 1) y la resistencia a fractura (K_{mal}) como la resistencia a fractura media obtenida en probetas fisuradas (Tabla 3). Los valores de *L* se muestran en la Tabla 3.

Tabla 3. Parámetros del material.

Cont. Humedad (%)	K_{mat} (MPa·m ^{1/2})	L (mm)	L _{MA} (mm)	σ _{0,MA} (%)
0	2.13	0.238	0.168	93.01
2	3.91	1.218	1.288	61.41
5	4.51	2.867	0.450	119.86

Una vez se ha estimado L, se obtienen las predicciones de la tenacidad aparente a fractura (K^{N}_{mat}) mediante la ecuación (3) para cada combinación de contenido de humedad y radio de entalla. La Figura 4 muestra esta predicción. Se observa como para la situación seca y con un contenido de humedad del 2% (Figura 4a y b), esta predicción capta perfectamente la evolución de la capacidad resistente del material al aumentar el radio de entalla. Sin embargo, en el caso de un contenido de humedad del 5% (Figura 4c) no se ha obtenido una estimación precisa. Esto puede ser debido a que se ha aplicado el LM de la TDC a partir de una consideración elástico-lineal mientras que, para este contenido de humedad el comportamiento es claramente elastoplástico tanto a tracción como a fractura (figuras 2 y 3, respectivamente). Por lo tanto, se obtendrán los parámetros calibrados de la TDC en este material para cada contenido de humedad estudiado.



Figura 4. Efecto entalla y predicciones de la tenacidad aparente a fractura con el LM para cada contenido de humedad analizado: a) 0%; b) 2%; c)5%. L: Distancia crítica con Ec. (1) y $\sigma_0=\sigma_u$; L_{MA}: Distancia crítica del mejor ajuste.

La Figura 4 muestra las curvas del mejor ajuste para realizar la citada calibración. Se han obtenido por el método de mínimos cuadrados obligando a la curva a tomar el valor medio de tenacidad a fractura (K_{mat}) obtenido en las probetas fisuradas (ρ =0) y se utilizó Lcomo parámetro de ajuste. Así, se obtuvo la distancia crítica del mejor ajuste (L_{MA}) y, despejando en la ecuación (1), la resistencia inherente del mejor ajuste ($\sigma_{0,MA}$). Ambos valores se recogen en la Tabla 3.

En las figuras 4a y 4b, se observa cómo las estimaciones de K^{N}_{mat} obtenidas considerando o no el mejor ajuste son precisas, esto se debe a que para ambos contenidos de humedad L y L_{MA} , por un lado; y por otro lado, σ_0 y σ_u , tienen valores similares. Sin embargo, en el caso de un contenido de humedad del 5%, la estimación de K^{N}_{mat} sólo es precisa si se utilizan los parámetros calibrados de la TDC (L_{MA} y $\sigma_{0,MA}$) debido al comportamiento no lineal reportado.

4. INFLUENCIA DE LA HUMEDAD EN LOS MICROMECANISMOS DE FRACTURA

El análisis de los micromecanismos presentes en las superficies de fractura de las probetas ensayadas se ha llevado a cabo mediante el uso del Microscopio de Electrónico de Barrido (SEM).

La Figura 5 muestra la evolución de los micromecanismos de fractura al aumentar el contenido de humedad. Se observa cómo al aumentar el contenido de humedad los micromecanismos dejan de ser frágiles dan lugar a procesos no lineales. Así, en la Figura 5c, con un contenido de humedad del 5%, se observa un claro desarrollo de procesos de fractura más dúctiles.



Figura 5. Comparación de las superficies de fractura al aumentar el contenido de humedad en SGFR-PA6 con 10 wt.% y ρ =0.50 mm. Humedad: a) 0%; b) 2%; c) 5%.

Por último, la Figura 6 muestra la superficie de fractura para la combinación del mayor contenido de humedad (5%) y radio de entalla más grande analizado (2.00 mm). La absorción de la humedad es irregular, observándose mayor plasticidad en el contorno superior de la superficie de fractura. Por lo tanto, la dispersión en el análisis a fractura podría estar relacionada con el hecho de que la absorción del agua no es homogénea.



Figura 6. Superficie de fractura en SGFR-PA6 con 10 wt.%, ρ =2.00 mm y humedad del 5%.

5. CONCLUSIONES

Este artículo presenta el análisis de la influencia de la humedad en el comportamiento a fractura de SGFR-PA6 (10 wt.% de fibras) en 75 probetas SENB variando el radio de entalla (de 0 mm a 2.0 mm) y el contenido de humedad (0%, 2 % y 5%). Se ha observado cómo al aumentar el contenido de humedad se obtienen materiales más resistentes a fractura. Asimismo, la evolución del efecto entalla no sigue una tendencia clara, reduciéndose para un 2% de humedad, mientras que para un contenido de agua absorbida del 5% si hay efecto entalla así como una mayor dispersión en los resultados. Además, en condiciones secas y con un 2% de humedad se ha obtenido una estimación de manera sencilla y precisa de la tenacidad aparente a fractura con el Método de la Línea de la Teoría de las Distancias Críticas. En el caso de un 5% de humedad, debido al comportamiento elasto-plástico, se hace necesaria la calibración previa de los parámetros de la TDC para obtener estimaciones suficientemente precisas del efecto entalla.

Por otro lado, en el análisis fractográfico realizado con el SEM se ha observado la evolución de los micromecanismos de fractura al aumentar el contenido de humedad, siendo más dúctiles a medida que aumenta el contenido de humedad, y se ha observado una absorción de agua irregular para contenidos de humedad elevados, lo que explicaría la dispersión de los resultados.

AGRADECIMIENTOS

Los autores de este trabajo desean agradecer al MINECO del Gobierno de España por la financiación del proyecto MAT2014-58443-P, de cuyos resultados deriva este artículo.

REFERENCIAS

[1] AA Griffith, The phenomena of rupture and flow in solids, *Phil. Trans. R Soc. London.* A **221**, 163-198, 1920.

- [2] LS Niu, C. Chehimi, G. Pluvinage, Stress field near a large blunted V notch and application of the concept of notch stress intensity factor to the fracture of very brittle materials, *Eng Fract Mech*, 49, 325-35, 1949.
- [3] M. Creager, C. Paris, Elastic field equations for blunt cracks with reference to stress corrosion cracking, *Int J Fract* **3**, 247-52, 1967.
- [4] F.T. Ibáñez-Gutiérrez, S. Cicero, I.A. Carrascal, Análisis del efecto entalla en poliamida 6 reforzada con fibra de vidrio corta, *Anales de Mecánica de la Fractura* 33, 201-206, 2016.
- [5] T. García, S. Cicero, V. Madrazo, Aplicación de la curva maestra a un acero S275JR en condiciones entalladas, *Anales de Mecánica de la Fractura* 32, 587-592, 2015.
- [6] F.T. Ibáñez-Gutiérrez, S. Cicero, Fracture assessment of notched SGFR-PA6: An approach from failure assessment diagrams and the TDC, *Comp. Part B: Eng*, **111**, 124-133, 2017.
- [7] D. Taylor, The theory of critical distances: a new perspective in fracture mechanics, Elservier, 2007.
- [8] R. Charles, R. Bauer. Moisture-related failure. Eng. Plastics, Vol 2. Eng. Materials Handbook, ASM International, Ohio, 1998.
- [9] JA. Brydson, Plastics Materials, 5th Edition, Guildford, Butterworth Heinemann, 1989.
- [10] D. Ferreño, I.A. Carrascal, E. Ruiz, J.A. Casado, Caracterización por medio de un modelo numérico de elementos finitos de la influencia de la humedad en las propiedades mecánicas y en fractura de la SGFR-PA6, Anales de Mecánica de la Fractura, 28, 445-450, 2011.
- [11] I.A. Carrascal, J.A. Casado, J.A. Polanco, F. Gutiérrez-Solana, Efecto del contenido de humedad en la fluencia bajo cargas elevadas de la SGFR-PA6, *Anales de Mecánica de la Fractura*, 16, 221-227, 1999.
- [12] ASTM D638-10, Standard Test Method for Tensile Properties of Plastics, *American Society of Testing and Materials*, Philadelphia, 2010.
- [13] ASTM D5045-99, Standard Test Methods for Plane-Strain Fracture Toughness and Strain Energy Release Rate of Plastic Materials, *American Society* of Testing and Materials, Philadelphia, 1999.
- [14] ASTM E 1820-11, Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 2011.
- [15] ASTM D6068-10, Standard Test Method for Determining J-R curves of Plastic Materials, ASTM, Philadelphia, 1999.

PREDICCIÓN DE CARGAS DE ROTURA EN SGFR-PA6 MEDIANTE EL CONCEPTO DEL MATERIAL EQUIVALENTE Y LA TEORÍA DE LAS DISTANCIAS CRÍTICAS

S. Cicero¹, A.R. Torabi², F.T. Ibáñez-Gutiérrez^{1*}, P. Azizi³

¹LADICIM (Laboratorio de la División de Ciencia e Ingeniería de los Materiales), Universidad de Cantabria. ETS Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos, Av/Los Castros 44, 39005, Santander, España

²Fracture Research Laboratory, University of Tehran, P.O. Box 14395-1561, Tehran, Iran.

³Dep. of Mechanical Engineering, Iran University of Science and Technology, P.O. Box 16846-13114, Tehran, Iran

*Persona de contacto: ibanezft@unican.es

RESUMEN

Este artículo propone una combinación del Concepto de Material Equivalente (EMC) y de la Teoría de las Distancias Críticas (TDC) para obtener una predicción de cargas de rotura en poliamida 6 reforzada con fibra de vidrio corta (SGFR-PA6) con entallas en U. La TDC utiliza una longitud característica del material *L* (distancia crítica) de naturaleza elástico-lineal. Por ello, en aquellos materiales cuyo comportamiento no es completamente elástico-lineal, *L* requiere de calibración previa. La metodología propuesta define un material elástico-lineal equivalente donde la TDC pueda ser aplicada de manera sencilla y precisa sin necesidad de una calibración previa. El programa experimental está compuesto por 50 probetas SENB de SGFR-PA6, y se han obtenido predicciones precisas de las cargas de rotura obtenidas experimentalmente.

PALABRAS CLAVE: Teoría de las Distancias Críticas, Concepto de Material Equivalente, SGFR-PA6, Entallas, Carga de rotura

ABSTRACT

This paper presents a combination of the Equivalent Material Concept (EMC) and the Theory of Critical Distances (TCD), which is used to obtain fracture loads predictions on short glass fibre reinforced polyamide 6 (SGFR-PA6) containing Unotches. The TDC uses a characteristic length parameter (critical distance, L) with linear-elastic nature. Thus, those materials exhibiting non-fully linear-elastic behavior, L requires a previous calibration process. The proposed methodology defines an equivalent linear-elastic material on which the Theory of Critical Distances may be applied through its basic formulation and without any previous calibration of the corresponding critical distance. The experimental programme is composed of 50 SENB specimens of SGFR-PA6, and it has been obtained accurate predictions of the experimental fracture loads.

KEYWORDS: Theory of Critical Distances, Equivalent Material Concept, SGFR-PA6, Notch, Fracture load

1. INTRODUCCIÓN

En la realidad industrial, es una práctica frecuente analizar las entallas como si fueran fisuras, dando lugar a análisis que en muchos casos son excesivamente conservadores, lo cual ha sido ampliamente reportado (ej.,[1-8]). Esto conlleva por ejemplo a reparaciones o sustituciones de elementos estructurales que son innecesarias desde el punto de vista de la integridad estructural. Así, se justifica la necesidad de desarrollar metodologías de evaluación que tengan en cuenta la naturaleza de las entallas, dando lugar a resultados más ajustados a la realidad física del problema.

Existen distintos criterios o teorías en el análisis del comportamiento a fractura de las entallas: la Teoría de las

Distancias Críticas (TDC) (ej., [1-4]), el Criterio Global (ej., [5,6]) o el de la Densidad de Energía de Deformación (SED, *Strain Energy Density*) (ej., [8-11]), entre otros.

La aplicabilidad de la TDC a nivel industrial se complica ya que, cuando el comportamiento del material no es completamente elástico-lineal, los parámetros del material no se obtienen directamente, requieren calibración previa. Para evitar ese inconveniente, surge el Concepto del Material Equivalente (EMC, *Equivalent Material Concept*) [12], que permite convertir un material elastoplástico en uno elástico-lineal equivalente con el mismo comportamiento en fractura. El EMC ya ha sido combinado tanto con la TDC [13] como con el SED [14] en la predicción del comportamiento en fractura de varios materiales.

1.1. Teoría de las Distancias Críticas

La TDC es en realidad un conjunto de metodologías que en las evaluaciones en rotura tienen en común el uso de un parámetro característico del material con unidades de longitud (*L*, distancia crítica) [1]. Los orígenes de la TDC se remontan a mediados del siglo XX con los trabajos de Neuber [15] y Peterson [16], pero no ha sido hasta las últimas décadas cuando se ha establecido 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).

La expresión de la distancia crítica, *L*, en análisis de fractura es:

$$L = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_0} \right)^2 \tag{1}$$

donde K_{IC} es la resistencia a fractura del material y σ_0 es un parámetro resistente característico del material (resistencia inherente) y habitualmente mayor que la tensión de rotura (σ_u). En aquellos materiales que exhiben un comportamiento completamente elástico-lineal (ej., cerámicos) σ_0 coincide con σ_u , de lo contrario, la aplicación de la TDC requiere calibración previa.

Destacan dos metodologías incluidas en la TCD: el Método del Punto (PM) y el Método de la Línea (LM). Ambas son de sencilla aplicación, se basan en el campo de tensiones en el frente del defecto y generan resultados razonablemente similares [1]. Por un lado, el PM asume que el fallo se produce cuando la tensión alcanza el valor de la resistencia inherente (σ_0) a una distancia del frente de la entalla igual a L/2 [1,17]. Así, el criterio de fallo del PM resulta:

$$\sigma\left(\frac{L}{2}\right) = \sigma_0 \tag{2}$$

Por otro lado, el LM supone que el fallo se produce cuando la tensión media a lo largo de una longitud (2L), alcanza el valor de la resistencia inherente (σ_0). Por lo tanto, la expresión del LM es:

$$\frac{1}{2L} \int_0^{2L} \sigma(r) \, dr = \sigma_0 \tag{3}$$

La TCD permite evaluaciones en rotura de componentes con cualquier tipo de defecto concentrador de tensiones.

1.2. Concepto de Material Equivalente

El EMC fue propuesto en 2012 por Torabi [12] y permite equiparar el comportamiento real de un material dúctil cuyo comportamiento sea elastoplástico con el de un material supuesto frágil con comportamiento elástico. Según el EMC, la densidad de la energía de deformación del material dúctil (SED) (i.e., el área bajo la curva tensión-deformación), se considera igual a la del material supuesto frágil y tiene el mismo módulo de elasticidad. La Figura 1a muestra la típica curva tensión-deformación de un material dúctil. En la zona plástica, se considera que el comportamiento a tracción sigue una ley potencial:

$$\sigma = K \varepsilon_p^n \tag{4}$$

Siendo σ la tensión real, ε_p la deformación plástica real, *K* y *n* son el coeficiente y el exponente de endurecimiento, respectivamente. El SED total es la suma de su componente plástica y elástica, y considerando que la deformación plástica real al plastificar es 0.002, se expresa como [12]:

$$(SED)_{tot} = \frac{\sigma_y^2}{2E} + \frac{K}{n+1} \left(\varepsilon_p^{n+1} - (0.002)^{n+1} \right)$$
(5)

La iniciación de la fisura en el material dúctil ocurrirá justo antes de alcanzar la tensión de rotura. Por ello, el SED total ha de ser considerado hasta ese punto y la deformación plástica (ε_p) se remplaza en la expresión (5) por la deformación en rotura real ($\varepsilon_{u,real}$).

La Figura 1b representa la curva tensión-deformación del material supuesto frágil. Los parámetros ε_f^* y σ_f^* representan la deformación al iniciarse la fisura y la resistencia última a tracción, respectivamente. Así, considerando que el material dúctil real y el material frágil supuesto tienen el mismo módulo de elasticidad (*E*), el SED del material equivalente antes del inicio de la fisura sigue:

$$(SED)_{EM} = \frac{\sigma_f^{*2}}{2E} \tag{6}$$

Aplicando el EMC, es decir, igualando el SED del material real y del supuesto, resulta:



Figura 1. a) Típica curva tensión-deformación material dúctil; b) Curva tensión-deformación material frágil equivalente.

Finalmente, σ_f^* se obtiene de la expresión (8), donde la deformación real en rotura ($\varepsilon_{u,real}$) se obtiene de la deformación ingenieril en rotura ($\varepsilon_{u,real} = \ln(1 + \varepsilon_u)$).

$$\sigma_f^* = \sqrt{\sigma_y^2 + \frac{2EK}{n+1} \left[\left(\varepsilon_{u,real} \right)^{n+1} - (0.002)^{n+1} \right]} \quad (8)$$

El valor obtenido en (8) junto con la resistencia a fractura puede utilizarse en diversos criterios de fractura frágil (ej., TDC) para predecir teóricamente la iniciación de la fisura en componentes dúctiles entallados.

2. MATERIALES Y MÉTODOS

2.1. Material

El material estudiado es poliamida 6 reforzada con fibra de vidrio corta (SGFR-PA6, acrónimo en inglés) en condiciones entalladas. Los termoplásticos reforzados constituyen una clase importante de los plásticos técnicos, los cuales, gracias a su fácil fabricación y buenas propiedades mecánicas, están sustituyendo a las piezas metálicas utilizadas en componentes de ingeniería [18]. El monómero de la poliamida 6 es uno de los grados comerciales más comunes para piezas moldeadas; se caracterizan por una dureza, resistencia y tenacidad elevadas, así como por una vida a fatiga y resistencia a la abrasión buenas [19]. Al reforzar la poliamida con fibras de vidrio cortas se consigue un aumento considerable en términos de resistencia, dureza, temperatura de servicio y resistencia a la abrasión. Por ello, en los últimos años ha aumentado su uso en aplicaciones de ingeniería y construcción. Estas aplicaciones suponen la aparición de defectos que ponen en riesgo la integridad estructural de los componentes. En este caso, se analizan dos contenidos de refuerzo (5 wt.% y 30 wt.%) combinados con 5 radios de entalla (0 mm (fisuras), 0.25 mm, 0.50 mm, 1.00 mm y 2.00 mm).

2.2. Programa experimental

Se fabricaron un total de 54 probetas de tracción mediante la técnica de moldeo por inyección. Se ensayaron 2 probetas por contenido de fibra a tracción (Figura 2a, según ASTM D638 [20]). La Tabla 1 recoge los resultados obtenidos. La Figura 3 muestra las curvas tensión deformación en variables ingenieriles. Se observa la perdida de linealidad al aumentar el contenido de fibra.



Figura 2. Geometría de las probetas (cotas en mm): a) tracción; b) SENB (ρ varía entre 0 y 2 mm).

Después, se obtuvieron las probetas de fractura (tipo SENB, Figura 2b) a partir de la parte central de las probetas de tracción restantes. Las entallas se realizaron perpendicularmente a la dirección longitudinal de las probetas. Se obtuvieron por mecanizado excepto aquellas de radio aproximadamente cero (fisuras) que fueron generadas con una cuchilla.

Tabla 1. Parámetros de tracción. E: Módulo de Young; $\sigma_{0.2}$: Límite elástico; σ_u : Tensión de rotura; e_{max} : deformación máxima en rotura.

Contenido de	E	σ _{0.2}	σ_{u}	e _{max}
fibra (%)	(GPa)	(MPa)	(MPa)	(%)
5	3.30	66.90	72.05	2.67
30	6.45	105.35	128.00	3.56

Se ensayaron 5 probetas a flexión por cada combinación de contenido de fibra y radio de entalla (según ASTM D5045 [21]). La Tabla 2 recoge los resultados obtenidos experimentalmente en probetas entalladas. Hubo un ensayo no válido (30-0.5-4). A partir de aquellos de las probetas fisuradas (0 mm) se obtuvo, para cada material, la correspondiente tenacidad a fractura [21]:

$$K_{mat} = \left(\frac{P_{exp}}{BW^{0.5}}\right) f(x) \tag{9}$$

Donde P_{exp} se corresponde con la carga máxima, *B* es el espesor de la probeta, *W* es el canto y f(x) es función de W y de la longitud del defecto *a* (Tabla 3).



Figura 3. Curvas obtenidas en los ensayos de tracción.

3. PREDICCIÓN DE LAS CARGAS DE ROTURA MEDIANTE LA COMBINACIÓN DE EMC-TDC

A partir de las curvas de tracción (Figura 3) se obtiene el material equivalente elástico-lineal aplicando el Concepto del Material Equivalente (EMC) (según apto. 1.2). El módulo de Young no varía para el material equivalente (Tabla 1). Sin embargo, la tensión de rotura del material equivalente obtenida (σ_f^* , Tabla 4) es superior a σ_u (1.19 veces para un 5 wt.% y 1.58 para un 30 wt.%). Definido el material equivalente, se puede determinar el comportamiento a fractura del material real (no elástico-lineal) basándose en criterios elástico-lineales, en este caso la TDC. De este modo, la distancia crítica (L) se obtiene directamente de la ecuación (1), considerando que la tensión inherente (σ_0) es igual a σ_f^* y evitando así la calibración previa mediante ensayos de
fractura o una combinación de estos con una simulaciones de elementos finitos. La Tabla 4 recoge los valores de L.

		5 wt.%			30 wt.%		
ρ	Pexp	P _{est} ^{PM}	Pest ^{LM}	Pexp	P _{est} ^{PM}	Pest	
(mm)	(N)	(N)	(N)	(N)	(N)	(N)	
0.25	83.8			237.8			
0.25	82.2			220.2			
0.25	111.0	69.8	82.6	202.5	175.5	208.3	
0.25	56.4			216.4			
0.25	77.1			205.4			
0.50	100.1			207.1			
0.50	108.4			252.4			
0.50	96.0	82.1	94.2	251.8	201.6	234.0	
0.50	100.6			-			
0.50	82.7			243.3			
1.00	120.7			231.6			
1.00	99.3			251.5			
1.00	119.1	103.7	114.0	287.9	250.0	276.4	
1.00	122.2			302.6			
1.00	106.0			246.6			
2.00	151.6			305.8			
2.00	135.4			284.2			
2.00	126.6	137.6	145.8	269.0	327.9	350.7	
2.00	149.7			263.7			
2.00	125.9			318.3			

Tabla 2. Resultados experimentales (P_{exp}) y predicciones con el PM (P_{est}^{PM}) y el LM (P_{est}^{LM}) en probetas entalladas.

Tabla 3. Longitud del defecto (a) y cargas de rotura (P_{exp}) en probetas fisuradas.

		5 wt.%	30 wt.%		
ρ (mm)	P _{exp} (N)	<i>a</i> (mm)	P _{exp} (N)	a (mm)	
0.00	100.5	4.65	253.5	4.48	
0.00	69.6	4.60	195.5	4.70	
0.00	73.3	4.70	195.7	4.80	
0.00	72.0	4.50	171.7	4.57	
0.00	69.0	4.80	180.1	4.75	

La obtención de las cargas de rotura se lleva a cabo a partir de la solución del campo de tensiones en el fondo de entallas en U, propuesta por Creager-Paris [7]:

$$\sigma(r) = \frac{K_I}{\sqrt{\pi}} \frac{2(r+\rho)}{(2r+\rho)^{3/2}}$$
(9)

donde K_I es el factor de intensidad de tensiones en Modo I, ρ es el radio de entalla y *r* la distancia desde el frente de la entalla al punto de evaluación. Considerando la TDC, según el Método del Punto (PM) la ecuación (9) se expresa como [1]:

$$\sigma\left(\frac{L}{2}\right) = \frac{K_I}{\sqrt{\pi}} \frac{2(L/2+\rho)}{(L+\rho)^{3/2}} = \sigma_f^*$$
(10)

Por otro lado, según el Método de la Línea (LM) la ecuación (9) sería [1]:

$$\sigma = \frac{K_I}{2L\sqrt{2\pi}} \left(2\sqrt{\frac{\rho}{2} + 2L} - \frac{\rho}{\sqrt{\frac{\rho}{2} + 2L}} \right) = \sigma_f^* \qquad (11)$$

Una vez se ha obtenido K_l según el PM o el LM, se puede obtener el valor de la carga de rotura estimada P_{est}^{PM} o P_{est}^{LM} , respectivamente [21]:

$$K_{I} = \frac{P_{est}^{\{PM \ o \ LM\}}}{BW^{1/2}} \cdot 10.65 \tag{12}$$

Tabla 4. K_{mat} , σ_f^* y L para cada contenido de fibra.

Contenido de	K _{mat}	$\sigma_{\!f}^*$	L
fibra (%)	$(MPa \cdot m^{1/2})$	(MPa)	(mm)
5	1.84	86.3	0.144
30	4.77	202.6	0.176

La Tabla 2 recoge las predicciones obtenidas de las cargas de rotura mediante la aplicación del EMC y de la TDC (tanto el PM como el LM). La Figura 4 muestra las predicciones obtenidas y su comparación con los resultados obtenidos experimentalmente.

Se observa que la metodología EMC-TDC proporciona predicciones con un error de $\pm 20\%$, quedando constancia de la física del problema del efecto entalla en este tipo de materiales. Si se comparan las predicciones obtenidas mediante el PM o el LM (figuras 4a y 4c), se observa cómo las predicciones a través del LM son más precisas. Por otro lado, en las figuras 4b y 4d se comparan las predicciones obtenidas con el valor medio experimental para cada radio de entalla. En este caso, la predicción a partir del LM tiene un error de ±5%, excepto para el mayor radio de entalla estudiado (2.00 mm) y un contenido de fibra del 30%, donde se llega a una sobrestimación del +21.7%. En cuanto al PM, está sobrestimación se reduce al 13.7%. En todo caso, tanto para un contenido de refuerzo del 5 wt.% como para el 30 wt.% todas las predicciones están en un ±20% del valor experimental. El motivo por el que en los radios más elevados se obtengan sobrestimaciones de las predicciones está relacionado con el hecho de que el rango de validez de la expresión de Creager-Paris fue definido para defectos afilados ($\rho << a$) [7].



Figura 4. Comparación entre las cargas de rotura estimadas y aquellas obtenidas experimentalmente:
a) 5 wt.% individuales; b) 5 wt.% media según radio;
c) 30 wt.% individuales; d) 30 wt.% media según radio.

Como ha sido comentado, es notable la diferencia entre la tensión inherente del material equivalente y la tensión de rotura del material ensayado. Por ello, resulta interesante determinar el modo de fallo por el que rompieron las probetas de fractura, para lo que se han de calcular dos parámetros: el ligamento remanente y el tamaño de la zona plástica alrededor de la entalla en el inicio de la fisura. Éstos se han obtenido a partir 2 análisis elastoplásticos de elementos finitos (EF) con Abaqus en cada contenido de fibra estudiado, analizando radios de 0.25 mm y 2.00 mm, en condiciones de deformación plana. El ligamento remanente es la distancia entre el punto con tensión tangencial igual a cero y el frente de la entalla, y es aproximadamente igual a 2.3 mm en todos los radios de entalla. El tamaño de la zona plástica, se obtuvo de las distribuciones de tensiones de Von-Mises, relativas al valor medio de las cargas de rotura obtenidas experimentalmente. Se estableció que la zona plástica es aquella donde las tensiones son superiores al límite de elasticidad.

La Figura 5 muestra las distribuciones de tensiones de Von-Mises en las proximidades de la entalla en U, donde se observan con claridad las zonas plásticas. Además, se comprueba que la zona plástica aumenta cuando aumentan el contenido de fibra y/o el radio de entalla. Esto se debe a que el gradiente de tensiones es menor cuanto mayor es el radio y supone una menor concentración de la zona plástica cuando $\rho = 2.00$ mm.

Dividendo el tamaño de la zona plástica (mostrado en la Figura 5) entre el ligamento remanente (i.e., 2.3 mm), se obtiene que, para un radio de entalla de 0.25 mm, aproximadamente el 4% y el 6% del ligamento sufre deformación plástica en rotura, siendo un 22% y un 51% cuando el radio es de 2.00 mm, para un contenido del 5 wt.% y del 30 wt.% respectivamente. Así, las probetas con un radio de entalla de 0.25 mm fallan principalmente en condiciones de plasticidad tanto a pequeña a escala (SSY, *Small Scale Yielding*). En aquellas probetas con radio de 2.00 mm las situaciones de plasticidad presentes son a escala moderada (MSY, *Large Scale Yielding*).



Figura 5. Zona plástica: a) 5%, ρ =0.25 mm; b) 5%, ρ =2 mm; c) 30%, ρ =0.25 mm; d) 30%, ρ =2 mm.

Por todo ello, se puede afirmar que la precisión del criterio EMC-TDC, propuesto en este artículo, no depende significativamente del tipo de régimen de fallo elástico-lineal.

4. CONCLUSIONES

Este artículo propone combinar la Teoría de las Distancias Críticas (TDC) y el Concepto del Material Equivalente (EMC). El criterio EMC-TDC permite utilizar la formulación elástico-lineal en materiales cuyo comportamiento no lo sea. Se ha utilizado para predecir cargas de rotura en SGFR-PA6 combinando dos contenidos de fibra (5 wt.% y 30 wt.%) y 4 radios de entalla (0.25 mm, 0.50 mm, 1.00 mm y 2.00 mm). Este nuevo criterio ha permitido obtener estimaciones precisas de las cargas de rotura. A partir del Método de la Línea (LM) de la TDC se obtenido los resultados más precisos, mientras que aquellos obtenidos con el Método del Punto (PM) son más conservadores.

Además, se ha demostrado mediante una simulación de elementos finitos que el fallo se produce por deformaciones plásticas en torno a la entalla, por lo que los criterios de fallo propios de la mecánica de la fractura de entallas elástico-lineal se han de combinar con el EMC.

AGRADECIMIENTOS

Los autores de este trabajo desean agradecer al MINECO del Gobierno de España por la financiación del proyecto MAT2014-58443-P, de cuyos resultados deriva este artículo.

REFERENCIAS

- [1] D. Taylor. The theory of critical distances: a new perspective in fracture mechanics, Elsevier, UK, 2007.
- [2] F.T. Ibáñez-Gutiérrez, S. Cicero. Fracture assessment of notched SGFR-PA6: An approach from failure assessment diagrams and the theory of critical distances, Comp. Part B: Eng, 111, 124-133, 2017.
- [3] V. Madrazo, S. Cicero, I.A. Carrascal. On the Point Method and the Line Method notch effect predictions in Al7075-T651, Eng. Fract. Mech, 79, 363-379, 2012.
- [4] F.T. Ibáñez-Gutiérrez, S. Cicero, I.A. Carrascal, I. Procopio. Effect of fibre content and notch radius in the fracture behaviour of short glass fibre reinforced polyamide 6: An approach from the Theory of Critical Distances, Comp. Part B: Eng, 94, 299-311, 2016.
- [5] L.S. Nui, C. Chehimi, G. Pluvinage. Stress field near a large blunted tip V-notch and application of the concept of the critical notch stress intensity factor

(NSIF) to the fracture toughness of very brittle materials, Eng.Fract.Mech, 49, 325-335, 1994.

- [6] G. Pluvinage. Fatigue and fracture emanating from notch; the use of the notch stress intensity factor, Nucl.Eng.Des., 185, 173-184, 1998.
- [7] M. Creager, P.C. Paris. Elastic field equations for blunt cracks with reference to stress corrosion cracking, Int.J.Fract., 3, 247-252, 1967.
- [8] S. Cicero, F. Berto, F.T. Ibáñez-Gutiérrez, I. Procopio, V. Madrazo. SED criterion estimations of fracture loads in structural steels operating at lower shelf temperatures and containing u-notches, Theor.Appl.Fract.Mech., 90, 234-243, 2017.
- [9] P. Lazzarin, F. Berto. Some expressions for the strain energy in a finite volume surrounding the root of blunt V-notches, Int.J.Fract., 135, 161-185, 2005.
- [10] F. Berto, P. Lazzarin. The volume-based Strain Energy Density approach applied to static and fatigue strength assessments of notched and welded structures, Proc.Eng, 1, 155-158, 2009.
- [11] G.C. Sih. Strain-energy-density factor applied to mixed mode crack problems, Int.J.Fract., 10, 305-321, 1974.
- [12] A.R. Torabi. Estimation of tensile load-bearing capacity of ductile metallic materials weakened by a V-notch: The equivalent material concept, Mater.Sci.Eng.A, 536, 249-255, 2012.
- [13] [A.R. Torabi, M. Alaei. Mixed-mode ductile failure analysis of V-notched Al 7075-T6 thin sheets, Engineering Fracture Mechanics, 150, 70-95, 2015.
- [14] A.R. Torabi, F. Berto, A. Campagnolo, J. Akbardoost. Averaged strain energy density criterion to predict ductile failure of U-notched Al 6061-T6 plates under mixed mode loading, Theor.Appl.Fract.Mech., 91, 86-93, 2017.
- [15] H. Neuber. Theory of notch stresses: principles for exact calculation of strength with reference to structural form and material, Springer Verlag, Berlin, 1958.
- [16] R.E. Peterson. Notch sensitivity. Metal fatigue. New York: McGraw-Hill, 1959. pp. 293-306.
- [17] T.L. Anderson. Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications, CRC press, Boca Raton, USA, 2005.
- [18] P.K. Mallick. Fiber-reinforced composites: materials, manufacturing, and design, CRC press, Boca Raton, USA, 2007.
- [19] J.A. Brydson. Plastics materials, Butterworth-Heinemann, Woburn, USA, 1989.
- [20] ASTM D638-10. Standard Test Method for Tensile Properties of Plastics, 2010.
- [21] ASTM D5045-99. Standard test methods for planestrain fractuer toughness and strain energy release rate of plastic materials, 1999.

USO DE LA OPCIÓN 1 DEL DIAGRAMA DE FALLO PROPUESTO POR LA BRITISH STANDARD 7910 EN MATERIALES POLIMÉRICOS Y COMPUESTOS

J.D. Fuentes*, S. Cicero, F.T. Ibáñez-Gutiérrez, I. Procopio

Departamento de Ciencia e Ingeniería del Terreno y de los Materiales (Universidad de Cantabria) E.T.S. de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos, Avda. De los Castros, 39005, Santander * E-mail: <u>fuentesjd@unican.es</u>

RESUMEN

En este artículo se establece una metodología para realizar evaluaciones de integridad estructural de materiales poliméricos y compuestos. El planteamiento se basa en el uso de la Opción 1 del Diagrama de Fallo (FAD) recogido en la British Standard 7910, originalmente propuesto para el análisis de la fractura – colapso plástico de materiales metálicos. La metodología se ha aplicado a 33 probetas de fractura, combinando 7 materiales diferentes, integrando polímeros y materiales compuestos. Los resultados obtenidos validan la metodología de evaluación propuesta y demuestran que es segura para los materiales analizados.

PALABRAS CLAVE: Criterio de fallo, Mecánica de la Fractura, Integridad Estructural, polímeros, compuestos

ABSTRACT

This paper provides a structural integrity assessment methodology for the analysis of polymers and composites. The approach uses the British Standard 7910 Option 1 Failure Assessment Diagram, originally proposed for the fracture-plastic collapse assessment of metallic materials. The methodology has been applied to 33 fracture specimens, combining 7 different materials and covering polymers and composites. The results obtained validate the proposed assessment methodology and demonstrate its safety for the materials analysed here.

KEYWORDS: Failure criterion, Fracture Mechanics, Structural Integrity, polymers, composites

1. INTRODUCCIÓN

Un gran número de fallos estructurales está asociado a la presencia de defectos tipo fisura en las estructuras. Para evitar o predecir dichos fallos, los procedimientos de evaluación de integridad estructural [1-4] hacen uso de los conceptos de la mecánica de la fractura y de herramientas derivadas de los mismos, como pueden ser los Diagramas de Fallo (FADs).

Hasta ahora, la mayoría de los procedimientos de evaluación de integridad estructural solo han tratado la predicción de la fractura-colapso plástico de materiales metálicos, aunque el incremento en el uso de nuevos materiales no metálicos como polímeros y materiales compuestos en aplicaciones estructurales, hace que sea necesario desarrollar nuevas herramientas de evaluación de integridad estructural para este tipo de materiales.

Este trabajo proporciona una justificación teórica para el uso de la Opción 1 del Diagrama de Fallo propuesto por la British Standard 7910 [2] (también recogido en el procedimiento SINTAP y FITNET FSS), además de evaluar su uso en varios materiales no metálicos.

2. PROGAMA EXPERIMENTAL

2.1. Diagrama de Fallo (FAD)

Los Diagramas de Fallo son una de las principales herramientas de ingeniería para la evaluación de la fractura-colapso plástico en elementos fisurados [1-4]. Estos diagramas permiten realizar simultáneamente el análisis de la fractura y del colapso plástico mediante el uso de dos parámetros normalizados, K_r y L_r , cuyas expresiones son:

$$K_r = \frac{K_I}{K_{mat}} \tag{1}$$

$$L_r = \frac{P}{P_L} \tag{2}$$

 K_r evalúa al componente frente a la fractura y se define como la relación entre el factor de intensidad de tensiones, K_I , y la resistencia a fractura del material, K_{mat} [5,6]. Por otro lado, L_r evalúa al componente frente al colapso plástico y se define como la relación entre la carga aplicada, P, y la carga de colapso plástico, P_L . Una vez que el punto de evaluación que representa al componente fisurado es descrito por las coordenadas K_r y L_r , es necesario definir las condiciones límite, que vienen marcadas por la Línea de Fallo (FAL). Si el punto se sitúa por encima de la Línea de Fallo, se considera que el componente se encuentra en condiciones no seguras, mientras que, si se sitúa por debajo, se considera que está en condiciones seguras. Por último, si el punto se sitúa sobre la Línea de Fallo, se considera que el componente se encuentra en situación crítica (condición de fallo) [1], ver Figura 1.



Figura 1. Análisis del Diagrama de Fallo en iniciación [1], mostrando 3 posibles situaciones: A, condición segura; B, situación crítica; C, condición no segura.

2.2. Opciones de análisis de la BS 7910

La expresión general de la Línea de Fallo propuesta en la BS 7910 y en otros procedimientos es:

$$K_r = f(L_r) \tag{3}$$

Las funciones $f(L_r)$ son realmente correcciones por plasticidad de las evaluaciones de fractura ($K_I = K_{mat}$), cuya expresión analítica exacta es:

$$f(L_r) = \sqrt{\frac{J_e}{J}} \tag{4}$$

Esta Línea de Fallo corresponde a la Opción 3 de análisis de la BS 7910 [2] y a la Opción 4 del procedimiento FITNET FFS [1,7]. En la práctica, los procedimientos de evaluación de integridad estructural [1-4] ofrecen soluciones aproximadas, definidas a través de las propiedades de tracción del material. Estas aproximaciones, generalmente se ofrecen de forma jerárquica, es decir, definiendo diferentes niveles donde cuanto mejor definida está la curva tensión-deformación, más exacta es la solución.

La Opción 1 de la BS 7910 [2] requiere conocer el valor del límite elástico y la tensión de rotura del material. La Opción 1 se corresponde con el análisis más simple que propone la BS 7910 y, en práctica, es el más empleado en

la industria. Para materiales sin escalón de cedencia, la Opción 1 propuesta por la BS 7910 se define mediante las ecuaciones (5)-(9) (Este FAD coincide a su vez con la Opción 1 del procedimiento FITNET FFS [1]).

$$K_r = f(L_r) = \left[1 + \frac{1}{2}(L_r)^2\right]^{-1/2} \cdot \left[0.3 + 0.7e^{-\mu \cdot (L_r)^6}\right]$$
(5)
$$L_r \le 1$$

$$K_r = f(L_r) = f(1) \cdot L_r^{\frac{N-1}{2N}}$$

$$1 < L_r < L_{r,max}$$
(6)

$$K_r = f(L_r) = 0$$

$$L_r = L_{r,max} = \frac{\sigma_y + \sigma_u}{2\sigma_y}$$
(7)

$$\mu = min\left[0.001 \cdot \frac{E}{\sigma_y}; 0.6\right] \tag{8}$$

$$N = 0.3 \cdot \left(1 - \frac{\sigma_y}{\sigma_u}\right) \tag{9}$$

Los parámetros μ y *N* quedan definidos por las ecuaciones (8) y (9) y han sido calibrados y validados para materiales metálicos [8-11], pero no para materiales no metálicos. Esta es la principal razón por la que los procedimientos de evaluación de integridad estructural no cubren la evaluación en fractura de materiales poliméricos y compuestos.

3. MATERIALES Y MÉTODOS

La posibilidad de usar los Diagramas de Fallo para las evaluaciones de integridad estructural de materiales no metálicos ha sido analizada en los siguientes materiales:

- PMMA: 3 probetas de flexión en 3 puntos (SENB) [12,13], ver Figura 2.
- Poliamida 6: 5 probetas de flexión en 3 puntos (SENB) [14], ver Figura 2.
- Poliamida 6 reforzada con fibra de vidrio corta seca: Se han analizado 5 probetas de flexión en 3 puntos (SENB) [14] (Figura 2) para cada cantidad de fibra de vidrio corta añadida (5% - 10% - 30% - 50% en peso)
- Poliamida 6 reforzada con fibra de vidrio corta (10% en peso) y 2% de humedad: 5 probetas de flexión en 3 puntos (SENB) (Figura 2).



Figura 2. Probeta de flexión en 3 puntos, B = 4 mm en PA6 y SGFR-PA6; B = 5 mm en PMMA

Las propiedades mecánicas de cada material están recogidas en la Tabla 1. Para obtener las propiedades mecánicas del PMMA y de todas las combinaciones de poliamida 6, se han realizado dos ensayos de tracción para cada material, según la ASTM D638 [13].

Tabla 1. Propiedades mecánicas de los diferentes materiales ensayados

Material	σ _{0.2} (MPa)	σ_u (MPa)	E (GPa)
PMMA	48.50	72.00	3.40
PA6	54.20	54.20	2.90
SGFR-PA6 (5)	66.90	72.10	3.30
SGFR-PA6 (10)	70.20	78.20	3.60
SGFR-PA6 (30)	105.40	128.00	6.50
SGFR-PA6 (50)	161.20	192.80	12.60
SGFR-PA6 (10) (2)	29.40	63.15	2.0

La tenacidad a fractura se obtuvo según [15]. En la Figura 3, se muestran los valores de resistencia a fractura de los diferentes materiales analizados.



Figura 3. Resistencia a fractura de los diferentes materiales analizados

4. DEFINICIÓN DEL DIAGRAMA DE FALLO OPCIÓN 1 DE LA BS 7910 PARA MATERIALES NO METÁLICOS

Del mismo modo que se hizo para los materiales metálicos, los parámetros μ y *N*, empleados en la Opción l del FAD propuesto por la BS 7910 [2], deben ser definidos para materiales poliméricos y compuestos.

Para caracterizar μ , la ecuación (8) garantiza que los resultados obtenidos mediante la Opción 1 del FAD de la BS 7910 [2] son más conservadores que aquellos obtenidos mediante la solución analítica proporcionada por el FAD Opción 2 de la BS 7910. El valor exacto de μ puede obtenerse aplicando las siguientes ecuaciones [8,9]:

$$\left[\frac{3}{2}\right]^{-1/2} \cdot \left[0.3 + 0.7e^{-\mu}\right] \le \left[\beta + \frac{1}{2\beta}\right]^{-1/2} \tag{10}$$

$$\beta = 1 + \frac{E}{\sigma_y} 0.002 \tag{11}$$

En la Figura 4 se muestran los valores de la estimación segura asociada a la Opción 1 de la BS 7910 y los puntos correspondientes a los materiales analizados.



Figura 4. Estimaciones proporcionadas por la ecuación (8) y valores experimentales de μ

De igual modo, la ecuación (9) define una envolvente inferior del coeficiente de endurecimiento (N) de un determinado número de aceros [9]. Los resultados experimentales del coeficiente de endurecimiento para los materiales estudiados se han obtenido usando la ecuación de Hollomon. En la Figura 5 se puede observar que los resultados obtenidos son más conservadores que los propuestos por Ruiz Ocejo et. al [10].



Figura 5. Definición de N frente a la relación límite elástico/tensión de rotura

Con todo esto, se puede concluir que ambas ecuaciones (8) y (9) proporcionan estimaciones conservadoras de μ y N en los materiales poliméricos y compuestos analizados. Por tanto, el empleo de la Opción 1 del FAD de la BS 7910 es seguro para tales materiales.

5. VALIDACIÓN: ANÁLISIS DE MATERIALES NO METÁLICOS USANDO LA OPCIÓN 1 DE LA BS 7910

En los apartados anteriores han quedado definidos los valores de K_r (ecuación (1)) y L_r (ecuación (2)), y se han obtenido los valores de K_I para las probetas de flexión en 3 puntos según la Ecuación **;Error! No se encuentra el origen de la referencia.**

Por otro lado, los valores de K_{mat} que generalmente se consideran en las evaluaciones de integridad estructural, se corresponden con aquellos que tienen un nivel de confianza del 95% (o similar). Esto, asumiendo una

distribución normal, es igual a la media (promedio de los valores experimentales de la resistencia a fractura para cada material) menos 1.645 veces la desviación típica de los valores de K_{mat} obtenidos experimentalmente para cada material (ecuación (12)).

$$K_{mat95\%} = K_{mat,prom} - 1.645 \, desv(K_{mat})$$
 (12)

La carga aplicada (P) se corresponde con la carga de rotura de las probetas obtenida en los ensayos (Tabla 2), mientras que para obtener la carga de colapso plástico P_L se debe distinguir si la rotura se produce en condiciones de tensión plana o de deformación plana.

En caso de encontrarnos en condiciones de deformación plana, definidas por la ecuación (13) [16], el valor de la carga de colapso plástico viene dado por la ecuación (14):

$$K_{mat} < \sigma_y \left(\frac{B}{2.5}\right)^{1/2} \tag{13}$$

$$P_{L} = \frac{1.408 \left(1 - \frac{a}{W}\right)^{2} W^{2} B \sigma_{y}}{S}$$
(14)

Si dominan las condiciones de tensión plana [17] (ecuación (15)), el valor de la carga de colapso plástico viene definido por la ecuación (16).

$$K_{mat} > \sigma_{\gamma} (\pi B)^{1/2} \tag{15}$$

$$P_{L} = \frac{1.072 \left(1 - \frac{a}{W}\right)^{2} W^{2} B \sigma_{y}}{S}$$
(16)

Estas dos soluciones de P_L se han obtenido del procedimiento R6 [3], ya que la BS 7910 [2] no proporciona soluciones explícitas de la carga de colapso plástico para probetas de flexión.

Si el valor de K_{mat} está localizado entre las condiciones de tensión plana y de deformación plana, el valor de P_L debe obtenerse interpolando entre ambos valores (tensión plana y deformación plana).

En la Figura 6 se muestran los resultados obtenidos de las evaluaciones de integridad estructural de los 7 materiales estudiados cuando se aplica la metodología del FAD. Todos los puntos evaluados en rotura, corresponden a evaluaciones de integridad estructural seguros, ya que no hay ningún punto de evaluación dentro del área segura. Por tanto, para los materiales analizados en este trabajo, las evaluaciones de integridad estructural realizadas usando la Opción 1 del FAD propuesto por la BS 7910 han proporcionado resultados seguros.

Tabla 2. Ca	ırga de	rotura	de las	diferentes	probetas
analizadas					

Material	Probeta	Carga de rotura (N)
	1	130.0
PMMA	2	83.0
	3	131.2
	1	92.0
	2	66.2
PA6	3	110.5
	4	93.2
	5	83.1
	1	100.5
	2	69.6
SGFR-PA6 (5) (0)	3	73.3
	4	72.0
	5	69.0
	1	117.5
	2	107.2
SGFR-PA6 (10) (0)	3	70.2
	4	76.7
	5	95.9
	1	253.5
	2	195.5
SGFR-PA6 (30) (0)	3	195.7
	4	171.7
	5	180.1
	1	348.7
	2	351.8
SGFR-PA6 (50) (0)	3	331.8
	4	346.4
	5	369.4
	1	157.9
[2	160.7
SGFR-PA6 (10) (2)	3	173.8
[4	161.1
	5	188.1



Figura 6. Análisis según Opción 1 del FAD de la BS 7910. a) PMMA; b) PA6; c) SGFR-PA6 (5) (0); d) SGFR-PA6 (10) (0); e) SGFR-PA6 (30) (0); f) SGFR-PA6 (50) (0); g) SGFR-PA6 (10) (2)

6. CONCLUSIONES

Este artículo propone el empleo de la Opción 1 del FAD de la BS 7910 para realizar evaluaciones de integridad estructural de materiales no metálicos, validando su uso en 7 materiales diferentes. Este FAD fue originalmente propuesto para materiales metálicos, por lo que su aplicación en materiales no metálicos requiere justificación y validación. El programa experimental se compone de 33 probetas de fractura, combinando 7 materiales no metálicos diferentes como PMMA, PA6, SGFR-PA6 (5, 10, 30 y 50 % en peso) seca y SGFR-PA6 (10 % en peso) con 2 % de humedad. Se ha demostrado que los valores de los parámetros de ajuste de la Opción 1 del FAD ($\mu \ y \ N$) de la BS 7910, originalmente definidos para materiales metálicos, pueden ser empleados para los materiales no metálicos analizados en este artículo, ofreciendo estimaciones seguras de sus valores reales. Por tanto, las ecuaciones de ajuste usadas en la BS 7910 para materiales metálicos, se pueden emplear para los materiales estudiados en este trabajo.

La aplicación de la Opción 1 del FAD de la BS 7910 para las evaluaciones de integridad estructural de los materiales analizados (polímeros y compuestos) ha devuelto resultados seguros. Ninguno de los puntos en rotura se localiza en zona segura.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al MINECO la financiación recibida del proyecto MAT2014-58443-P. "Análisis del comportamiento en fractura de componentes estructurales con defectos en condiciones de bajo confinamiento tensional," en el que están basados los resultados de este artículo.

REFERENCIAS

- Kocak M, Webster S, Janosch J, Ainsworth R, Koers R, FITNET fitness-for-service (FFS). Procedure vol. 1. Hamburg; GKSS, 2008.
- [2] BS 7910:2013. Guide to methods for assessing the acceptability of flaws in metallic structures. London; British Standard Institution, 2013.
- [3] R6. Assessment of the integrity of structures containing defects. British Energy Generation Limited. Rev 4, 2007.
- [4] API 579-1/ASME FFS-1. Fitness-for service. American Society of Mechanical Engineers, 2007.
- [5] ASTM E399-12e3, Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness KIc of Metallic Materials, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 2012.
- [6] ASTM E1820-15ae1, Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 2015.
- [7] Gutiérrez-Solana F, Cicero S, FITNET FFS procedure: A unified European procedure for structural integrity assessment. Eng Fail Anal 2009; 16(2):557-577.
- [8] Ruiz Ocejo J, Gutiérrez-Solana F, González-Pereda MA, Report/SINTAP/UC/06: Structural integrity assessment procedures for European industry (SINTAP). Santander, 1998.
- [9] Ainsworth RA, Gutiérrez-Solana F, Ruiz Ocejo J, Analysis levels with the SINTAP defect assessment procedures. Eng Fract Anal 2000; 67:515-527.
- [10] Ruiz Ocejo J, Gutiérrez-Solana F, González-Pereda MA, Report/SINTAP/UC/08: Structural integrity assessment procedures for European industry (SINTAP). Santander, 1998.
- [11] Bannister AC, Ruiz Ocejo J, Gutiérrez-Solana F, Implications of the yield stress/tensile stress ratio to the SINTAP failure assessment diagrams for homogeneous materials. Eng Fract Anal 2000; 67:547-562.
- [12] Cicero S, Madrazo V, Carrascal IA, Analysis of notch effect in PMMA by using the Theory of Critical Distances. Eng Fract Mech 2012; 86:56–72.
- [13] ASTM D638-10. Standard Test Method for Tensile Properties of Plastics. Annual Book of ASTM Standards. Vol. 08.03. Philadelphia; American Society for Testing and Materials, 2004.
- [14] Ibáñez-Gutiérrez FT, Cicero S, Carrascal IA, Procopio I, Effect of fibre content and notch radius in the fracture behaviour of short glass fibre reinforced Polyamide 6: an approach from the Theory of Critical Distances. Compos Part B Eng 2016; 94:299-311.

- [15] ASTM D5045-99 (2007) e1. Standard Test Methods for Plane-Strain Fracture Toughness and Strain Energy Release Rate of Plastic Materials. Annual Book of ASTM Standards. Vol. 08.03. Philadelphia; American Society for Testing and Materials, 2007.
- [16] Taylor D, The Theory of Critical Distances: A New Perspective in Fracture Mechanics. London; Elsevier, 2007.
- [17] Anderson TL, Fracture mechanics: fundamentals and applications. Florida; CRC Press, 2005.

ENSAYOS BIAXIALES ANTE CARGA TRANSVERSAL EN LAMINADOS DE MATERIAL COMPUESTO

P.L. Zumaquero^{*}, E. Correa, J. Justo, F. París

Escuela Técnica Superior de Ingeniería, Universidad de Sevilla Camino de los Descubrimientos, s/n, 41092, Sevilla, España *Persona de contacto: pzumaquero@us.es

RESUMEN

Los laminados de material compuesto fibroso son especialmente proclives al fallo transversal. Este tipo de rotura tiene su origen, a nivel de lámina y ante cargas uniaxiales de tracción, en el mecanismo de daño conocido como fallo de la matriz o fallo entre fibras. La generación de este mecanismo de daño se inicia con los despegues (grietas de interfase) que aparecen entre las fibras y la matriz que, tras un periodo de crecimiento en la interfase, cambian de dirección de propagación internándose en la matriz. La unión de estas grietas en la matriz da lugar a la macro-grieta transversal.

La presencia de una carga secundaria transversal perpendicular a la nominalmente responsable del daño podría alterar el mecanismo de daño descrito. Este escenario ha sido estudiado por los autores mediante modelos numéricos micromecánicos, siendo el objetivo de este trabajo comprobar si las predicciones numéricas se corresponden con la realidad experimental macromecánica. Para ello se han fabricado probetas cruciformes de material compuesto con fibra en posición transversal, y se han ensayado en una máquina biaxial ante distintas combinaciones de cargas exteriores, comparando los valores de carga última alcanzados y la orientación del plano de fallo.

PALABRAS CLAVE: Fallo Transversal, Material Compuesto, Ensayos Biaxiales, Fallos de la Matriz.

ABSTRACT

Fibrous composite materials are specially prone to transverse failure. This type of damage is originated, at lamina level and under tensile uniaxial loads, by the mechanism known as matrix/inter-fibre failure. The development of this mechanism of damage initiates with the appearance of fibre-matrix debonds (interface cracks) that, after a growth period at the interface, kink into the matrix. The coalescence of this matrix cracks gives rise to the final formation of transverse macro-cracks.

The presence of a secondary transverse load perpendicular to the nominally responsible for the failure could alter the aforementioned mechanism of damage. This scenario has been already studied by the authors using numerical micromechanical models, the objective of the present work being to check the accuracy of these micromechanical numerical predictions by means of macromechanical experimental tests. To this end cruciform coupons made of composite plies with the fibre oriented in the transverse direction have been manufactured. They have been tested under different combinations of biaxial loads, comparing the last load values reached and failure plane orientations.

KEYWORDS: Transverse Failure, Composite Material, Biaxial Tests, Matrix Failure.

1. INTRODUCCIÓN

Estudiar el mecanismo de fallo de los materiales compuestos e intentar predecir el momento en el que éste tiene lugar es parte fundamental a la hora de emplear este tipo de material en la industria.

El fallo transversal o fallo en la matriz a nivel de lámina, que tiende a producirse en laminados unidireccionales bajo cargas transversales, se ha estudiado a nivel micromecánico para el caso de cargas uniaxiales por París et al. [1] y Correa et al. [2,3] empleando modelos numéricos, pudiendo identificar las distintas fases del mecanismo de daño. Bajo la hipótesis, confirmada para el caso de cargas de tracción, de que el fallo tiene lugar en el plano gobernado por las componentes del vector de tensiones asociado a dicho plano, París et al. [1] y Correa et al. [2,3], la presencia de una carga secundaria perpendicular a la carga principal causante del fallo puede variar las fases del mecanismo de daño detectadas en el caso uniaxial. Es más, puede retrasar o adelantar la aparición del fallo del material.

Con el fin de poder estudiar experimentalmente el fallo transversal en laminados unidireccionales producido por dos cargas perpendiculares entre sí, es necesario definir una geometría de probeta cruciforme. Según [4], se deben de tener presentes una serie de requisitos para el diseño de las probetas sometidas a cargas biaxiales, éstos son:

- La generación de un estado tensional biaxial uniforme en la probeta durante el ensayo y en el área susceptible al fallo.
- Maximizar el área nominalmente sujeta a los esfuerzos biaxiales.
- Minimizar la posibilidad de zonas de concentración de tensiones.
- El fallo debe producirse en la zona sujeta al estado de tensiones biaxiales uniforme.

Cuatro diseños de probetas cruciformes con laminados unidireccionales a 90° fueron estudiados a diferentes niveles de carga en [4] mediante modelos de elementos finitos. Estos diseños de probeta revelaron finalmente que existía una notable concentración de tensiones que surge para todos los casos en la zona del borde libre de la probeta. Es más, a partir de la realización de ensayos experimentales empleando una máquina de diseño biaxial adaptada para una máquina uniaxial universal de ensayos [5], se observó cómo los resultados coincidían con las predicciones numéricas. Sin embargo, a partir de una serie de modificaciones en la geometría de las probetas, se consiguió reducir significativamente la concentración de tensiones y conseguir la presencia de una zona con tensiones uniformes. Estos cambios en la geometría consistieron en realizar un diseño en la zona central de la probeta en el cual hubiera una variación de espesor. Mediante un mecanizado por control numérico, se redujo el espesor y se creó una zona de transición con cierta inclinación entre espesores. Se pudo comprobar que la tensión σ_{xx} es máxima entre la zona de transición y el área central y que por tanto, el fallo se produciría en el centro de la probeta. La Figura 1 muestra el acabado final de las probetas cruciformes, incluyendo el mecanizado por control numérico en la zona central y los tacos de fibra de vidrio.



Figura 1. Diseño final de la probeta cruciforme.

La fabricación de estas nuevas probetas ha sido estudiada en [6], donde además se ha realizado una campaña de ensayos de tracción uniaxial comprobándose que el radio de acuerdo mecanizado en las zonas de unión entre brazos ha solucionado el problema de concentración de tensiones y que por tanto, se consigue que la zona de rotura sea en la zona central de la probeta, mecanizada además con este fin. Todo apunta a que el inicio de la grieta que provoca la rotura se produce en dicha zona.

Una vez establecido el diseño de las probetas cruciformes, dados los resultados de [6], el objetivo de este trabajo es la realización de una primera campaña de ensayos experimentales biaxiales empleando una máquina biaxial.

2. MÁQUINA BIAXIAL

La máquina electromecánica biaxial modelo EM4/50/FR del fabricante *Microtest*, diseñada expresamente para estos ensayos, comprende:

- Cuatro actuadores electromecánicos de carga, en disposición ortogonal y enfrentados dos a dos. Presentan un accionamiento motorizado individual, una fuerza máxima de 50 kN y una velocidad de 0 a 50 mm/min variable desde el sistema de control.
- Cuatro transductores de fuerza de 50 kN para la medida y el control de carga. Se encuentran montados sobre cada conjunto actuador.
- Cuatro mordazas de apriete manual.
- Sistema de control, medida y adquisición de datos por los cuatro actuadores.
- Posibilidad de servo-control por fuerza o posición.
- Módulo de ocho canales para la lectura de bandas extensométricas.
- Software SCM-3000 para el control, la medida, la adquisición, el análisis y el almacenamiento de datos de los ensayos.
- Sistema de vídeo-extensómetro VE-1002.

La máquina es capaz de aplicar tanto carga biaxial de tracción como de compresión. Por otro lado, los actuadores junto con los transductores y las mordazas se encuentran numerados y dispuestos tal y como muestra la Figura 2. Además, la máquina considera en cada eje un actuador como maestro y otro como esclavo. En el caso del eje vertical, el actuador maestro es el numerado como 2 y el esclavo como 4. Para el eje horizontal, el actuador maestro es el 1 y el esclavo el 3.



Figura 2. Máquina Electromecánica Biaxial EM4/50/FR.

3. ENSAYOS PRELIMINARES

Empleando la máquina biaxial electromecánica se ha realizado una campaña de ensayos preliminares consistente en ensayos de tracción uniaxial, ensayos de tracción-tracción, ensayos de tracción-0.5tracción y ensayos de tracción-compresión. Para ello, se han utilizado un grupo de probetas que presentan el diseño estudiado en [6] y fabricadas con un material compuesto formado por fibra de carbono y resina epoxi llamado *Hexply AS4*/8552.

En cuanto a las figuras que se muestran en los apartados sucesivos, las probetas mostradas en ellas presentan la misma posición que tuvieron en la máquina durante los ensayos.

3.1 Ensayos de tracción uniaxial

Este tipo de ensayo se realizó en la máquina biaxial con el fin de obtener la carga última en el caso de tracción uniaxial (T-0). Se ensayaron seis probetas a una velocidad de ensayo de 50 N/seg y mediante control en carga de la máquina. En estos casos, la rotura se produjo en la zona de transición, que como se ha comentado con anterioridad, es la zona mecanizada por control numérico que presenta cierta inclinación. Un ejemplo se muestra en la Figura 3 que corresponde a la Probeta 6, donde como se puede ver, el plano de fallo es perpendicular a la dirección de la carga aplicada, [7]. La Tabla 1, muestra los valores de carga última obtenidos de los actuadores verticales de la máquina 2 y 4. Como se puede apreciar, la Probeta 4 y la Probeta 5 han roto a valores de carga considerablemente menores que el resto de probetas de su grupo. Estas variaciones pueden deberse a ligeras diferencias entre la geometría de las probetas, principalmente de la zona central, y a la dispersión propia de los ensayos transversales en material compuesto.

Tahla	1	Result	tados	de	los	ensa	vos	T-0	
		nesuu	iuuos	ue	ιos	ensu	yos	1-0.	

Probeta	F2 (kN)	F4 (kN)
4	1.34	1.34
5	1.13	1.13
6	2.01	2
8	2.07	2.06
9	1.9	1.9
14	1.83	1.83



Figura 3. Ensayo de tracción uniaxial, Probeta 6.

3.2 Ensayos de tracción-tracción

Los ensayos biaxiales de tracción-tracción (T-T), se realizaron mediante un control en carga, con una velocidad de ensayo de 50 N/seg. Las cuatro probetas ensayadas a T-T, presentaron la rotura en la zona central de la probeta. A modo de ejemplo, la Figura 4 y la Figura 5 muestran las roturas producidas en la Probeta 13 y en la Probeta 15 respectivamente, donde de nuevo y coincidiendo con las predicciones numéricas [7], el plano de fallo es perpendicular a la dirección de la carga aplicada.

En la Tabla 2, se pueden ver los resultados obtenidos de estos ensayos. Nótese que al tratarse de ensayos biaxiales, se muestran los valores de carga última proporcionados por los actuadores del eje vertical de la máquina, 2 y 4, y por los actuadores del eje horizontal, 1 y 3. A pesar de las diferencias entre los resultados, cada probeta ha experimentado prácticamente el mismo nivel de carga en cada brazo y esto se podría considerar positivo en el marco de los resultados de este tipo de ensayo ya que se han sometido a un verdadero estado de tracción-tracción. En cualquier caso, es habitual que los ensayos transversales en material compuesto presenten un alto valor de dispersión. Por otro lado, es interesante observar que los valores obtenidos de los ensayos T-T son ligeramente superiores a los resultados de los ensayos T-0, de acuerdo a lo predicho numéricamente en [7].

Tabla 2. Resultados de los ensayos T-T.

Probeta	F2 (kN)	F4 (kN)	F1 (kN)	F3 (kN)
10	2.11	2.05	2.06	2.05
13	2.1	2.06	2.07	2.07
15	2.64	2.6	2.61	2.6
17	1.77	1.75	1.75	1.76



Figura 4. Ensayo de tracción-tracción, Probeta 13.



Figura 5. Ensayo de tracción-tracción, Probeta 15.

3.3 Ensayos de tracción-0.5tracción

La campaña de ensayos de tracción-0.5tracción (T-0.5T), se ha realizado tanto en control en carga como por control en desplazamiento.

En el caso de realizar los ensayos por control en carga, la velocidad en el eje vertical se ha fijado en 50 N/seg y la velocidad del eje horizontal en 25 N/seg. Las cinco probetas ensayadas han presentado la rotura en la zona de transición. En la Figura 6 se puede ver el caso de la Probeta 19 donde se puede apreciar que coincide con lo predicho por [7] en cuanto a que el plano de fallo es perpendicular a la dirección de la carga aplicada.

La Tabla 3 muestra los valores de carga última obtenidos por los cuatro actuadores de la máquina. En este tipo de ensayo y comparando las probetas, los resultados son más similares entre sí. Es importante señalar que se han conseguido valores de carga última muy similares a lo largo de cada eje, es decir, si se comparan los valores de F2 con F4 y F1 con F3, para cada probeta. Esto garantiza que al menos cada brazo percibe un nivel de carga similar al otro brazo del mismo eje. Sin embargo, y como se puede apreciar, los valores de tracción a los que se somete el eje horizontal de la probeta no son exactamente la mitad de la tracción que soporta el eje vertical. Esto se debe a que la máquina no proporciona con precisión el valor medio de la tracción, aspecto que hay que estudiar para su corrección en futuros ensayos.

Tabla 3. Resultados de los ensayos T-0.5T, control en carga.

Probeta	F2 (kN)	F4 (kN)	F1 (kN)	F3 (kN)
18	1.74	1.69	0.82	0.69
19	2.33	2.33	1.01	0.97
20	2.05	2.05	0.95	0.91
21	2.51	2.53	1.16	1.13
22	1.8	1.8	0.85	0.82



Figura 6. Ensayo de tracción-0.5tracción, control en carga, Probeta 19.

Para el caso de controlar el ensayo en desplazamiento, se ha fijado la velocidad para el eje vertical en 0.5 mm/seg y para el eje horizontal en 0.25 mm/seg. En este caso, las dos probetas ensayadas presentan una rotura tanto en la zona de transición como en la zona central. Para ilustrarlo, se muestran en la Figura 7 y en la Figura 8, la Probeta 23 y la Probeta 24 respectivamente. Tal y como ocurre en los casos anteriores de ensayo, el plano de fallo resulta ser perpendicular a la dirección de la carga aplicada, [7].

La Tabla 4, recoge los resultados para las dos probetas ensayadas a T-0.5T en control por desplazamiento.

Estos resultados, al igual que ocurría en el caso de controlar el ensayo por carga, se muestran cercanos comparando las probetas y son similares a lo largo de cada eje para cada probeta. Sería conveniente realizar ensayos a este nivel de carga y con control en desplazamiento con un mayor número de probetas con el fin de tener más valores para comparar y ver la tendencia que toman, así como la rotura que se produce.

Tabla 4. Resultados de los ensayos T-0.5T, control en desplazamiento.

Probeta	F2 (kN)	F4 (kN)	F1 (kN)	F3 (kN)
23	2.91	2.9	1.77	1.73
24	2.41	2.42	1.43	1.41



Figura 7. Ensayo de tracción-0.5tracción, control en desplazamiento, Probeta 23.

3.4 Ensayos de tracción-compresión

Para el caso de los ensayos biaxiales de traccióncompresión (T-C), éstos se realizaron con control en carga a una velocidad de ensayo de 50 N/seg. En este caso se ensayaron dos probetas. Mientras la Probeta 12 rompió por la zona de transición, la Probeta 25 se rompió por el brazo. La Figura 9 y la Figura 10 muestran la rotura en ambas probetas, donde el plano de fallo es perpendicular a la dirección de la carga aplicada, [7].

Además, la Tabla 5, muestra los resultados de los ensayos. Éstos han resultado ser cercanos entre sí comparando ambas probetas aunque quizás lo más destacado es que de nuevo, para cada probeta se ha conseguido un nivel de carga muy similar a lo largo de cada eje. Es necesario realizar un mayor número de ensayos a T-C con el fin de estudiar si se mantiene la tendencia de valores como los mostrados en la Tabla 5 y comprobar cómo debería de ser la rotura ante este tipo de cargas dadas las diferencias observadas entre la Probetas 12 y la Probeta 25. En todo caso, resulta importante señalar que los valores obtenidos de los ensayos T-C son menores que los conseguidos de los ensayos T-O, algo que coincide con lo estudiado numéricamente en [7].

Tabla 5. Resultados de los ensayos T-C.

Probeta	F2 (kN)	F4 (kN)	F1 (kN)	F3 (kN)
12	1.65	1.66	-1.6	-1.62
25	1.82	1.83	-1.78	-1.78



Figura 8. Ensayo de tracción-0.5tracción, control en desplazamiento, Probeta 24.

Comparando la Tabla 3 y la Tabla 4, se puede ver cómo los resultados de carga última en el caso de controlar el ensayo en desplazamiento son superiores a los obtenidos si se realizan los ensayos mediante control en carga. Además, las roturas también son diferentes. Estos resultados muestran la necesidad de hacer un amplio estudio en cuanto a controlar en carga o en desplazamiento las campañas de ensayo.



Figura 9. Ensayo de tracción-compresión, Probeta 12.



Figura 10. Ensayo de tracción-compresión, Probeta 25.

4. CONCLUSIONES

Varios estudios numéricos han señalado como la presencia de una carga secundaria perpendicular a la carga principal causante del fallo puede variar las fases del mecanismo de daño e incluso retrasar o adelantar la aparición del fallo en sí mismo.

Con el objetivo de estudiar este hecho, se han realizado unos ensayos preliminares de probetas cruciformes en una máquina electromecánica biaxial. Ensayos de tracción uniaxial, ensayos de tracción-tracción, ensayos de tracción-0.5tracción y ensayos de traccióncompresión, han sido los niveles de carga estudiados.

Los resultados obtenidos de esta campaña preliminar de ensayos son muy prometedores ya que para el caso de los ensayos T-T, los resultados son ligeramente superiores a los obtenidos en T-0, y en el caso de los ensayos T-C, los resultados son un poco inferiores a los conseguidos en los ensayos T-0, todo ello de acuerdo con lo predicho numéricamente en [7].

En cualquier caso, es necesario realizar una campaña de ensayos más amplia, evaluando adecuadamente el efecto del control de la máquina en carga o en desplazamiento. Además, la campaña posterior de ensayos debería incluir la colocación de bandas extensométricas en la zona central de las probetas para que realicen la medición en dos direcciones con el propósito de determinar con precisión el estado tensional en esta zona y, tras los ensayos, realizar la inspección de la zona de rotura al microscopio óptico y electrónico con la intención de estudiar las fases del mecanismo de daño producido ante cargas biaxiales.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al Ministerio de Educación, Cultura y Deportes la subvención de este trabajo a través de los proyectos MAT2016-80879-P y MAT2013-45069-P.

REFERENCIAS

- [1] F. París, E. Correa, V. Mantič, Kinking of transverse interface cracks between fibre and matrix, *Journal of Applied Mechanics*, **74** (4), 703-716, 2007.
- [2] E. Correa, E.K. Gamstedt, F. París, V. Mantič, Effects of the presence of compression in transverse cyclic loading on fibre-matrix debonding in unidirectional composite plies, *Composites Part A*, **38**, 2260-2269, 2007.
- [3] E. Correa, V. Mantič, F. París, Effect of thermal residual stresses on matrix failure under transverse tension at micromechanical level: a numerical and experimental analysis, *Composites Science and Technology*, **71** (5), 622-629, 2011.
- [4] E. Correa, A. Barroso, M.D. Pérez, F. París, Design for a cruciform coupon used for tensile biaxial transverse tests on composite materials, *Composites Science and Technology*, 145, 138-148, 2017.
- [5] D. Vega, A. Barroso, E. Correa, Desarrollo de ensayos biaxiales para el análisis del fallo transversal en materiales compuestos fibrosos, *Proyecto Fin de Carrera, Escuela Técnica Superior de Ingeniería, Universidad de Sevilla*, 2012.
- [6] S. Sánchez, A. Barroso, E. Correa, Diseño y fabricación de probetas cruciformes para ensayos de carga transversal biaxial en laminados unidireccionales, *Trabajo Fin de Grado, Escuela Técnica Superior de Ingeniería, Universidad de Sevilla*, 2014.
- [7] E. Correa, F. París, V. Mantič, Effect of the presence of a secondary transverse load on the inter-fibre failure under tension, *Engineering Fracture Mechanics*, **103**, 174-189, 2013.

FRACTURA DE LÁMINAS EXTRUIDAS A PARTIR DE PET OPACO RECICLADO.

O. O. Santana^{*}, D. Loaeza, J. Cailloux, M. Sánchez-Soto, M. Ll. Maspoch

Centre Català del Plàstic (CCP)-Unversitat Politècnica de Catalunya Barcelona Tech (EEBE-ETSEIAT-UPC). C/Colom, 114, Terrassa 08222, Spain *Persona de contacto: Orlando.santana@upc.edu

RESUMEN

El presente trabajo se engloba dentro de las acciones prevista en el proyecto "Revalorización de PET opaco reciclado en materiales innovadores (RevalPET)" financiado por los fondos FEDER a través del programa INTERREG V A. En esta fase del estudio se pretende evaluar el efecto sobre el comportamiento de propagación lenta de grieta de la existencia de TiO₂ en un 2,4 % en peso en PET reciclado proveniente de botellas. Para ello se ha aplicado la técnica del Trabajo Esencial de Fractura (EWF) en láminas obtenidas por extrusión-calandrado a partir de dos tipos de PET reciclado proveniente de botellas: Transparentes (*rPET-T*), de origen español, y opacas (*rPET-O*) provenientes de Francia. Según los resultados obtenidos, la existencia de TiO₂ en la formulación no afecta el parámetro esencial del análisis (w_e) relacionado con la energía necesaria para la generación de nuevas superfícies libres, ni la resistencia de propagación de la misma, relacionada con el término no esencial (βw_p).

PALABRAS CLAVE: EWF, reciclaje, rPET, PET opaco.

ABSTRACT

The present work is a part of the actions foreseen in the project " Upgrading of Opaque PET into innovative materials (RevalPET)" financed by the FEDER funds through the INTERREG V A program. In this phase of the study, the effect of TiO₂ (2,4 % w/w) in the slow crack propagating behaviour of recycled PET from bottle. To this end, the Essential Work of Fracture (EWF) technique has been applied on extrusion-calendered sheets from two types of recycled PET from bottles: Transparent (rPET-T), of Spanish origin, and opaque (rPET-O)) from France. According to the obtained results, the existence of TiO₂ in the formulation does not affect the essential parameter of the analysis (w_e) related to the energy needed for the generation of new free surfaces, nor the propagation resistance of the same, related to the non-essential term (βw_p).

KEYWORDS: EWF, recycling, rPET, opaque PET.

1. INTRODUCCIÓN

En los últimos años, han aparecido nuevas botellas de PET, totalmente opacas, generalmente blancas que se utilizan para el envasado de leche. Estas botellas contienen partículas de Dióxido de Titanio (TiO2) con el objetivo de proteger su contenido frente a la radiación UV y minimizar la permeación de oxígeno hacia el interior, evitando el deterioro del contenido. El reciclado de este PET opaco (r-PET-O) es difícilmente compatible con los procesos y los puntos de reciclaje de PET actuales, considerando que el principal uso de este material es la producción de fibras para el ámbito textil. La introducción de este PET en una proporción superior al 15% en peso dan lugar a problemas de procesabilidad (inestabilidad durante el la producción del filamento) y el producto presenta pobres propiedades mecánicas, lo que potencialmente constituye un problema de futuro

inmediato en las políticas de gestión de residuos (reciclaje) de este material [1, 2].

Según Taniguchi y Cakmak [3], las partículas de TiO₂ de tamaño submicrométrico, si bien presentan un claro efecto nucleante durante el enfriamiento o en el proceso de cristalización en frío, en la producción de filamento, durante la etapa de estiramiento a temperaturas por encima de la Tg (\cong 90°C) el TiO₂ ejerce un efecto antinucleante, retrasando el proceso de cristalización inducida por deformación y disminuyendo el módulo de endurecimiento. por lo que potencialmente generaría problemas de resonancia o hasta ruptura de la línea durante el procesado. Los autores lo atribuyen a que estas partículas, debido a la poca interacción con las cadenas poliméricas, retardan la formación de una red física cuyos nodos están formados por enredos y pequeños dominios cristalinos.

Esta comunicación presenta un estudio preliminar del efecto del TiO_2 en el comportamiento a desgarro (propagación lenta de grieta) del PET reciclado proveniente de botellas. Este estudio constituye la fase preliminar de un proyecto de mayor envergadura de índole europeo que pretender buscar nuevas formulaciones de PET reciclado opaco proveniente de botellas con propiedades mejoradas para aplicaciones no limitadas a la fabricación de fibras (RevalPET) [4].

2. PARTE EXPERIMENTAL

2.1. Materiales y obtención de láminas.

Se han empleado dos tipos de PET reciclado postconsumo, en forma de escamas. Por una parte uno transparente proveniente de botellas transparentes, suministrado por Recuperaciones de Plásticos de Barcelona (RPB, S.L.), que será denominado *rPET-T*. Por otro uno proveniente de botellas opacas suministrado con el código comercial FLOREAL (Suez-Sita, Francia), que en adelante será codificado como *rPET-O*. Para este último, un análisis gravimétrico por calcinación a 1200°C (ISO-3451-1) reveló un contenido de 2,4 \pm 0,3 % en peso de Dióxido de Titanio (TiO₂) con una distribución de tamaño de partícula de entre 152 a 370 nm, con un tamaño medio ponderado de 261 nm.

Dada la heterogeneidad en escamas de color de ambos grupos de escamas recibidas (diferentes tipos de botellas), se procedió a una homogeneización por extrusión y posterior granceado. Se empleó una extrusora doble husillo co-rotante Collin ZK-25 con L/D = 36 y un diámetro de husillo (D) de 35 mm, y 7 zonas calefactoras (Z1 a Z7). El extrudado fue enfriado en una bañera con circulación de agua (20°C), cortado (granceado) y recristalizado a 90°C durante 4 h.

Con la finalidad de minimizar las consecuencias de degradación durante esta etapa de procesamiento en el *rPET-O*, fueron considderadas 3 condiciones de procesamiento con el *rPET-T*, cuyas características se recogen en la tabla 1. La selección de las condiciones finales de procesamiento se basó en la determinación del parámetro Viscosidad Intrínseca (IV) del producto.

Tras el secado de las granzas recristalizada, similar al descrito anteriormente, se procedió a fabricar 30 m de láminas con 0,6 mm de espesor nominal y 100 mm de ancho mediante extrusión-calandrado. A la extrusora anteriormente descrita se le acopló un sistema de 3 rodillos de calandrado vertical (diámetro 70 mm) (COLLIN Teachline CR72T). Las condiciones de extrusión (C-3, de la tabla 1) fueron seleccionadas ya que, como se discute más adelante, reportaron las menores pérdidas de IV tras la homogeneización. La temperatura de los rodillos de calandrado se fijó a 50°C, con una velocidad de rotación de rodillos de 2 rpm, con

Tabla	1.	Con	diciones	de	procesan	niento	(perj	fil	de
temper	atur	a y	velocida	d de	husillo)	emple	adas	en	el
estudio).								

Código	Perfil de temperatura (°C) Z1//Z7	Vel. Husillo (rpm)
C-1	200/240/255/260/265/270/270	130
C-2	190/230/245/250/255/260/260	80
C-3	180/215/235/240/240/245/245	80

finalidad de minimizar efectos de orientación en la lámina. En estas condiciones de procesamiento todas las láminas obtenidas presentaron un porcentaje de cristalinidad de 4 a 6% según determinaciones realizadas mediante Calorimetría Diferencial de Barrido (DSC), por lo que virtualmente se pueden considerar como amorfos.

Previo a cual etapa de procesamiento, todos los materiales fueron secados en una tolva-deshumificadora PIOVAN T30IX durante 4 hr a 120°C.

2.2. Determinación de la viscosidad intrínseca (IV):

Se siguió el procedimiento establecido en la norma ASTM D4603-03, empleando como solvente una mezcla 60/40 en peso de: Fenol/1,1,2,2 Tetracloroetano a 30°C. A partir de este parámetro y empleando la relación de Mark-Houwink-Staudinger-Sakurada [5]:

$$IV = K(M\nu)^a \tag{1}$$

se determinó la Masa Molecular Viscosimétrica (Mv)empleando las siguientes constantes [6]: $K = 7,44 \times 10^{-4}$ dl/g y a = 0,648. Sabiendo que el PET presenta una polidispersidad (PDI) cercana a 2, se puede estimar un valor de Masa Molecular Media en Peso (Mw), ajustando la constante K de la Ecuación 1, mediante la siguiente relación [5]:

$$Kw = K(PDI)^{0,5a(a-1)}$$
 (2)

2.3. Comportamiento mecánico y a fractura:

Empleando una máquina de ensayos universales GALDABINI 2500 dotada con un videoextensómetro MINTRON OS-65D y una célula de carga de 5kN, se evaluó el comportamiento a tracción siguiendo la norma ISO- 527. Las probetas fueron troqueladas a partir de la zona central de las láminas en dirección MD (Dirección del flujo de extrusión) y de acuerdo a la geometría halterio Tipo 4. Los ensayos fueron realizados a temperatura ambiente y una velocidad de desplazamiento de bastidores de 20 mm.min⁻¹. A partir de las curvas ingenieriles de tensión-deformación (σ - ε *ing*), se determinaros los siguientes parámetros: *Módulo de elasticidad* (*E*), *Tensión a la cedencia* (σ_y) – equivalente al límite elástico en materials metálicos -,

elongación a la ruptura (ε_R). En cada caso se reporta el valor medio de 10 medidas válidas.

El análisis cuantitativo de la fractura se realizó aplicando el concepto del *Trabajo Esencial de Fractura* (EWF) sobre probetas DDENT con las dimensiones descritas en la figura 1, siguiendo la metodología sugerida por ESIS-TC4 [7]. Para cada material fueron ensayadas entre 15 y 20 probetas cubriendo un rango de longitudes de ligamento (l) de entre 10 y 22 mm nominales.

Las probetas fueron extraídas de la zona central de las láminas y las entallas fueron ubicadas de tal forma que la dirección de propagación de grieta fuese en TD, aplicando la solicitación en dirección MD. Las entallas fueron agudizadas indentando con una hoja de afeitar (radio 13 µm), evitando excesivo daño plástico en la punta de la misma.

Los ensayos fueron realizados en la máquina de ensayos universales anteriormente descrita, a una velocidad de desplazamiento relativo de mordazas de 10 mm.min⁻¹. En este caso, las marcas requeridas para la lectura del videoextensómetro fueron ajustadas tal que la distancia entre ellas fuese igual a la longitud de ligamento nominal a evaluar.

Una vez ensayada cada probeta, se procedió a la determinación de la longitud de ligamento real y la altura de la zona exterior del proceso de deformación (OPZ) (h) mediante una lupa binocular con una magnificación de 40 X.

Es importante acotar que la velocidad de solicitación empleada en los ensayos de tracción (20 mm.min⁻¹) fue seleccionada de tal forma que el punto de cedencia se alcanzase a un tiempo equivalente al que se registra en los ensayos de EWF, minimizando en lo posible en la interpretación los efectos viscoelásticos inherentes en estos sistemas.



Figura 1. Esquema de la probeta DDENT empleada.

3. RESULTADOS Y DISCUSIONES

3.1. Efecto de las condiciones de procesamiento.

La tabla 2 presenta los valores de IV obtenidos en función de las condiciones de procesamiento empleadas.

Tabla 2. Valores de IV, Mv y Mw en las condiciones de procesamiento empleadas en el estudio. Los valores entre paréntesis representan las pérdidas porcentuales de los valores.

Material	Condición	IV (dL/g)	Mv (kDa)	Mw (kDa)
	NP	0,786	46,4	52,4
	C-1	0,697	38,5	43,5
		(-11%)	(-17%)	(-17%)
rPET-T	C-2	0,683	37,4	42,2
		(-13%)	(-19%)	(-19%)
	C-3	0,712	39,8	45,0
		(-9%)	(-14%)	(-14%)
	NP	0,816	49,2	55,5
rPET-O	C-3	0,735	41,8	47,3
		(-10%)	(-15%)	(-15%)

Se puede apreciar que en todos los casos se presenta una pérdida apreciable en este parámetro con la consecuente merma en el valor de la Mw. Dichos valores distan de los usualmente recomendados (5 %, en el caso del *IV*). Esto puede ser consecuencia de que ya estos materiales vienen con una historia termomecánica y presenta centros activos residuales de degradación previa, lo que acelera el proceso de degradación térmica.

Analizando de forma comparativa las diferentes mermas, se aprecia que la condición C-2 (260°C, 80 rpm) es la que presenta una mayor pérdida, lo que sugiere que el tiempo de residencia y no la cizalla mecánica como el parámetro. La combinación de un perfil térmico menos exigente (255°C) y una cizalla moderada (80 rpm) minimiza dicha caída. De ahí que las condiciones C-3 hayan sido las seleccionadas para el proceso de homogeneización del *rPET-O* y el posterior proceso de conformación de láminas.

La Figura 2 muestra detalle de las curvas tensión deformación ingenieriles típicas de las diferentes láminas obtenidas a las condiciones de homogeneización empleadas. Se aprecia que todas presentan el comportamiento típico de polímeros dúctiles con "*cold drawing*" (propagación de cuello estable).

Destaca el comportamiento antes del inicio de propagación de cuello para *rPET-O* (indicado por la flecha en la figura 2). Este sistema no sufre el reblandecimiento excesivo antes de la propagación estable de cuello (Cold Drawing) que presenta el **rPET-T**. Considerando el estudio de Bazhenov y Kechek'yan

en PET [8], a la velocidad de solicitación empleada, justo en la zona localizada de estricción se presenta un calentamiento adiabático incrementando la temperatura hasta casi unos 130°C, lo que induce al conocido fenómeno de cristalización en frío, que contribuiría a la estabilización del cuello.



Figura 2. Curvas típicas de tensión-deformación ingenieriles de los materiales evaluados.

Se sabe que el TiO₂ ejerce un efecto nucleante de segunda etapa (cristalización en frío, en estado gomoso) [3]. En los materiales estudiados, dicha temperatura se ubica a 126°C para el *rPET-O* y a 133°C para el *rPET-T*. Es evidente que el proceso en el caso *rPET-O* es mucho más rápido que para el *rPET-T*, de ahí la diferencia observada en dicho ablandamiento. No obstante, su efecto durante la etapa de propagación del cuello no es significativa.

La tabla 3 recoge los parámetros mecánicos evaluados. Se aprecia que prácticamente no se observan variaciones en los parámetros evaluados entre los materiales, independientemente de las condiciones de procesamiento.

No obstante, un aspecto relevante es la variabilidad o dispersión del resultado. Se aprecia que para la condición C-2 dicha dispersión parece ser mayor, sobre todo en la elongación a la ruptura (ε_R), presentando la menor variabilidad la condición C-3. Se sabe que este parámetro (ε_R) es muy sensible a la heterogeneidad del sistema y a la masa molecular del polímero (Mw). Es precisamente la condición C-2 la que presentó la mayor caída en Mw (tabla 2).

Tabla 3. Valores promedio y su dispersión (%) de los
parámetros mecánicos obtenidos a partir de los ensayos
de tracción.

	Material				
Parámetro		RPET-			
	C-1	C-2	C-3	0 C-3	
Ε	2,1	2,09	2,2	2,20	
(GPa)	(4,5%)	(2,6%)	(4,5%)	(1,6%)	
σ_{y}	59	56,9	57,0	57,4	
(MPa)	(1,7%)	(1,6%)	(0,2%)	(0,7%)	
$\sigma_{ m cold\ drawing}$	32	32	30,9	31,7	
(MPa)	(4,7%)	(3,5%)	(2%)	(1,3%)	
$\mathcal{E}_{ruptura}$	1,9	2,0	2,6	2,0	
(%)	(18,4%)	(23%)	(15%)	(6%)	

3.2. Análisis del trabajo específico de fractura.

La figura 3 muestra curvas representativas de tensión ingenieril registrada (Carga/sección de ligamento real), σ vs. Desplazamiento de mordaza normalizado por la longitud de ligamento real, d_N , para las láminas obtenidas a una longitud efectiva de ligamento nominal de 16,0 ± 0,5 mm.

Un análisis del campo de deformaciones mediante correlación digital de imágenes (DIC) adquiridas con un extensómetro óptico 3D, permitió establecer que la grieta inicia su propagación a partir del punto (2), tras haber alcanzado la cedencia total (1) y estricción local del ligamento (región entre (1) y (2)), condición necesaria para la aplicación del análisis de *Trabajo*



Figura 3. Curvas representativas de tensión ingenieril vs desplazamiento normalizado de los materiales analizados mediante EWF. Ligamento nominal = 16 mm.

Esencial de Fractura (EWF). En líneas generales, y para la longitud de ligamento represetando, aparentemente no hay mayor diferencia entre ambos sistemas.

Tras las verificaciones propuestas en el protocolo de norma ESIS-TC4 [7], se procedió a determinar de forma gráfica el término esencial, o trabajo específico esencial de fractura (w_e , intercepto de la representación) y el término específico no esencial (βw_p , pendiente de la representación).

La figura 4 muestra las representaciones empleadas, obteniéndose un buen ajuste lineal con una banda de confianza del 95%. Los valores obtenidos se presentan en la tabla 4.

Se puede observar que tanto el término esencial (w_e) , relacionado con la energía requerida para la formación de nueva superficie en el plano de propagación de grieta, como el término no esencial, βwp , relacionado con la resistencia a la propagación de la grieta, no presenta variación apreciable entre materiales al considerar el error relativo involucrado en el parámetro. Por otra parte, los valores obtenidos concuerdan con otros autores [9] y los obtenidos en trabajos previos por el grupo [10].

En condiciones de fractura postcedencia el mecanismo de deformación en la zona de proceso es la cedencia por cizalladura vía estiramiento de la red molecular, formada por enredos que actúan como entrecruzamientos químicos hasta que se inicie el desenmarañamiento.



Figura 4. Representación gráfica de Trabajo esencial de fractura (w_f) vs. Longitud de ligamento empleado en la determinación de los parámetros de la tabla 4.

Tabla 4. Parámetros obtenidos del análisis de Trabajo Esencial de Fractura.

Material	w _e (kJ.m ⁻²)	βw_p (MJ.m ⁻³)	βx 10 ⁻²	$(MJ.m^{-3})$
rPET-T	65 ± 4	$\begin{array}{c} 11,3\\\pm 0,2\end{array}$	10,1 ± 0,4	112 ± 5
rPET-O	56 ± 4	11,6 ± 0,3	8,6 ± 0,3	135 ± 8
SP04*	56 ± 7	$11,1 \\ \pm 0,5$	11,6 ± 0,2	96 ± 6

* valores tomados como base comparativa [Tomado de la referencia10]

Después de alcanzar la cendecia, la red inicia su estiramiento (flujo) viscoplástico hasta una extensión límite, por encima de la cual la red se ancla y deja de fluir. Después de este punto se presenta una rigidización del sistema y se inicia un proceso de deformación elástica vía estiramiento de los enlaces covalentes de la cadena enredadas hasta que se presenta la ruptura de ciertos enlaces [11]. Debido a la concentración de tensiones, solo las cadenas cercanas al plano de propagación de fractura estarán involucradas en este proceso de deformación elástica y la energía así almacenada es la que estaría relacionada con w_{e_2} mientras que el trabajo involucrado en el estiramiento "plástico" de la red de enredos hasta el momento del anclaje estaría relacionado con w_p .

Al considerar las dimensiones de la zona externa de proceso (β) y determinar el valor del "trabajo plástico", w_p , involucrado en el proceso de propagación de grieta se aprecian diferencias apreciables. Por una parte, el tamaño relativo de la zona externa al plano de propagación de grieta (β) es menor en **rPET-O**, lo cual indicaría que el punto de anclaje de la red de enredos se estaría alcanzando antes.

En este caso, quizás el efecto nucleante del TiO₂ antes mencionado podría estar actuando en la generación de precursores cristalinos que actuarían como puntos de anclajes adicionales, limitando la extensibilidad de la red. Esto a su vez hace que el trabajo necesario para llevar al límite de extensión necesario para la propagación sea superior, reflejándose en el incremento del parámetro w_p . Lo anterior pareciera contradecir lo propuesto por Taginuchi y Cakmak [3], pero hay que considerar el fenómeno que estos autores observan se presenta a una temperatura 90°C, donde los tiempos de relajación molecular son menores a los que se presentan a temperatura ambiente.

4. CONCLUSIONES

Según los resultados obtenidos en el presente estudio:

- De las condiciones de procesamiento evaluadas durante el proceso de homogeneización de las escamas de PET reciclado, el tiempo de residencia y no el nivel de cizalla termomecánica es el factor determinante en el grado de degradación final que se presente en estos materials.
- En las condiciones de procesamiento usadas en la obtención de las láminas y de ensayos empleadas en este estudio, la presencia de TiO2 en un contenido del 2,4% en peso en rPET parece no afectar en gran medida el término energético relacionado con la generación de superficies libre durante la propagación de grieta del trabajo específico de fractura (w_e) ni el término relacionado con la restistencia a la propagación de grieta (βw_p).
- La presencia de TiO₂ parece restringe la generación una zona externa al plano de propagación de grieta relacionado con la deformación plástica del entorno, quizás como respuesta al efecto nucleante de segunda etapa que este presenta.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer a los Fondos FEDER a través del programa Interreg V A (POCTEF por la financiación recibida para la realización del proyecto RevalPET (EFA 064/15).

REFERENCIAS

- [1] Comité Technique pour le Recyclage des Emballages Plastiques (COTREP). Impact du developpement des emballages en PET opaque sur le recyclage des emballages en PET Coloré. *Dossiers COTREP*, Diciembre 2015.
- [2] Asociación Zero Waste France. PET OPAQUE Dossier ZEROWASTE, enero 2017.
- [3] A. Taniguchi, M. Cakmak. The suppression of strain induced crystallization in PET through submicron TiO₂ particle incorporation. *Polymer*, 45, 6647-6654 (2004)
- [4] Upgrading of Opaque PET into innovative materials (REVALPET), 2018 https://revalpet.org/en/
- [5] W. Seng, Y. Du, Y. Xue, H. L. Frisch. Mark-Houwink-Staudinger-Sakurada constants, in: J. E. Mark (Ed.) Physical properties of polymers

handbook, 2nd. Edition., pp:305-318. Springer, 2007.

- [6] H. F. Mark, Encyclopedia of Polymer Science and technology, 3rd. Ed., Polyesters, thermoplastics, Vol 7. P: 511. John Wiley and Sons, 2005.
- [7] D. R. Moore, A. Pavan, J. G. Williams, Fracture mechanics testing methods for polymers, adhesives and composites, pp: 188-195, ESIS Publications, 28, 2001.
- [8] S. L. Bazhenov, A. S. Kechek'yanB. Heating of Polymers during Neck Propagation, *Polymer Science, Ser. A*, 55(6), 404–414 (2013).
- [9] J. Karger-Kocsis, T. Czigány. On the Essential and Non-Essential Work of Fracture of Biaxial-Oriented Filled PET Film. *Polymer*, 37(12), 2433. (1996).
- [10] A. Al-Jabareen, S. Illescas, M. Ll. Maspoch, O. O. Santana. Essential work of fracture testing of PRrich PET/PC blends with and without transesterification catalysis. *J. Mater. Sci.*, 45(11), 2907-2915 (2010).
- [11] H. Chen, J. Wu. Understanding the underlying physics of the essential work of fracture on the molecular level. *Macromolecules*, **40**, 4322-4326 (2007)

EFECTO DE LA PRESENCIA DE UNA FIBRA VECINA EN EL FALLO DE LA MATRIZ EN MATERIAL COMPUESTO ANTE CARGAS BIAXIALES

C. Sandino, E. Correa, F. París

Grupo de Elasticidad y Resistencia de Materiales, Escuela Técnica Superior de Ingeniería, Universidad de Sevilla, Camino de los Descubrimientos s/n, 41092, Sevilla, España * Persona de contacto: ecorrea@us.es

RESUMEN

Los laminados de material compuesto fibroso son especialmente proclives al fallo transversal. Este tipo de rotura tiene su origen, a nivel de lámina, en el mecanismo de daño conocido como fallo de la matriz o entre fibras. Modelos numéricos micromecánicos previos de fibra única han demostrado cómo este mecanismo de daño está asociado a la generación de despegues en las interfases fibra-matriz (grietas de interfase) que, tras tres estados de crecimiento diferenciados que incluyen el internamiento en la matriz, dan lugar a la macro-grieta transversal.

El desarrollo de este mecanismo de daño ante diversas combinaciones de carga biaxial presenta diferencias en las fases de crecimiento que han sido analizados a la luz de la Mecánica de la Fractura de Grietas de Interfase. El trabajo aquí presentado da un paso más allá y se centra en el estudio numérico micromecánico mediante un modelo de Elementos de Contorno del efecto que produce la presencia de una fibra vecina sobre la evolución de una grieta de interfase alojada en otra fibra considerada como principal. Los resultados obtenidos permiten concluir qué disposiciones de la fibra secundaria respecto a principal actúan de agente acelerador del fallo y cuál es el efecto de la carga biaxial.

PALABRAS CLAVE: Fallo de la matriz; materiales compuestos; MEC; carga biaxial; modelo de dos fibras.

ABSTRACT

Fibrous composite materials are specially prone to transverse failure. This type of damage has its origin, at lamina level, in the mechanism known as matrix/inter-fibre failure. Previous numerical micromechanical (single fibre) models have shown how this mechanism of damage is associated with the generation of fibre-matrix debonds (interface cracks) that, after three different stages of growth including its kinking into the matrix, give rise to a transverse macro-crack.

The development of this mechanism of damage under different combinations of biaxial loads shows some differences in the aforementioned growth stages that have been analysed in light of Interfacial Fracture Mechanics. The work here presented gives a step forward and focuses on the micromechanical BEM study of the effect that the presence of a neighbouring fibre has on the evolution of the interface crack housed at the fibre considered as principal. The results obtained lead to identify the neighbouring fibre locations that act as accelerative agent on failure progression and to establish the effect of the biaxial load.

KEYWORDS: Matrix failure; Composites; BEM; Biaxial loading; Two-fibres model.

1. INTRODUCCIÓN

El análisis del mecanismo de daño conocido como fallo de la matriz/ entre fibras (generado en materiales compuestos fibrosos sometidos a cargas perpendiculares a la dirección de las fibras) ha sido ya tratado por los autores empleando modelos de una [1-5] y dos fibras [6-7] y considerando diversos casos de carga.

En los trabajos que tratan el caso de tracción uniaxial [1-5] se asume que el fallo se inicia con pequeños

despegues que aparecen en las interfases fibra-matriz en los puntos en los que la tensión radial es máxima (coincidentes con la dirección de la carga aplicada). A partir de ese momento el despegue crece inestablemente a lo largo de la interfase hasta alcanzar una extensión de 60°-70° coincidiendo con la aparición de una zona de contacto de tamaño finito en el fondo de grieta. En adelante el crecimiento en la interfase pasa a ser estable dando pie al internamiento de la grieta en la matriz. La coalescencia de las diferentes grietas en la matriz conduce a la macro-rotura final. En este artículo se emplea el modelo de Elementos de Contorno de dos fibras presentado en [6] para estudiar el caso de carga biaxial y evaluar la influencia de una fibra secundaria en el crecimiento del daño alojado en una fibra considerada como principal. Los resultados son comparados con los proporcionados por el mismo caso de carga pero en un modelo de fibra única. El estudio se centra en la morfología de la grieta y su propagación, analizando los resultados a la luz de la Mecánica de la Fractura de Grietas de Interfase [8].

2. MODELO NUMÉRICO

El estudio numérico se ha llevado a cabo empleado un modelo de elementos de contorno [9] y con un código desarrollado en [10]. Este código permite analizar problemas elásticos planos de contacto y grietas de interfase. El modelo empleado, Fig.1, representa el caso de una grieta de interfase que crece (hipótesis de deformación plana) a la lo largo de una fibra principal ante la presencia de una fibra secundaria. Se considera simetría respecto al eje x para poder comparar con estudios previos [5,6]. Nótese que el modelo completo consta entonces de 3 fibras.

El Sólido 1 representa a la matriz y los Sólidos 2 y 3 a las fibras primaria y secundaria respectivamente. El radio de las fibras es $r_1=7.5\cdot10^{-6}$ m, y las dimensiones de la matriz (a=b=100· r_1) suficientemente grandes como para evitar los efectos de borde. La posición de la fibra secundaria se define por los parámetros r_2 y θ_2 que serán variados para analizar su efecto. En este estudio se toma como valor de partida $r_2=r_2^{0}=2.416\cdot r_1$, que se corresponde con la distancia calculada en una disposición hexagonal de fibras con $V_f= 62\%$

Los materiales elegidos para el análisis se corresponden con un sistema fibra de vidrio- matriz epoxi, Tabla 1.

Los casos de carga biaxial analizados emplean la notación T-*n*T/T-*n*C, donde la primera T representa la tracción aplicada en el eje x nominalmente responsable del fallo (σ_0) y *n*T/*n*C la tracción/compresión aplicada en la dirección del eje y, que es una porción de la aplicada en el eje x gracias al coeficiente *n* (siendo *n*=0, 0.25, 0.5, 0.75, 1).

Para describir el problema desde el punto de vista de la Mecánica de Fractura se emplea el Índice de Liberación de Energía, *G*. Su cálculo se realiza en base a [11] empleando la siguiente expresión para una grieta circular que pasa de una extensión θ_d , Fig. 1, a $\theta_d + \Delta \theta_d$ ($\Delta \theta_d < < \theta_d$):

$$G(\theta_d, \Delta \theta_d) = \frac{1}{2\Delta \theta_d} \int_{\theta_d}^{\theta_d + \Delta \theta_d} \begin{bmatrix} \sigma_{rr}(\theta_d + \theta) \Delta u_r(\theta_d - \Delta \theta_d + \theta) + \\ + \sigma_{r\theta}(\theta_d + \theta) \Delta u_\theta(\theta_d - \Delta \theta_d + \theta) \end{bmatrix} d\theta \quad (1)$$

Donde θ es la coordenada circunferencial referida al eje x, σ_{rr} and σ_{rr} son, respectivamente, la tension radial y

tangencial a lo largo de la interface y Δu_r and Δu_θ los desplazamietos relativos de los labios de la grieta. El valor de $\Delta \theta_d$ considerado en este estudio es de 0.5°.

Los valores de *G* obtenidos se representan adimensionalizados por G_0 que, en base a [12, 13] se define como:

$$G_0 = \left(\left(1 + \kappa^m \right) / 8 \mu^m \right) \sigma_0^2 r_1 \pi \tag{2}$$

donde $\kappa^m = 3 - 4\nu^m$ y μ^m es el modulo de cizalladura de la matriz.



Figura 1. Modelo con fibra principal dañada y fibra secundaria no dañada.

Tabla 1. Propiedades elásticas del material.

Material	Módulo de	Coeficiente de
	Young, E (Pa)	Poisson, v
Matriz	$E^{m}=2.79\cdot10^{9}$	$v^{m} = 0.33$
(epoxi)		
Fibra	$E^{f}=7.08\cdot10^{10}$	$v^{f}=0.22$
(vidrio)		

3. CASO T-nT: ÍNDICE DE LIBERACIÓN DE ENERGÍA

En este apartado se presentan los resultados del índice de liberación de energía (Eq. (1)) calculados para una grieta que crece a lo largo de la interfase fibra-matriz. Se asume un despegue inicial $\theta_d=10^\circ$ para todos los casos de carga T-*n*T considerados y se estudia tanto el caso de una sola fibra como el de dos fibras.

Con referencia al caso de dos fibras, es importante destacar que, para n=0, 0.25, 0.5 y todas las posiciones de la fibra secundaria, el estudio de la tensión radial en la interfase garantiza idéntico lugar de aparición del daño que en el caso de fibra única: Para n=0.75, 1, aunque este hecho no está asegurado se procede también a su estudio para tener una vision completa del efecto de la carga secundaria.

Los resultados obtenidos para el caso de fibra única se presentan en la Fig. 2 y coinciden con lo expuesto en [5]. En concreto, Fig. 2a, en los casos n=0.25 y 0.5 el nivel de *G* aumenta frente al caso de fibra única mientras que para n=0.75 y 1 se mantiene. Se observa

que la contribución del Modo I es más importante a medida que *n* aumenta, es decir, el nivel de G_I aumenta y su desaparición se detecta para despegues mayores (lo que traslada la posición del máximo de G para los casos n=0.75 y 1). Por otro lado, el valor de G asociado al primer despegue considerado ($\theta_d=10^\circ$), disminuye a medida que la tracción secundaria aumenta. Este hecho indica que hace falta un nivel de carga superior para que la propagación se inicie, lo que implica un efecto protector de la carga secundaria frente al fallo.



Figura 2. G/G_0 , $G_{l'}/G_0$ y $G_{ll'}/G_0$ frente a θ_d (caso de fbra única): a) n=0, 0.25, 0.5; b) n=0.5, 0.75, 1. (T-nT)

Los resultados (G frente a θ_d) del caso de dos fibras $(r_2 = r_2^0 \text{ and } 25^\circ \le \theta_2 \le 155^\circ)$ están representados en la Fig. 3 para todos los valores de n considerados y una selección de valores de θ_2 . Se observa que los casos $\theta_2=25^{\circ}$ y $\theta_2=155^{\circ}$ (Figs. 3a y 3d) presentan la misma tendencia a medida que *n* crece: el nivel de *G* disminuye hasta que la posición de la grieta de interfase es de $\theta_d \approx 80^\circ - 100^\circ$, y aumenta para despegues mayores. Para valores intermedios de θ_2 (θ_2 =60° y θ_2 =120°) la tendencia es distinta (Figs. 3b y 3c): el nivel de G no se altera para n=0, 0.25, 0.5 pero aumenta notablemente para n=0.75, 1. En general se observa que a medida que n aumenta las evoluciones de G para todos los valores de θ_2 tienden a su correspondiente caso de fibra única: por tanto, el efecto de la carga secundaria parece más importante que el de la presencia de la fibra vecina.



Figura 3. G/G_0 frente a θ_d para n=0, 0.25, 0.5, 0.75, 1: a) $\theta_2=25^\circ$, b) $\theta_2=60^\circ$, c) $\theta_2=120^\circ$, d) $\theta_2=155^\circ$. (T-nT)

A continuación se elige el caso n=0.5 para así evaluar el efecto de la fibra secundaria separadamente del de la carga secundaria. La Fig. 4 presenta las evoluciones G, G_I and G_{II} para distintos θ_2 para los casos n=0 y 0.5. Se observa que cuando la fibra secundaria están alineadas aproximadamente con la carga exterior primaria $(25^{\circ} \le \theta_2 \le 40^{\circ} \text{ y } 140^{\circ} \le \theta_2 \le 155^{\circ})$, G está total o parcialmente por encima de las evoluciones de fibra

única; para el resto de valores de $\theta_2 G$ es inferior. Este resultado ya se exponía y explicaba en [6] para el caso de carga uniaxial aunque las diferencias en *G* encontradas en el caso *n*=0.5 son mayores que las allí expuestas.

Si se obsevan ahora los valores de *G* asociados al primer despegue considerado ($\theta_d=10^\circ$), se comprueba que están por debajo del valor de fibra única para la mayoría de los valores de θ_2 , intensificando el efecto inhibidor provocado por la carga biaxial. Sólo el rango $140^\circ \le \theta_2 \le 155^\circ$ difiere: $G(\theta_d=10^\circ)$ llega a estar por encima del caso uniaxial implicando un efecto acelerador en el inicio del daño. Esta tendencia se observa también para todo el rango $n \le 0.5$, mientras que para n > 0.5 la inhibición del daño se produce para todo valor de θ_2 .

Volviendo al caso n=0.5, la distribución de G_I presenta diferencias significativas para $25^{\circ} \le \theta_2 \le 50^{\circ}$ con referencia al caso de fibra única, tanto en el nivel de la curva como en la posición del máximo (que se produce para $\theta_d \approx \theta_2$). Para $50^{\circ} \le \theta_2 \le 120^{\circ}$ G_I permanence por debajo del caso de fibra única mientras que para $130^{\circ} \le \theta_2 \le 155^{\circ}$ está por encima. La desaparición de G_I se produce para valores mayores de θ_d que en el caso de fibra única para $40^{\circ} \le \theta_2 \le 60^{\circ}$.



Figura 4. G/G_0 , G_1/G_0 y G_{11}/G_0 frente a θ_d para n=0.5 y una selección de valores de θ_2 . (T-nT)

En referencia a la distribución de G_{II} , el máximo se alcanza para $\theta_d=70^\circ$ en el caso de fibra única. Para los casos de dos fibras en los que $40^\circ \le \theta_2 \le 70^\circ$ el máximo se alcanza para valores mayores de θ_d que el caso de fibra única, mientras que para $80^\circ \le \theta_2 \le 140^\circ$ el máximo se produce para valores menores.

4. CASO T-nT: PROPAGACIÓN DE LA GRIETA DE INTERFASE

El fin del crecimiento inestable de la grieta puede predecirse como se explica en [14], usando la estimación del valor crítico del índice de liberación de energía, G_c , que proporciona [14], y comparándolo con la correspondiente evolución de G:

$$G_{c}(\psi_{k}) = G_{lc} \left[1 + \tan^{2} \left[(1 - \lambda) \psi_{k} \right] \right]$$
(3)

siendo G_{lc} el valor de G_c para Modo I y λ el parámetro de sensibilidad al modo de fractura (en este estudio se ha tomado λ =0.25, valor típico para el sistema bimaterial bajo estudio). ψ_k es el ángulo de fase local y representa la evolución de la mixicidad a fractura, se puede calcular como se indica en [15]. En ausencia de datos experiementales directos, G_{lc} ha sido ajustado como se detalla en [5], haciendo que el valor de G_c asociado con el primer despegue considerado coincida con el valor inicial de *G* establecido para el caso uniaxial de una sola fibra. Como consecuencia, todas las evoluciones de *G* comienzan al mismo nivel y, por tanto, se necesita un valor distinto de carga para cada caso.

La Fig. 5 muestra la comparación entre las evoluciones de *G* y *G_c* obtenidas para el caso de fibra única y los casos biaxiales correspondientes a *n*=0, 0.25, 0.5. Los casos en los que *n*≥0.5 no se han incluido en la figura con el único propósito de simplificar ésta ya que muestran la misma tendencia que los representados. La comparación entre *G* y *G_c* determina una longitud de crecimiento inestable hasta $\theta_d \approx 55^\circ$ para T-0, $\theta_d \approx 60^\circ$ para T-0.25T y $\theta_d \approx 70^\circ$ para T-0.5T, coincidiendo con la aparición de zona de contacto de tamaño finito en el fondo de grieta. Este resultado también se determinó en [5].

El mismo enfoque ha sido empleado para el caso de dos fibras. La Fig. 6 muestra las evoluciones de *G* y *G*_c para una selección de valores de θ_2 y los mismos casos biaxiales. Se observa que, para $\theta_2=25^\circ$ y $\theta_2=40^\circ$ (Figs. 5a-b), no existen diferencias considerables entre las longitudes de crecimiento inestable obtenidas para los casos biaxiales bajo consideración ($\theta_d \approx 70^\circ$ y $\theta_d \approx 100^\circ$ respectivamente). Sin embargo, para $\theta_2=60^\circ$ y $\theta_2=80^\circ$ (Figs. 5c-d), a medida que la carga secundaria aumenta se consiguen mayores extensiones de la grieta en crecimiento inestable; en particular, para $\theta_2=60^\circ$ y n=0, 0.25, 0.5, el crecimiento inestable finaliza en $\theta_d \approx 40^\circ$, $\theta_d \approx 55^\circ$ y $\theta_d \approx 50^\circ$, respectivamente, y para $\theta_2=80^\circ$ y n=0, 0.25, 0.5, $\theta_d \approx 50^\circ$, $\theta_d \approx 55^\circ$ y $\theta_d \approx 65^\circ$.



Finalmente, para resumir y visualizar los resultados anteriores se presenta en la Fig. 7 el esquema de la situación final de la grieta tras el crecimiento inestable

(tanto para el caso de fibra única como para los casos biaxiales con una selección de valores θ_2).

Para n=0, 0.25, se observa que la grieta se extiende más que en el caso de fibra única para el rango $25^{\circ} \le \theta_2 \le 50^{\circ}$, siendo este rango de $25^{\circ} \le \theta_2 \le 60^{\circ}$ para el caso n=0.5. A medida que la carga secundaria aumenta este rango se amplía más aún ($40^{\circ} \le \theta_2 \le 100^{\circ}$ para n=0.75 y $50^{\circ} \le \theta_2 \le 120^{\circ}$ para n=1). Las posiciones para las que las longitudes de crecimiento inestable son menores que las del caso de fibra única son $60^{\circ} \le \theta_2 \le 90^{\circ}$ para n=0, $60^{\circ} \le \theta_2 \le 80^{\circ}$ para n=0.25, $80^{\circ} \le \theta_2 \le 90^{\circ}$ para n=0.5, $\theta_2 = 130^{\circ} \text{ y} \ 150^{\circ} \le \theta_2 \le 155^{\circ} \text{ para } n = 0.75 \text{ y} \ 25^{\circ} \le \theta_2 \le 30 \text{ y}$ $140^{\circ} \le \theta_2 \le 155^{\circ}$ (posiciones alineadas con la carga nominalmente responsible del fallo) para n=1. Además, el final de crecimiento inestable está relacionado con la aparición de una zona de contacto finito en el fondo de grieta para todos los casos bajo consideración, excepto para las posiciones $30^{\circ} \le \theta_2 \le 50^{\circ}$ para n=0, 0.25, en las que la grieta finaliza su crecimiento inestable sólo cuando ha desarrollado una zona de contacto de tamaño considerable.



Figura 6. $G/G_0 y G_c/G_0$ frente a θ_d para n=0, 0.25, 0.5: a) $\theta_2=25^\circ$, b) $\theta_2=40^\circ$, c) $\theta_2=60^\circ$, d) $\theta_2=80^\circ$. (T-nT)



Figura 7. Esquema de la extension final del despegue tras el crecimiento inestable (T-nT)

También se observa en la Fig.7 que, a medida que el nivel de la carga secundaria aumenta, las longitudes de

crecimiento inestable aumentan, aunque las diferencias entre todos los casos θ_2 y sus correspondientes casos de fibra única son menores. Este hecho sugiere que, a medida que el nivel de carga secundaria aumenta, los efectos producidos por la carga biaxial predominan sobre las alteraciones provocadas por la presencia de la fibra secundaria. Este hecho es similar al previamente observado en la Sección 3 en relación a las diferencias entre el nivel de las evoluciones de *G* con referencia al caso de fibra única.

5. CASO T-nT: EFECTO DE LA DISTANCIA ENTRE FIBRAS

La variación de la distancia entre fibras, r_2 , permite determinar el valor de este parámetro a partir del cual el efecto de la fibra secundaria es despreciable. Con el fin de obterner este valore se extendió el estudio presentado en las Secciones 3 y 4 a valores crecientes de r_2 . Los resultado presentados en [6] para el caso de carga uniaxial establecían que las alteraciones provocadas por la fibra secundaria se mantenían hasta $r_2/r_2^0=7$. En el estudio llevado a cabo en este trabajo con el modelo de dos fibras se comprueba que, a medida que *n* aumenta ese ratio disminuye. En concreto, para n=0.5 se obtiene $r_2/r_2^0=5$, alcanzando $r_2/r_2^0=3$ para n=1.

6. CARGA SECUNDARIA DE COMPRESIÓN

El mismo enfoque empleado en las secciones anteriores ha sido aplicado a los casos T-nC, donde se aplica una carga secundaria de compresión cuyo valor varía también con el coeficiente n (n=0, 0.25, 0.5, 0.75, 1). En la Fig. 8 se observan las configuraciones correspondientes al fin del crecimiento inestable de la grieta para los mismos valores de θ_2 considerados en la Fig. 7 y todos los casos de carga secundaria de compresión. De forma general, se observa que la compresión secundaria conlleva menores longitudes de grieta asociadas al final del crecimiento inestable en comparación con el caso de tracción uniaxial, salvo para el caso θ_2 =40° (*n* =0.25, 0.5). Además, se observa que la disminución del crecimiento inestable asociada a la carga de compresión es considerablemente inferior al aumento provocado por la carga secundaria de tracción (Figura 7), salvo para los casos $40^{\circ} \le \theta_2 \le 60^{\circ}$ y *n*>0.5. En dichos casos, según el criterio establecido en la Sección 4, el crecimiento inestable asociado a la segunda etapa del mecanismo de fallo no se produce. Esta situación revela que, al contrario que en los casos T-nT, el aumento del valor de la carga secundaria acentúa las diferencias encontradas entre las distintas posiciones de la fibra secundaria y, por lo tanto, hace que la presencia de dicha fibra adquiera una relevancia mayor.



Figura 8. Esquema de la extension final del despegue tras el crecimiento inestable (T-nC)

Otro aspecto significativo de los casos T-nC es el aumento generalizado del nivel de G con respecto al caso de tracción uniaxial. Dicho aumento particularizado para el primer despegue considerado $(\theta_d=10^\circ)$ implica la necesidad de un nivel de carga inferior para que la propagación se inicie, implicando un efecto acelerador de la carga secundaria frente al fallo. Esta situación se cumple para todas las posiciones de la fibra secundaria salvo para $30^{\circ} \le \theta_2 \le 50^{\circ}$ puesto que los casos T-nC acentúan el efecto protector observado en [6].

7. CONCLUSIONES

- Caso de carga secundaria de tracción:

En referencia a la propagación de la grieta de interfase se observa que a medida que la carga secundaria aumenta: 1) el final de la propagación inestable se produce para mayores ángulos de despegue para un valor de θ_2 fijo, 2) las diferencias entre los distintos casos θ_2 con los correspondientes de fibra única son menores, y 3) los rangos de θ_2 para los que la longitud de crecimiento inestable aumenta respecto al caso de fibra única se amplían.

De acuerdo al valor incial de G, cuando la carga secundaria tiene un valor pequeño ((n=0.25, 0.5), la presencia de la fibra vecina (para la mayoría de las posiciones) intensifica el efecto inhibidor del desarrollo del mecanismo de daño observado en el caso de fibra única para los casos de carga biaxial [5]. Esta tendencia no se mantiene cuando la fibra vecina está aproximadamente alineada con la carga principal; en este caso se produce un efecto acelerador sobre la generación del fallo. Para niveles mayores de la carga secundaria (n=0.75, 1), la fibra vecina vuelve a mantener el efecto protector debido a la carga biaxial para todo el rango de θ_2 . En referencia a la distancia entre fibras, la total desaparición de los efectos producidos por la presencia de la fibra vecina se consigue para $r_2/r_2^0=7$, $r_2/r_2^0=5$ y $r_2/r_2^0=3$ para n=0, 0.5, 1 respectivamente. Consecuentemente, a medida que el nivel de carga secundaria aumenta, la distancia necesitada para ignorar las alteraciones producidas por la fibra vecina decrecen considerablemente.

Por último, es importante destacar que los resultados aquí presentados derivados del modelo de dos fibras sugieren que, a medida que el nivel de la carga secundaria aumenta, los efectos de la carga biaxial predominan sobre las alteraciones producidas por la presencia de la fibra vecina.

- Caso de carga secundaria de compresión.

En la mayoría de los casos se observa que la compresión secundaria conlleva menores longitudes de grieta asociadas al final del crecimiento inestable en comparación con el caso de tracción uniaxial. Además, también de manera general, se demuestra que la presencia de compresión secundaria tiene un efecto acelerador de la rotura

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al Ministerio de Educación, Cultura y Deportes la subvención de este trabajo a través de los proyectos MAT2016-80879-P y MAT2013-45069-P.

REFERENCIAS

- [1] F. París, E. Correa, V. Mantič. Kinking of transverse interface cracks between fibre and matrix. *Journal of Applied Mechanics*, **74**, 703–716, 2007.
- [2] F. París, E. Correa, J. Cañas. Micromechanical view of failure of the matrix in fibrous composite materials. *Composites Science and Technology*, 63, 1041–1052, 2003.
- [3] E. Correa, E.K. Gamstedt, F. París, V. Mantič. Effects of the presence of compression in transverse cyclic loading on fibre-matrix debonding in unidirectional composite plies. *Composites Part A*, **38**, 2260–2269, 2007.
- [4] E. Correa, V. Mantič y F. París. Effect of thermal residual stresses on the matrix failure under transverse tension at micromechanical level. A numerical and experimental analysis. *Composites Science and Technology*, **71**(5), 622–629, 2011.
- [5] E. Correa, F. París, V. Mantič. Effect of the presence of a secondary transverse load on the

inter-fibre failure under tension. *Engineering Fracture Mechanics*, **103**, 174–189, 2013.

- [6] C. Sandino, E. Correa, F. París. Numerical analysis of the influence of a nearby fibre on the interface crack growth in composites under transverse tensile load. *Engineering Fracture Mechanics*, 168, 58–75, 2016.
- [7] C. Sandino, E. Correa, F. París. Study of the influence of a nearby fibre on the interface crack growth under transverse compression. *Engineering Fracture Mechanics, in press.*
- [8] V. Mantič, A. Blázquez, E. Correa, F. París, Analysis of interface cracks with contact in composites by 2D BEM, in M. Guagliano and M.H. Aliabadi, editors. Fracture and Damage of Composites, pp. 189–248. WIT Press, Southampton, 2006.
- [9] F. París, J. Cañas, Boundary Element Method. Fundamentals and Applications. OUP, Oxford, 1997.
- [10] E. Graciani, Formulation and implementation of BEM for axisymmetric problems with contact. Application to characterization of the fibre-matrix interface in composites. Tesis, Universidad de Sevilla, 2006.
- [11] G.R. Irwin. Analysis of stresses and strain near the end of a crack transversing a plate. *Journal of Applied Mechanics*, **24**, 361–364, 1957.
- [12] M. Toya. A crack along the interface of a circular inclusion embedded in an infinite solid. *Journal of Mechanics and Physics of Solids*, **22**, 325–348, 1974.
- [13] Y. Murakami, Stress Intensity Factor Handbook. Pergamon Press, Oxford, 1988.
- [14] J.W. Hutchinson, Z. Suo. Mixed mode cracking in layered materials. *Advanced Applied Mechanics*, 29, 63–191, 1992.
- [15] V. Mantič, F. París. Relation between SIF and ERR based measures of fracture mode mixity in interface cracks. *International Journal of Fracture*, 130, 557–569, 2004.

INICIACIÓN Y CRECIMIENTO DE GRIETAS EN LAMINADOS DE MATERIALES COMPUESTOS BAJO LA ACCIÓN DE CARGAS DE TRACCIÓN TRANSVERSALES.

L. Moreno, L. Távara^{*}, E. Correa.

Grupo de Elasticidad y Resistencia de Materiales. Escuela Técnica Superior de Ingeniería. Universidad de Sevilla. Camino de los Descubrimientos s/n, 41092. Sevilla-Spain. * Persona de contacto: Itavara@us.es

RESUMEN

Uno de los principales mecanismos de fallo que aparece en los materiales compuestos es el denominado fallo de la matriz o entre fibras. Este mecanismo de daño se produce en la interfase fibra-matriz y está asociado al despegue de la misma cuando los modelos están sometidos a la acción de cargas transversales a las fibras. En este trabajo se busca predecir la iniciación y crecimiento de grietas en la interfase fibra-matriz de un laminado de material compuesto. Para ello, se ha modelado el comportamiento de la interfase utilizando un Modelo de Interfase Elástica-Lineal Frágil (LEBIM) aplicándose un algoritmo de resolución construido en Python, llamado Análisis Secuencial Lineal (SLA) que se ha implementado en el código comercial basado en el método de elementos finitos ABAQUS. Los resultados obtenidos muestran que la iniciación y el crecimiento de la grieta en un laminado pueden verse afectados por la cantidad de fibras que aparecen en el espesor del laminado de material compuesto y por la proximidad de las mismas.

PALABRAS CLAVE: Material compuesto, Fallo de la matriz, Laminado, Grieta de interfase, Despegue.

ABSTRACT

One of the main failure mechanisms occurring in composite materials is the so-called matrix failure, also named interfiber failure. This failure mechanism is characterized by the debonding of some fibres when transverse loads are driving the failure process. In the present study, the prediction of a crack initiation and growth within a fibre-matrix interface is aimed. To this end, the behaviour of the fibre-matrix interface is characterized using a Linear Elastic Brittle Interface Model (LEBIM) and applying a resolution algorithm built in Python called the Sequential Linear Analysis (SLA) that has been implemented in the commercial FEA code ABAQUS. Results show that the onset and growth of a crack within a laminate can be influenced by the number of fibres along the thickness of the composite laminate and by the distance between the fibres.

KEYWORDS: Composite materials, Inter-Fiber failure, Laminate, Interface crack, Debonding.

1.- INTRODUCCIÓN

El denominado fallo de la matriz o entre fibras que aparece en los materiales compuestos sometidos a cargas a tracción ha sido objeto de estudio previo de los autores [1,2]. Este fallo se produce en las direcciones transversales a la aplicación de la carga y, según [3,4], la iniciación del mismo podría estar vinculada al fallo de la matriz o al despegue entre la matriz y la fibra. En estos estudios previos se hace la suposición de que el fallo comienza con la aparición de pequeños despegues en la zona de la interfase identificándose durante el desarrollo del mismo las siguientes etapas (ver Figura 1):

Etapa 1: Iniciación de la grieta en la interfase. Se asume que la tensión radial controla el fallo.

Etapa 2: Crecimiento inestable y simétrico de la grieta hasta un semi-ángulo de aproximadamente 70°.

Etapa 3: Cambio repentino de la dirección de crecimiento de la grieta en la interfase y avance de la misma hacia la matriz en una dirección perpendicular a la aplicación de la carga (Kinking)



Figura 1: Etapas de iniciación y crecimiento de la grieta.

El comportamiento de laminados de materiales compuestos ha sido estudiado por diversos autores [5,7], enfocándose hacia diferentes aspectos. Este trabajo se centra en las etapas 1 y 2 del fallo entre fibras en un laminado de material compuesto. El objetivo es buscar una herramienta que nos permita predecir la iniciación y crecimiento de grietas en las interfases fibra-matriz en dichos laminados. Se hace especial énfasis en el análisis del efecto del espesor de la lámina, así como en la proximidad de las fibras. Para ello, se ha modelado la interfase usando el Modelo de Interfase Elástica-Lineal Frágil (LEBIM). Adicionalmente, se ha aplicado un algoritmo de resolución lineal llamado Análisis Lineal Secuencial (SLA) que es capaz de modelar problemas con presencia de grandes inestabilidades.

La estructura del artículo se detalla a continuación. En la sección 2 se presentan las herramientas numéricas utilizadas. En la sección 3 se describe el modelo bajo estudio y en la sección 4 se muestran los resultados obtenidos. Finalmente, en la sección 5 se sumarizan las conclusiones obtenidas.

2.- HERRAMIENTAS NUMÉRICAS.

En esta sección se presentan las principales características de las herramientas numéricas usadas e implementadas en ABAQUS.

2.1. LEBIM (Modelo Interfase Elástica Lineal Frágil)

En primer lugar, presentaremos la ley constitutiva del modelo utilizado en la interfase, desarrollada por el Grupo de Elasticidad y Resistencia de Materiales de la Universidad de Sevilla [8,11], y, en segundo lugar, desarrollaremos el criterio de fallo empleado.

2.1.1. Ley constitutiva del modelo.

El comportamiento en la interfase se considera como una distribución continua de muelles que siguen una ley constitutiva que relaciona las tensiones y los desplazamientos relativos en los puntos de la misma. El comportamiento de la interfase, es indicado por el usuario en el modelo construido en ABAQUS [14]. Este modelo ha sido incluido a través de una subrutina, UMAT, la cual ha sido creada utilizando el lenguaje de programación FORTRAN.

Un punto cualquiera, x, de dicha interfase inicialmente sin dañar, seguirá un comportamiento elástico-lineal (1) cuya representación se observa en la figura 2.

Interfase Lineal Elástica:
$$\begin{cases} \sigma(x) = k_n \delta_n(x) \\ \tau(x) = k_t \delta_t(x) \end{cases},$$
(1)

siendo $\sigma(x)$ y $\tau(x)$ las tensiones normales y tangenciales respectivamente asociadas a un punto de la interfase, k_n y k_t la rigidez normal y tangencial de la distribución de muelles, y δ_n y δ_t los desplazamientos relativos normal y tangencial entre puntos opuestos de la interfase.

Por otro lado, cuando un punto, x, de la interfase está dañado la ley constitutiva no lineal que presenta el modelo será (2) y puede verse en la figura 3:

Interfase dañada:
$$\begin{cases} \sigma(x) = k_n \langle \delta_n(x) \rangle_- \\ \tau(x) = 0 \end{cases},$$

donde (\rangle_{\pm} representa la parte positiva o negativa de una función.

(2)



Figura 2: Comportamiento de la interfase no dañada modelado con LEBIM (a) normal (b) tangencial.



Figura 3: Comportamiento de la interfase dañada modelado con LEBIM (a) normal (b) tangencial.

2.1.2. Criterio de fallo.

El criterio de fallo de la interfase es un criterio energético asociado a cada punto, *x*, de la misma. Para ello, en cada punto se calculará la tasa de liberación de energía *G* (ERR=Energy Relase Rate) que será comparado con la tenacidad a la fractura G_c . El fallo del punto *x* se produce cuando $G(x) \ge G_c(\psi(x))$, donde $\psi(x)$ es el ángulo de mixticidad de los modos de fractura para cada punto *x* de la interfase [9,10,12]. El cálculo de la ERR se realiza utilizando la ecuación (3):

$$G(x) = G_I(x) + G_{II}(x)$$
(3)

donde tanto $G_I(x)$ como $G_{II}(x)$ coinciden con las áreas de los triángulos que pueden observarse en las figuras 2(a) y 2(b) respectivamente. Además, tanto la ERR en Modo I como la de Modo II pueden ser calculadas analíticamente utilizando las ecuaciones (4) y (5):

Modo I:
$$G_I(x) = \frac{k_n (\delta_n(x))_+^2}{2}$$
 (4)

Modo II:

$$G_{II}(x) = \frac{\kappa_t \delta_t^2(x)}{2} \tag{5}$$

Por otra parte, la tenacidad a la fractura que hemos empleado para este modelo es la propuesta por Hutchinson y Suo [13], representada por (6):

$$\bar{G}_{c}(\psi) = \frac{G_{c}}{G_{Ic}} = 1 + \tan^{2}[(1-\lambda)\psi]$$
(6)

donde $\overline{G_{Ic}}$ representa la tenacidad a la fractura en modo I, i.e. $\overline{G_{Ic}} = G_C(\psi = 0)$, mientras que el parámetro λ indica la sensibilidad al modo de fractura, estando su valor comprendido entre 0.2 y 0.3.

2.2 SLA (Análisis Lineal Secuencial)

La iniciación y crecimiento de una grieta en la interfase fibra-matriz es un problema que presenta inestabilidades que difícilmente se pueden detectar con los algoritmos de resolución incluidos en ABAQUS: Newton, Newton-Raphson etc. En este trabajo se ha aplicado un algoritmo de resolución conocido como "Sequential Linear Analysis" (SLA) que nos ha permitido obtener la solución incluso con la existencia de grandes inestabilidades. Este algoritmo ha sido desarrollado en el lenguaje de programación PYTHON y ha sido utilizado con anterioridad por diversos autores [8,11].

Para su correcta ejecución el algoritmo necesita el modelo construido por el usuario en ABAQUS (fichero .inp), el comportamiento de la interfase, incluido en ABAQUS a través de la subrutina UMAT (fichero .for), y, por último, un programa principal donde se ejecuta el algoritmo SLA y uno secundario donde se procesan las variables de interés para el usuario. Estos dos últimos han sido construidos en PYTHON.

El algoritmo va analizando los puntos de la interfase en cada iteración o paso de carga (el número total de pasos es indicado por el usuario). A cada paso de carga el algoritmo analizará los puntos de la interfase identificando los que están dañados. Los puntos dañados son almacenados para tenerlos en cuenta en la siguiente iteración. Para identificar el punto de la interfase que falla en cada iteración el algoritmo planteará un sistema de ecuaciones lineales donde se obtiene una solución elástica cuyas especificaciones han sido modeladas en LEBIM. En el análisis del fallo del punto se ha utilizado el criterio energético desarrollado en el apartado 2.1, identificando el punto que falla para una menor carga. Posteriormente, el algoritmo realizará una nueva iteración donde volverá a identificar el siguiente punto a fallar, utilizando un factor de carga (7):

$$F_{\rm m} = \text{Factor} = \sqrt{\frac{G_c(x)}{G(x)}} \tag{7}$$

Así, este algoritmo obtiene una variación gradual de las cargas o desplazamientos impuestos en el modelo. Por tanto, para cada iteración y en cada punto analizado podemos conocer el valor de la variable estudiada utilizando la relación (8) como se observa en la figura 4:

$$\Phi_{\rm m}({\rm x},{\rm F}_{\rm m}) = {\rm F}_{\rm m}\Delta_{\rm m}\phi({\rm x}) \text{ para } {\rm F}_{\rm m}=1,\ldots {\rm M} \qquad (8)$$



Figura 4: Evolución de una variable $\phi(x, F)$

3.- LAMINADOS 0/90.

En este trabajo hemos utilizado el programa ABAQUS [14] para realizar los modelos de laminados de materiales compuestos. Los laminados estudiados tienen una configuración 0/90 simétrica, con las láminas de 0° colocadas en el exterior con espesor H, mientras que la lámina de 90° se encuentra en el interior con espesor e. Los modelos incluyen diferentes espesores e y se analizan en base a la hipótesis de deformación plana (2D). Las geometrías están basadas en modelos previos [7], aunque se incluyen ligeras modificaciones. Inicialmente tomamos tres laminados de longitud 200 μ m con valores de *e* iguales a 20 μ m, 40 μ m y 60 μ m. Y, posteriormente, en lugar de utilizar la longitud completa se ha aplicado (en cada uno de los modelos) una condición de simetría para analizar cómo podía afectar el número de fibras en cada una de las partes de los tres laminados. Los modelos que finalmente se han usado pueden observarse en la figura 5 y en la figura 6. Se ha denotado la parte izquierda del laminado con la letra I y a la parte derecha con la letra D para cada valor de e. Se aplica la carga en desplazamientos (el valor de la misma puede ser cualquiera cuando se usa el SLA, dado que el algoritmo calculará el factor necesario para que falle el punto más crítico en cualquiera de las interfases) en uno de los extremos del laminado y se aplican condiciones de simetría en el otro extremo, adicionalmente se impide el movimiento como sólido rígido evitando el desplazamiento vertical de un punto.



Figura 5: Laminado de material compuesto zona I.



Figura 6: Laminado de material compuesto zona D.

En las tablas 1 y 2 están recogidas las propiedades de la interfase y de las láminas a 0° (incluidas como un material ortótropo) que se han utilizado en los modelos.

Tabla1. Propiedades de la interfase (LEBIM).

σ_{c} (MPa)	90
$\overline{G_{Ic}}$ (J/m ²)	2
λ	0.25
k _t /k _n	0.25
espesor h (µm)	0.01
Nº elementos	92

Tabla 2: Propiedades del material ortótropo.

$E_1/E_2 = E_3$	$v_{12}/v_{13}/v_{23}$	$G_{12}/G_{13} =$	N°	Dimen.
(GPa)		G ₂₃ (GPa)	elem.	(µm)
171.42/	0.32/0.4/	5.29/3.92	1400	L=100
9.08	0.32			H=75

En la lámina de 90° se incluye un modelo micromecánico que incluye explícitamente un conjunto de fibras inmersas en una matriz. Tanto las fibras como la matriz se han modelado como materiales isótropos dado su comportamiento en el plano. En el caso de la fibra, el material que se ha utilizado es carbono cuyo módulo de elasticidad en el plano, E, es 15.032 GPa, su coeficiente de Poisson, v, es 0.25273 y el radio de la misma es 2.60 μ m. El mallado de las fibras en todos los modelos incluye 1356 elementos/fibra. En la tabla 3 están recogidas el número de fibras de cada modelo estudiado.

Tabla 3. Número de fibras en cada modelo.

Espesor	N°Fibras (I)	N°Fibras (D)
20	52	48
40	101	101
60	159	160

La matriz usada es resina epoxi cuyo módulo de elasticidad, E, es 2.79 GPa, el coeficiente de Poisson, v, es 0.33 y cuya longitud es 100 μ m. En la tabla 4 se muestra el número de elementos de cada mallado y la fracción de volumen que ocupan las fibras en la matriz.

Tabla 4. Número de elementos de cada matriz y volumen ocupado.

e (I)	N°elem	%Vf	<i>e</i> (D)	N°elem	%Vf
20	19241	56.42	20	18686	51.35
40	36722	53.5	40	40392	53.5
60	57843	56.712	60	72528	57.068

4.- RESULTADOS.

Los resultados obtenidos muestran que el fallo de la lámina de 90° se produce por la unión de despegues que tienden a formar una grieta. También se observa que, a nivel local, los despegues que aparecen en las interfases fibra-matriz siguen las etapas 1 y 2 (Iniciación y crecimiento inestable).

En la Figura 7, se muestran los resultados obtenidos en el laminado con $e = 20 \ \mu m$. Los fotogramas ilustran la iniciación y evolución de la grieta para los pasos de carga de 50, 500 y 1000 respectivamente. En el modelo D se puede observar que el primer despegue se produce en una fibra aislada, i.e. los siguientes despegues no están alineados. Sin embargo, el segundo despegue se ubica en una zona donde luego se formará una grieta. Por otro lado, en el modelo I el primer despegue se encuentra ubicado en una zona donde a continuación se producirá una grieta que recorrerá el espesor completo de la lámina.



Figura 7: Iniciación y evolución de los despegues en un laminado con $e = 20 \mu m$.

En la Figura 8 se muestra la iniciación y el crecimiento de la grieta en el laminado con $e = 40\mu$ m. En ambos casos, tanto en el modelo D como en el I, el primer despegue se encuentra en una zona donde los despegues siguientes se producen en las fibras más cercanas a la primera, creando un camino a través del espesor de la lámina. Hasta que el primer camino de grieta (formado por la unión de despegues alineados) no alcanza todo el espesor de la lámina no se genera una nueva grieta transversal.



Figura 8: Iniciación y evolución de los despegues en un laminado con $e = 40 \ \mu m$.

Si observamos la iniciación y crecimiento de la grieta en el laminado de la figura 8 frente al de la figura 7, podemos indicar que el daño en el laminado es más agresivo a medida que el espesor va aumentando.

En la Figura 9, se muestran los resultados obtenidos para el caso del laminado con $e = 60 \ \mu\text{m}$. Si analizamos la evolución para los dos modelos observamos el mismo comportamiento que se producía para los casos con $e = 40 \ \mu\text{m}$.



Figura 9: Iniciación y evolución de los despegues en un laminado con $e = 60 \mu m$.

Para realizar un estudio de las deformaciones que producen los despegues, se representa la deformación aplicada al laminado versus el número de puntos de integración dañados. Específicamente, en la Figura 10, los resultados que se muestran son para el laminado con $e = 20 \ \mu$ m. La curva azul representa el modelo I y la curva roja representa el modelo D. La deformación en este laminado está en el rango 1% - 2.5% para los primeros 1000 puntos dañados. En esta gráfica se observa claramente una evolución en forma de picos y valles, cada uno de ellos asociado a un despegue en una pareja fibra-matriz. Cabe resaltar que desde un punto de vista físico la presencia de los valles está relacionada con el crecimiento inestable de los despegues. Esto implica que la aparición de la grieta en la lámina de 90° está asociada a una deformación aplicada en torno a 2.3% – 2.5% (valores de los picos). Es importante destacar que los modelos con e = 40 y 60 µm tienen un comportamiento similar al mostrado en la Figura 10, además se predice la aparición de la grieta con valores de deformación en torno al mismo valor.



Figura 10: Deformación aplicada en el laminado versus número de puntos de integración dañados.

5.- CONCLUSIONES.

En este trabajo se presenta una herramienta que permite predecir la iniciación y el crecimiento de despegues entre fibra y matriz en un laminado de material compuesto. La herramienta ha sido probada en seis modelos que incluyen un laminado 0/90 donde se han obtenido resultados muy similares en todos los casos. Las láminas de 0° se modelan como materiales ortótropos mientras que en las láminas de 90° se incluyen un conjunto de fibras inmersos en una matriz. En todos los modelos analizados los despegues aparecen alineados formando uno o más caminos de grieta en la lámina de 90°. Una vez que aparece el primer despegue se producen otros despegues en las fibras cercanas hasta que se forma una grieta a lo largo del espesor total de la lámina de 90°. Una vez completado este camino de grieta entonces aparece un nuevo despegue que formará un segundo camino de grieta. Esta es la secuencia que han seguido 5 de los modelos testados. La excepción es, el modelo 4D, en el que han aparecido despegues aislados antes de encontrar un camino de grieta en el laminado. En todos los modelos analizados, siempre se predice la formación de caminos de grieta, por tanto, la aparición de estos caminos parece ser independiente del espesor de la lámina de 90°. Por otro lado, se observa que para un laminado es importante el número de fibras

que lo componen y la proximidad de las mismas. A mayor número de fibras en más fácil encontrar una pareja de fibras críticas (cercanas) donde se produzca un despegue y se inicie el camino de la grieta. Adicionalmente, a mayor concentración de fibras cercanas, existe mayor probabilidad de que estas provoquen el fallo de las fibras circundantes, antes de buscar un nuevo camino de iniciación y crecimiento.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer la financiación de la Junta de Andalucía (Proyecto de Excelencia P12-TEP-1050), al Ministerio de Economía y Competitividad (proyectos MAT2015-71036-P y MAT2015-71309-P) y al Ministerio de Educación, Cultura y Deportes (proyectos MAT2016-80879-P y MAT2013-45069-P)

REFERENCIAS

- [1] F. París, E. Correa, V. Mantič. Kinking of transverse interface cracks between fibre and matrix. J Appl Mech (2007)74:703-16.
- [2] F. París, E. Correa, J. Cañas. Micromechanical view of failure of the matrix in fibrous composite materials. Comps Sci Technol (2003) 63:1041-52.
- [3] L. Asp, L.A. Berglund, R. Talreja. Effects of fiber ans interphase on matrix-initiated transverse failure in polymer composites. Compos Sci Technol (1996) 56(6): 657-65.
- [4] D.C. Foster, GP Tandon, M. Zoghi. Evaluation of failure behaviour. Exp Mech (2006) 46:217-43.
- [5] A. R. Meiro, P.P. Camanho, F.M.A. Pires, S. T. Pinho. Micromechanical analysis of polymer composites reinforced by unidirectional fibres: Part I-Constitutive modelling. Int J Solids Struct (2013) 50:1897-905.
- [6] A. R. Meiro, P.P. Camanho, F.M.A. Pires, S. T. Pinho. Micromechanical analysis of polymer composites reinforced by unidirectional fibres: Part II- Micromechanical analyses. Int J Solids Struct (2013) 50:1906-15.
- [7] A. Arterio, G. Catalanotti, A. R. Meiro, P. Linde, P.P. Camanho. Micro-mechanical analysis of the in situ effect in polymer composites laminates. Compos Struct (2014) 176:827-840.
- [8] 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.

- [9] L. Távara, V. Mantič, E. Graciani, F. París. BEM analysis of crack onset and propagation along fibre-matrix interface under transverse tensión using a linear elastic-brittle interface model. Eng Anal Bound Elem, (2011) 35:207-202.
- [10] V. Mantič, L. Távara, A. Blázques, E. Graciani, and F. París. A linear elastic-brittle interface model: application for the onset and propagation of a fibre-matrix interface crack under biaxial transverse loads. Int J Fract (2015) 195:15–38.
- [11] L. Távara, V. Mantič, E. Graciani, F. París. Modelling interfacial debonds in unidirectional fibre reinforced composites under biaxil transverse loads. Compos Struct (2016) 13(6):305-312.
- [12] L. Távara, J. Reinoso, D. Castillo, V. Mantič. Mixed-mode failure of interfaces studied by the 2D linear elastic-brittle interface model: Macroand micro-mechanical finite-element applications in composites. J Adhes. (2017) Online. https://doi.org/10.1080/00218464.2017.1320988
- [13] J.W. Hutchinson, Z. Suo. Mixed mode crcking in layered materials, Adv Appl Mech (1992) 29: 305-312.
- [14] Abaqus Inc. Abaqus user manual. Version 6.9. Dassault System Simulis Corp. Providence, RI USA, 2010.

INFLUENCIA DE LAS TENSIONES RESIDUALES TÉRMICAS EN EL EFECTO DE TAMAÑO EN LAMINADOS CRUZADOS DE MATERIALES COMPUESTOS

I.G. García, V. Mantič, A. Blázquez

Grupo de Elasticidad y Resistencia de Materiales, E.T.S. de Ingeniería, Universidad de Sevilla Camino de los Descubrimientos s/n, 41092 Sevilla, España E-mail: israelgarcia@us.es, mantic@us.es, abg@us.es

RESUMEN

En laminados cruzados de materiales compuestos sometidos a tracción se observa un efecto de tamaño (con el espesor del laminado) sobre la resistencia de las capas trasversales. Este efecto de tamaño no se puede explicar con los criterios de fallo utilizados habitualmente en estos materiales. Ello ha dado lugar a la propuesta de diversos modelos con el fin de explicar y predecir este efecto de tamaño. Estos modelos suelen basar sus fundamentos en diferentes hipótesis sobre cómo se inician las grietas ante cargas cuasiestáticas. La mayoría de ellos no tienen en cuenta el efecto de las tensiones residuales térmicas, que pueden llegar a ser importantes en este tipo de materiales debido a su proceso de fabricación. Se presenta aquí una metodología que permite, añadiendo un sólo término, que se calcula de forma analítica, introducir el efecto de las tensiones residuales en cualquier modelo que base su análisis en un análisis tensional o energético, como es el caso de casi todos los modelos. Los resultados muestran que el efecto de las tensiones residuales puede ser importante para materiales como el carbono/epoxi donde la reducción de resistencia puede llegar a ser del orden del 50 % de la resistencia total.

PALABRAS CLAVE: Materiales compuestos, Tensiones residuales térmicas, Efecto de tamaño, Laminados cruzados, Mecánica de la Fractura Finita

ABSTRACT

A size effect of the laminate thickness on the strength of the transverse ply is observed in laminates subjected to tension. This size effect cannot be explained with the failure criteria usually employed for these materials. As a consequence of this fact, several models have been proposed to explain and predict this size effect. These models are based on very different hypotheses about how the cracks initiate under quasistatic loading. Most of these models do not take into account the effect of the residual thermal stresses, which can be very relevant due to the fabrication procedures of these materials. Here, a new methodology is presented to introduce the effect of the residual thermal stresses in any criterion which is based on a stress or energy analysis (as most of the models). Results show that the effect of the residual thermal stresses can be very important, even reaching 50 % of the global strength of the transverse ply.

KEYWORDS: Composites, Residual thermal stresses, Size effect, Cross-ply, Finite fracture mechanics

1. INTRODUCCIÓN

El fallo en los materiales compuestos reforzados con fibra larga ha sido estudiado de forma intensiva en las últimas décadas debido a la creciente importancia de estos materiales en estructuras de alta responsabilidad. Sin embargo, la diversidad de sus modos de fallo y su complejidad provocan que el fallo de estos materiales no se encuentre completamente caracterizado. De hecho, a pesar del gran número de criterios de fallo que se han propuesto para estos materiales, aún hay fenómenos que escapan de la capacidad de predicción de los criterios más habituales, ver una revisión en [1]. De estos fenómenos, el más relevante y a la vez más ilustrativo de la incapacidad de los criterios tradicionales es el efecto de tamaño en laminados cruzados $[0/90]_s$. Cuando estos laminados se someten a tracción en la dirección de las capas externas el primer fallo ocurre típicamente en la capa central en forma de grietas transversales (donde las fibras son perpendiculares a la dirección de la carga). Como se ha observado en experimentos [2] la deformación a la cuál aparece este fallo varía con el espesor del laminado, especialmente para laminados muy delgados. Este efecto de tamaño no se puede predecir con los criterios de fallo habituales.

Desde la década de 1970, cuando se presentaron los primeros experimentos mostrando este efecto de tamaño, varios modelos se han propuesto con el fin de explicar y predecir este efecto. La mayoría de estos modelos se basan en diferentes hipótesis sobre cuando ocurre la iniciación de una grieta en un material cuasifrágil combinado con un análisis tensional [3], energético [2, 4, 5] o una combinación de ambos [6, 7, 8], ver una revisión en [9, 10, 11, 12]. Un punto débil común en casi todos estos modelos es despreciar el efecto de las tensiones térmicas, motivado probablemente por el hecho de que las tensiones térmicas no eran relevantes en los primeros experimentos debido al material y forma de fabricación empleadas. Sin embargo, en los actuales materiales compuestos de fibras de carbono y matrices termoestables las tensiones térmicas pueden ser muy importantes debido al fuerte contraste direccional en las propiedades termoelásticas.

En los laminados de estos materiales las tensiones residuales térmicas se producen durante el proceso de fabricación, cuando éste consiste en un curado a alta temperatura, caso habitual de muchos materiales compuestos estructurales. Durante el proceso de fabricación, una vez el material se ha curado a una cierta temperatura éste se enfría lentamente hasta que llega a la temperatura de servicio. Una vez que la temperatura desciende por debajo de la temperatura de transición vítrea las diferentes capas que componen el laminado no pueden dilatarse o contraerse térmicamente de forma libre sino que tienen que compatibilizar sus deformaciones con el resto de capas. Puesto que tanto las propiedades elásticas como los coeficientes de dilatación térmica van a depender de la dirección, en laminados no unidireccionales la dilatación o contracción libre de las capas con diferentes orientaciones no van a ser compatibles por lo que aparecerán tensiones residuales térmicas que aseguren la compatibilidad entre las diferentes capas.

En este trabajo se desarrolla una formulación general para incluir las tensiones térmicas en todos los modelos basados en un análisis tensional, energético o una combinación de ambos. El problema bajo estudio será el laminado representado en la figura 1. En primer lugar se estudia la inclusión de las tensiones térmicas en los modelos basados en un análisis tensional en la sección 2 y basados en un análisis energético en la sección 3 para después ser aplicados a modelos que combinen ambos análisis en la sección 4. En esta última sección se propone también un ejemplo de aplicación de esta metodología.

2. ANÁLISIS TENSIONAL

Los modelos basados en un análisis tensional para la iniciación de grietas se basan en definir unos valores admisibles para las componentes del tensor de tensiones en los puntos o la región más solicitada. En el caso del problema bajo estudio las tensiones antes de la aparición de ninguna grieta de un laminado sometido a una deformación impuesta de ε_{yy} pueden aproximarse mediante la Teoría del Laminado a partir de la siguiente expresión:

$$\sigma_{yy}^{(90)} = \tilde{E}_{22} \varepsilon_{yy} + \tilde{E}_{22} \alpha_2 \Delta T k^{0,\Delta T} - E_{22} \alpha_2 \Delta T k^{(90),\Delta T}, \quad (1)$$

donde E_{11} , E_{22} son los módulos de Elasticidad en la dirección paralela/perpendicular a la fibra, v_{12} es el coeficiente de Poisson correspondiente a esas direcciones, t_0



Figura 1: Laminado $[0/90]_s$ sometido a unos desplazamientos de valor $\varepsilon_{vv}L$ en uno de sus extremos.

y $2t_{90}$ son los espesores de las capas externas e internas y α_1 y α_2 son los coeficientes de dilatación térmica en las direcciones paralela y perpendicular a la fibra. Los términos \tilde{E}_{22} , $k^{0,\Delta T}$ y $k^{(90),\Delta T}$ son funciones explícitas de las propiedades termoelásticas y geométricas del laminado. Estas expresiones se han calculado [13] mediante la aplicación de la Teoría del Laminado y no se incluyen aquí por cuestiones de brevedad.

Los diferentes modelos tensionales discrepan en si el admisible hay que compararlo en el punto de máximas tensiones o a lo largo de un segmento o región alrededor de este punto. En este problema esta disyuntiva no genera ninguna diferencia porque el estado tensional (en la capa central) es uniforme. Así, para todos los criterios la condición para la iniciación se escribiría de la siguiente forma:

$$\tilde{E}_{22}\varepsilon_{yy} + \tilde{E}_{22}\alpha_2 \Delta T k^{0,\Delta T} - E_{22}\alpha_2 \Delta T k^{(90),\Delta T} \ge Y_{\rm t} \qquad (2)$$

donde Y_t es la resistencia transversal del material que se mediría en un ensayo con laminados unidireccionales con una carga perpendicular a la dirección de la fibra. En aquellos criterios que combinan un análisis tensional y un análisis probabilístico el término Y_t representaría una variable aleatoria con una determinada distribución de probabilidad.

La condición en (2) puede expresarse en función de las deformaciones ε_{yy} como:

$$\varepsilon_{yy} + \alpha_2 \Delta T k^{0,\Delta T} - \frac{E_{22}}{\tilde{E}_{22}} \alpha_2 \Delta T k^{(90),\Delta T} \ge \frac{E_{22}}{\tilde{E}_{22}} Y_{\varepsilon t} \qquad (3)$$

donde $Y_{\varepsilon t}$ es la deformación crítica transversal del material.

Se puede observar en la ecuación (3) que el efecto de las tensiones térmicas es equivalente a sumar una cierta deformación $\varepsilon^{\Delta T}$ a la mecánica:

$$\varepsilon^{\Delta T} = \alpha_2 \Delta T k^{0,\Delta T} - \frac{E_{22}}{\tilde{E}_{22}} \alpha_2 \Delta T k^{(90),\Delta T}$$
(4)

Así, en aquellos modelos basados en un análisis tensional se puede incluir el efecto de las tensiones térmicas mayorando o minorando el valor de las deformaciones mecánicas con el valor de $\varepsilon^{\Delta T}$ que es una función explícita de las propiedades del laminado.

3. ANÁLISIS ENERGÉTICO

Los modelos basados en un análisis energético propuestos para este problema se basan en el balance energético del Primer Principio de la Termodinámica entre el cambio en energía potencial $\Delta\Pi$, energía cinética ΔE_k y energía disipada E_d :

$$\Delta \Pi + \Delta E_{\rm k} = E_{\rm d}.\tag{5}$$

Este balance se puede interpretar tanto en términos de incrementos diferenciales (caso de los modelos basados en un crecimiento de una grieta/daño pre-existente) como en términos de un incremento finito (caso de los criterios de la mecánica de la fractura finita).

Asumiendo que el estado anterior es cuasiestático $\Delta E_k \ge 0$, el balance energético se puede escribir como:

$$\Delta \Pi \ge E_{\rm d}.\tag{6}$$

Se puede aceptar que las tensiones térmicas no van a tener un efecto apreciable en la energía disipada por lo que el análisis se centrará aquí en la influencia sobre el cambio en energía potencial elástica.



Figura 2: Problema base para el estudio de los criterios energéticos.

El fallo aparece como una grieta transversal como la que se puede observar en la figura 2. La evaluación de $\Delta\Pi$ se referirá por lo tanto al cambio en energía potencial elástica durante el avance (infinitesimal o finito según el criterio) de la longitud de esa grieta. Sea el crecimiento asumido infinitesimal o finito, $\Delta\Pi$ puede obtenerse a partir de la tasa de liberación de energía G(a), bien directamente o indirectamente.



Figura 3: Superposición de problemas para el cálculo de la tasa de liberación de energía G(a) de una grieta transversal.

Para identificar el efecto de las tensiones térmicas se procede a calcular G(a) mediante la superposición de los dos problemas que se muestran en la figura 3. Puesto que en ambos problemas la grieta se abre en modo 1 el factor de intensificación de tensiones (FIT) K se puede expresar en función de los FITs correspondientes a los problemas parciales como:

$$K = K_I = K_I^{\varepsilon} + K_I^{\Delta T} \tag{7}$$

y por lo tanto la relación entre los valores de G se puede expresar como:

$$G = \left(\sqrt{G^{\varepsilon}} + \sqrt{G^{\Delta T}}\right)^2 \tag{8}$$

asumiendo que no hay contacto entre las caras de la grieta en ninguno de los problemas parciales. Los términos G^{ε} y $G^{\Delta T}$ se refieren a la tasa de liberación de energía en los problemas parciales •^{ε} y •^{ΔT}.

Se ha utilizando un código de elementos de contorno para obtener G^{ε} y $G^{\Delta T}$ y se han adimensionalizado con t_{90} y la tensión $\sigma_{yy}^{(90)}$ que se encontraría en el problema parcial correspondiente en ausencia de grieta. De esta forma quedarían:

$$\hat{G}^{\varepsilon} = \frac{G^{\varepsilon}}{\left(\sigma_{yy}^{(90),\varepsilon}\right)^{2} \left(E_{22}/\tilde{E}_{22}\right)^{2} t_{90}/E_{22}}.$$
 (9a)

$$\hat{G}^{\Delta T} = \frac{G^{\Delta T}}{E_{22} \left(-\alpha_2 \Delta T k^{(90),\Delta T}\right)^2 \left(E_{22}/\tilde{E}_{22}\right)^2 t_{90}}.$$
 (9b)
donde el símbolo • representa la versión adimensional de cada una de las magnitudes.



(a) Tasa de liberación de energía de los problemas parciales térmico y mecánico.



(b) Diferencia relativa porcentual entre las tasas de liberación de energía entre los problemas parciales térmico y mecánico.

Figura 4: Valores para la tasa de liberación de energía obtenidos con el Método de los Elementos de Contorno.

La figura 4(a) muestra el valor de \hat{G}^{ε} y $\hat{G}^{\Delta T}$ obtenidos para un carbono/epoxi con las propiedades reflejadas en la tabla 1. Como se puede observar tanto en esta figura como en la figura 4(b) el valor de la tasa de liberación de energía es muy próximo en ambos casos siempre que se use una adimensionalización con las tensiones en ausencia de grieta. Esto significa que, en lo que al análisis energético concierne, la tasa de liberación de energía en el problema parcial térmico es equivalente al del problema mecánico usando una equivalencia que viene determinada por la forma de adimensionalizar G^{ε} y $G^{\Delta T}$. Así en adelante se trabajará con un valor $\hat{G} = \hat{G}^{\varepsilon} = \hat{G}^{\Delta T}$.

Introduciendo (9a) y (9b) en (8) se obtendría:

$$G = E_{22}t_{90}\left(\varepsilon_{yy} + \alpha_2\Delta T \left(k^{0,\Delta T} - \frac{E_{22}}{\tilde{E}_{22}}k^{(90),\Delta T}\right)\right)^2 \hat{G}.$$
 (10)

En los modelos que se basan en el crecimiento infinitesimal de una grieta/daño pre-existente para predecir el fallo, éste ocurrirá cuando G iguale la tenacidad a la fractura transversal G_c . Si se observa (10) los términos que dependen de ΔT aparecen sumados a la deformación mecánica ε_{yy} . De esta forma el efecto de las tensiones térmicas puede introducirse a partir de añadir una cierta deformación elástica residual $\varepsilon^{\Delta T}$ que además tiene la misma expresión (4) que el término encontrado en la sección 2 para el análisis tensional. Así la condición para el fallo en estos casos tendrá la siguiente forma:

$$E_{22}t_{90}\left(\varepsilon_{yy}+\varepsilon^{\Delta T}\right)^{2}\hat{G}\geq G_{c}.$$
(11)

En el caso de los modelos que se basan en un crecimiento finito de la grieta en la formulación aparecerá $\Delta \Pi$ entre dos estados diferentes. En este caso $\Delta \Pi$ puede obtenerse a partir de integrar *G* en la longitud de la grieta entre los dos estados:

$$\Delta \Pi = E_{22} t_{90} \left(\varepsilon_{yy} + \varepsilon^{\Delta T} \right)^2 \int_{\hat{a}_1}^{\hat{a}_2} \hat{G} d\hat{a} \quad \text{con } \hat{a} = \frac{a}{t_{90}} \quad (12)$$

donde \hat{a}_1 y \hat{a}_2 son las longitudes iniciales y finales de grieta correspondientes a los dos estados entre los que se evalúa el balance energético. Este resultado tendría que compararse con la energía disipada total:

$$E_{22}t_{90}\left(\varepsilon_{yy}+\varepsilon^{\Delta T}\right)^2\int_{\hat{a}_1}^{\hat{a}_2}\hat{G}d\hat{a} \ge G_{\rm c}\left(\hat{a}_2-\hat{a}_1\right) \qquad (13)$$

Como puede observarse en este caso, al igual que en el anterior, el efecto de las tensiones térmicas sigue pudiéndose introducir a partir de añadir un término que actua como deformación elástica residual $\varepsilon^{\Delta T}$.

En conclusión en aquellos modelos basados en un análisis energético, estén basados en un crecimiento infinitesimal o finito de la longitud de la grieta, la inclusión del efecto de las tensiones térmicas se reduce a incluir una deformación elástica residual $\varepsilon^{\Delta T}$ que se añade a la deformación mecánica.

E_{11} (GPa)	$E_{22}(\text{GPa})$	v_{12}	v_{23}
141.3	9.58	0.3	0.32
$G_{12}(\text{GPa})$	$G_{23}(\text{GPa})$	α_1 (°C μ m/m)	α_2 (°C μ m/m)
5	3.5	-1	26

Tabla 1: Propiedades del material empleado.

4. ANÁLISIS TENSIONAL-ENERGÉTICO

En las anteriores secciónes 2 y 3 se ha llegado a la conclusión de que tanto para los modelos basados en un análisis tensional como para aquellos basados en un análisis energético la inclusión del efecto de las tensiones térmicas en el problema bajo estudio se reduce a añadir una deformación elástica residual $\varepsilon^{\Delta T}$. Así, en aquellos modelos que combinen ambos enfoques (tensional y energético) ocurrirá lo mismo y la inclusión del efecto de las tensiones térmicas se reduce a añadir $\varepsilon^{\Delta T}$ a las deformaciones mecánicas. En el caso del criterio acoplado de la mecánica de la fractura finita el modelo predice la aparición de



Figura 5: Influencia de las tensiones térmicas en la predicción del efecto de tamaño por parte del criterio acoplado de la mecánica de la fractura finita para diferentes decrementos de la temperatura ΔT entre la temperatura de transición vítrea y la de servicio.

grietas transversales para un valor crítico de la deformación mecánica ε_{yy} ,

$$\frac{\varepsilon_{yy}}{Y_{\varepsilon t}} = \max\left(\frac{E_{22}}{\tilde{E}_{22}}, \gamma \sqrt{g(\Delta \hat{a}_{\min,g})}\right) - \frac{\varepsilon^{\Delta T}}{Y_{\varepsilon t}}$$
(14)

donde

$$g(\Delta \hat{a}) = \frac{1}{\int_0^{\Delta \hat{a}} \hat{G}(\hat{a}) \mathrm{d}\hat{a}}$$
(15)

y $g(\Delta \hat{a}_{\min,g})$ el mínimo absoluto de esa función en $0 \le \Delta \hat{a} \le 1$. El término γ representa un número de adimensional que caracteriza la fragilidad de la configuración:

$$\gamma = \frac{1}{Y_{\rm t}} \sqrt{\frac{G_{\rm c} E_{22}}{t_{90}}}.$$
 (16)

Este número adimensional [14] mide la tenacidad/fragilidad de la configuración del problema. Un valor alto de γ corresponde a una configuración tenaz mientras que un valor bajo corresponde a una configuración frágil.

Se puede observar que γ depende del semiespesor de la capa transversal del laminado. Este hecho implica que la dependencia de γ de la curva de fallo dada por el criterio acoplado en (14) encierra una dependencia de t_{90} y por lo tanto un efecto de tamaño. Así mismo se puede demostrar que $\varepsilon^{\Delta T}$ no depende de la escala aunque sí de ratios entre parámetros geométricos como por ejemplo t_0/t_{90} . Esto implica que el efecto de las tensiones residuales será independiente de la escala.

En la figura 5 se presenta el efecto de tamaño predicho por el criterio acoplado para un laminado cruzado con $t_0/t_{90} = 1$, las propiedades termoelásticas mostradas en la tabla 1, un valor de la resistencia transversal de $Y_t = 60$ MPa y de la tenacidad transversal de $G_c = 240$ J/m². En esta figura se representa la deformación crítica para la cuál se predice la aparición de la primera grieta en función del espesor de la capa central (transversal) del laminado para varios valores del decremento de temperatura entre la temperatura de transición vítrea y la temperatura de servicio. Se puede observar que el efecto de las tensiones térmicas se traduce en una traslación vertical de la curva lo que corresponde con el hecho de sumar una deformación elástica residual $\varepsilon^{\Delta T}$ que es independiente de la escala.

En la figura 5 se puede observar que para $\Delta T = -160^\circ$, que sería el esperable para el material utilizado, y para espesores por encima de aproximadamente 1 mm la inclusión de las tensiones térmicas supone una disminución de la resistencia aparente mayor que el 50 % con respecto a lo que se obtendría sin la inclusión de estas tensiones térmicas. Esto implica que para estos materiales y espesores el efecto de las tensiones térmicas no puede ser despreciado.

5. CONCLUSIONES

En este trabajo se ha desarrollado una metodología para incluir el efecto de las tensiones residuales térmicas de curado en los modelos para predicir la aparición de grietas transversales en laminados cruzados.

Se ha mostrado que para todos aquellos modelos que estén basados en un análisis tensional, energético o una combinación de ambos el efecto de las tensiones residuales térmicas se puede tratar de forma análoga: añadir a las deformaciones mecánicas una deformación elástica residual debida al efecto de las tensiones residuales térmicas. Esta deformación elástica residual se puede calcular usando la teoría del laminado obteniéndose una expresión analítica.

La aplicación de la metodología al criterio acoplado de la mecánica de la fractura finita muestra que el efecto de las tensiones térmicas puede ser muy importante, llegando a suponer una reducción de más del 50 % de la resistencia aparente.

AGRADECIMIENTOS

Las investigaciones que llevaron a los resultados que se reflejan en esta comunicación fueron realizadas con la financiación parcial del Ministerio de Educación (Ayuda FPU 2009/3968), del Ministerio de Ciencia e Innovación (Proyecto MAT2009-14022), el Ministerio de Economía y Competitividad y el Fondo Europeo de Desarrollo Regional (Proyectos MAT2012-37387 y MAT2015-71036-P) y la Junta de Andalucía (Proyectos P08-TEP-4051 y P12-TEP-1050).

REFERENCIAS

- F. París. A study of failure criteria of fibrous composite materials. Technical report, NASA CR-2001-210661, 2001.
- [2] A. Parvizi, K.W. Garrett, J.E. Bailey. Constrained cracking in glass fibre-reinforced epoxy cross-ply laminates. *Journal of Materials Science*, 13(1):195– 201, 1978.
- [3] D. S. Li, M. R. Wisnom. Evaluating Weibull parameters for transverse cracking in cross-ply laminates. *Journal of Composite Materials*, **31**(9):935– 951, 1997.
- [4] G. J. Dvorak, N. Laws. Analysis of first ply failure in composite laminates. *Engineering Fracture Mechanics*, 25(5-6):763–770, 1986.
- [5] Z. Hashin. Finite thermoelastic fracture criterion with application to laminate cracking analysis. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 44(7):1129–1145, 1996.
- [6] D. Leguillon. Strength or toughness? A criterion for crack onset at a notch. *European Journal of Mecha*nics and Solids, 21(1):61–72, 2002.
- [7] I. G. García, V. Mantič, A. Blázquez, F. París. Transverse crack onset and growth in cross-ply [0/90]s laminates under tension. Application of a coupled stress and energy criterion. *International Journal of Solids and Structures*, 51(23-24):3844– 3856, 2014.
- [8] I.G. García, B. J. Carter, Ingraffea A. R., V. Mantič. A numerical study of transverse cracking in crossply laminates by 3D finite fracture mechanics. *Composites Part B: Engineering*, **95**:475–487, 2016.

- [9] J. A. Nairn. Matrix microcracking in composites. En A. Kelly, C. Zweben, editores, *Comprehensive Composite Materials*, 2, 403–432. Pergamon, Oxford, 2000.
- [10] M. R. Wisnom. Size effects in composites. En A. Kelly and C. Zweben, editores, *Comprehensive Composite Materials*, 2, 23–47. Pergamon, Oxford, 2000.
- [11] I. G. García. Crack initiation in composites at micro and meso scales: Development and applications of finite fracture mechanics. PhD thesis, School of Engineering, University of Seville, 2014.
- [12] I. G. García, J. Justo, A. Simon, V. Mantič. Experimental study of size effect on transverse cracking in cross-ply laminates and comparison with the main theoretical models. (*en preparación*), 2018.
- [13] I. G. García, V. Mantič, A. Blázquez. The effect of residual thermal stresses on transverse cracking in cross-ply laminates. An application of the Coupled Criterion of the Finite Fracture Mechanics. *International Journal of Fracture (en revisión)*, 2018.
- [14] V. Mantič. Interface crack onset at a circular cylindrical inclusion under a remote transverse tension. Application of a coupled stress and energy criterion. *International Journal of Solids and Structures*, 46(6):1287–1304, 2009.

ESTUDIO DE LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DEL GLARE FABRICADO CON UNA RESINA EPÓXICA REFORZADA CON GRAFENO

D. Soto¹, R.Pedraza¹, R. Solís¹⁻², H. Palza², A. Monsalve^{3*}

¹Academia Politécnica Aeronáutica, Fuerza Aérea de Chile ²Departamento de Ingeniería Química, Facultad de Ciencias Físicas y Matemáticas, Universidad de Chile ³Departamento de Ingeniería Metalúrgica, Universidad de Santiago de Chile

* Persona de contacto: alberto.monsalve@usach.cl

RESUMEN

Se evaluaron las propiedades mecánicas de GLARE (Glass Reinforced Aluminium Laminated) dopado con dos dosificaciones (0.5% y 1% en peso) de TrGO (Thermally Reduced Graphene Oxide), con el fin de elevar la respuesta mecánica de este material compuesto en tracción y flexión. Los resultados indicaron un aumento en la rigidez y resistencia de GLARE al ser reforzado, principalmente con 0.5% de TrGO. Los resultados obtenidos fueron validados estadísticamente mediante el análisis de varianza de un solo factor.

Al comparar los resultados obtenidos con los de estudios anteriores, en donde se utilizaron nanotubos de carbono (NTC), se puede concluir que tanto en tracción como flexión el TrGO presenta su aporte significativo a 0,5%, mientras los NTC presentan su mayor contribución a 1%.

PALABRAS CLAVE: TrGO (Óxido de grafeno reducido térmicamente), Al 2024, GLARE, Tracción, Flexión.

ABSTRACT

Mechanical properties in tension and bending in two different proportions (0.5% and 1%wt) of TrGO (Thermally Reduced Graphene Oxide) doped GLARE (Glass Reinforced Aluminium Laminated) were examined in order to enhance the mechanical response of the composite material. The results show that strength and stiffness of GLARE were improved when reinforced mainly with 0.5% of TrGO. The results were statistically validated through of one factor variance analysis.

Comparing the present results with previous work of CNT (Carbon Nanotubes) it is possible to state that (a) TrGO in tension and bending properties show a significant contribution to 0.5%, while showing its major contribution CNT to 1%.

KEYWORDS: Thermally Reduced Graphene Oxide (TrGO), Al 2024, GLARE, Tension, Bending.

1. INTRODUCCIÓN

Dentro de los materiales compuestos utilizados en aeronáutica, se encuentran los materiales metálicos reforzados con fibras (FML), los cuales han contribuido notablemente al aumento de las expectativas de vida útil de las estructuras aeronáuticas, en el sentido de presentar una mayor resistencia a las cargas cíclicas, alta resistencia mecánica y rigidez, convirtiéndose en la tendencia del futuro en la mayoría de las aeronaves [1].

El GLARE es un material compuesto de estructura tipo sándwich, perteneciente al tipo FML, construido sobre la base de delgadas láminas de aluminio alternadas con capas de fibra de vidrio de alta resistencia preimpregnadas en una matriz epóxica. Fue desarrollado por primera vez a fines de la década de los ochenta en la Universidad Tecnológica de Delft, Holanda. Con el fin de aumentar la línea investigativa del GLARE, se origina la posibilidad de elevar sus propiedades mecánicas, reforzándolo con grafeno, el cual es considerado como el material del futuro por parte de la comunidad científica.

El grafeno es un alótropo del carbono, el cual tiene una estructura hexagonal de enlaces covalentes, la cual posee una hibridación sp². Presenta características como ser extremadamente duro, muy flexible y elástico, soportando grandes esfuerzos de flexión, permitiendo con ello un amplio campo de aplicaciones y disciplinas [2]. Dentro de las propiedades mecánicas del grafeno, se destacan su resistencia a la tracción de 130 [GPa] y su módulo de Young de 1 [TPa], haciéndolo el material más resistente mediante varios métodos, siendo utilizado para este estudio, el óxido de grafeno reducido térmicamente (TrGO).

Por otra parte, se tiene los nanotubos de carbono (NTC). Un nanotubo de carbono de pared sencilla, está formado por el enrollamiento de una capa de grafeno para formar un cilindro. Un nanotubo multipared se puede considerar, de manera similar, como un ensamble coaxial de nanotubos de pared sencilla. Por lo tanto, los nanotubos de carbono son objetos unidimensionales con una dirección bien definida a lo largo de un eje, similar a las direcciones en los planos del grafito. Los nanotubos multipared se han usado en matrices poliméricas o en sistemas metálicos para producir materiales más tenaces, fuertes y livianos, siendo utilizados en la industria aeronáutica y del transporte [4]. Dentro de las investigaciones realizadas con NTC en materiales compuestos, se puede mencionar el trabajo realizado por Garlaschi E. [5], quien evaluó la respuesta mecánica del GLARE constituido con una resina epóxica reforzada con NTC, en dosificaciones de 0,5% y 1%.

El presente trabajo consiste en estudiar las propiedades mecánicas del GLARE, en tracción y flexión, en sus condiciones sin reforzar y reforzado con TrGO en 0,5 y 1 % del peso total de la matriz. Estos resultados son comparados con los resultados obtenidos para GLARE con NTC.

2. MATERIALES Y PROCEDIMIENTOS

El material compuesto utilizado en la investigación corresponde al GLARE 3-2/1-0.47, el cual consiste en dos láminas de aluminio de 0,47 [mm] de espesor, reforzadas con una capa de fibra de vidrio orientada 0° y 90° con respecto a la dirección del laminado del aluminio.

El aluminio utilizado corresponde a una aleación 2024 -T3 bare, el cual fue sometido en una primera instancia a un fresado químico, y tratado superficialmente mediante un anodizado crómico, llevado a cabo en instalaciones de ENAER (Empresa Nacional de Aeronáutica). Respecto a la fibra de vidrio utilizada, ésta corresponde a una fibra S2-4533, mientras que la matriz polimérica está constituida por una resina epóxica L-20, con su respectivo endurecedor EPH 960.

La sintetización de TrGO fue llevada a cabo en instalaciones de la Facultad de Ciencias Físicas y Matemáticas de la Universidad de Chile, realizando en una primera etapa una oxidación de las láminas de grafito mediante un tratamiento con oxidantes fuertes, bajo la aplicación del método de Hummers y Offeman. Posteriormente, se realiza la reducción térmica a 600 °C.

La fabricación del material compuesto GLARE, se desarrolla en instalaciones de ENAER, utilizando para tal efecto la técnica de laminado manual. Para efectuar la mezcla resina – endurecedor con el reforzamiento de grafeno, se debe tener en cuenta la dispersión del grafeno en el endurecedor, ya que presenta menor viscosidad que la resina epóxica. La técnica de dispersión utilizada corresponde a un baño de ultrasonido, con el objetivo de alcanzar una homogeneidad en la mezcla. Este proceso se lleva a cabo a una frecuencia de 37 [KHz] por 20 [min]. Una vez obtenida la matriz polimérica de acuerdo a cada dosificación de TrGO, se realiza la impregnación de los constituyentes, con el fin de conformar la estructura sándwich. Finalmente, se realizan dos procesos de curado, el primero a 30°C por 16 [hrs] y el segundo a 60°C por 8 [hrs].

Para evaluar las modificaciones significativas de las propiedades mecánicas en tracción y flexión, se presenta en la tabla 1, la cantidad de muestras utilizadas para el correspondiente análisis estadístico.

Tabla 1. Número de probetas para cada ensayo mecánico.

Ensayo	Probetas por	Número total
	porcentaje	de probetas
Tracción	5	15
Flexión	5	15

El ensayo de tracción se realiza en la máquina de ensayo universal modelo Time WDW-300E, perteneciente al laboratorio de Física de ENAER, aplicado bajo lo establecido en la norma ASTM D 3039/D-08, a una velocidad de 0.37 [mm/min].

El ensayo de flexión se realiza en la máquina de ensayo universal Tinius-Olsen modelo L, perteneciente al laboratorio de SIMET – USACH, aplicado en base al método de tres puntos, bajo la norma ASTM D 790-10.

El procedimiento de análisis de resultados consta de una presentación gráfica, mediante el uso del software OriginPro 2017, mientras que los análisis estadísticos se realizan en el software MiniTab 17, el cual permite establecer bajo un análisis de varianza unifactorial (ANOVA) y método de comparación múltiple (Tukey), si existen o no modificaciones significativas en la respuesta mecánica del material al ser reforzado con 0.5% y 1% de TrGO en su resina epóxica.

3. RESULTADOS

En la figura 1, se presenta gráficamente el comportamiento mecánico del material en sus tres configuraciones, representado mediante la curva esfuerzo – deformación.

La zona A corresponde al rango elástico del material, en donde se presenta una relación lineal entre el esfuerzo aplicado y la deformación alcanzada, bajo la ley de Hooke. Este comportamiento elástico culmina en el punto B, el cual corresponde al límite de fluencia, en donde, una vez sobrepasado este esfuerzo, el material comienza a sufrir deformación plástica, originándose agrietamiento en la matriz epóxica.



Figura 1. Curvas esfuerzo – deformación representativas por dosificación, para GLARE sin reforzar y reforzado con 0.5% y 1% de TrGO.

El rango plástico se caracteriza por un aumento en la resistencia mecánica del material, lo cual se debe al endurecimiento por deformación, hasta alcanzar el esfuerzo tensil máximo, indicado por el punto D, momento en el cual se produce una caída del esfuerzo que está soportando el material, debido al corte de la fibra de vidrio. Posteriormente, es el aluminio quién comienza a soportar principalmente los esfuerzos aplicados, presentándose un comportamiento dúctil en el material representado por la zona E.

En la figura 2, se presentan los resultados obtenidos para el ensayo de flexión, mediante la curva carga – deflexión, para el GLARE no reforzado y reforzado con 0.5% y 1% de TrGO.



Figura 2. Curvas carga – deflexión representativas por dosificación, para GLARE sin reforzar y reforzado con 0.5% y 1% de TrGO.

Se puede mencionar en primera instancia, que las tres curvas se inician con una precarga promedio de 20 [N], alcanzando la máxima carga a una deflexión establecida de 10 [mm], de acuerdo al procedimiento y las características que posee la máquina utilizada en este estudio. La zona A corresponde al rango elástico del material, en donde la pendiente de la curva tiene directa relación con el módulo de elasticidad en flexión del material. El ensayo continúa hasta alcanzar la carga máxima del material, zona B, lo cual representa la resistencia del material a flexionarse plásticamente.

4. DISCUSIÓN

El comportamiento mecánico del material en tracción y flexión, de acuerdo a las distintas dosificaciones de refuerzo en su resina epóxica, son discutidas a continuación:

Ensayo de tracción: los resultados promedios por dosificación con su respectiva desviación estándar, para límite de fluencia, esfuerzo tensil máximo y módulo de elasticidad en tracción son presentados en las figuras 3 (a), (b) y (c) respectivamente.

La evaluación estadística de los resultados, reflejó un aumento significativo en el límite de fluencia (3.a) y esfuerzo tensil máximo (3.b) del material, sólo cuando se encuentra reforzado en 0.5% de TrGO, lo cual es validado mediante el modelo ANOVA (Análisis de varianza) y método de Tukey, con un 95% de confiabilidad. El aumento en la resistencia del material, corresponde a un 6.4% para límite de fluencia y 6.7% para esfuerzo tensil máximo, respecto al GLARE sin reforzar.





Figura 3. Propiedades mecánicas en tracción para GLARE, con incremento de % de TrGO: a) límite de fluencia b) UTS y c) módulo de elasticidad.

El aumento en la resistencia del material, se puede deber a que las nanopartículas de TrGO obstruyen y restringen el avance de grietas en la resina epóxica, generando además una red adicional de transferencia de esfuerzo, lo cual mejora la distribución de esfuerzos entre los constituyentes del GLARE, al estar reforzado con TrGO.

Respecto al módulo de elasticidad en tracción del material (3.c), la evaluación estadística indicó un aumento significativo en la rigidez del material para ambos porcentajes de reforzamiento, 0.5% y 1%. La contribución del reforzamiento en la respuesta mecánica corresponde a un aumento del 15.6% para 0.5% y un 13.1% para la dosificación de 1%.

El incremento en la rigidez del material, se puede explicar suponiendo que las nanopartículas de TrGO actúan restringiendo la deformación de la resina epóxica, debido al alto valor del módulo de elasticidad intrínseco del TrGO.

Respecto al superior desempeño mecánico que provee la dosificación de 0.5%, se puede inferir que a 0.5%, el grado de dispersión alcanzado posee mayor homogeneidad respecto a la de 1%, lo cual conduce a una mayor respuesta mecánica del material.

A continuación, en la tabla 2 se presenta un cuadro comparativo de los resultados obtenidos en este estudio, con respecto a la investigación realizada con NTC para el GLARE en sus tres configuraciones.

En primera instancia, se puede mencionar que tanto la influencia del TrGO como de NTC, proporciona un incremento en la resistencia y rigidez del material. Respecto al límite de fluencia y UTS, se puede indicar que para NTC, a diferencia del TrGO, la mayor respuesta mecánica del GLARE se presenta a 1%, incluso no presentando mejora alguna con 0.5% para límite de fluencia. Por otra parte, para el módulo de

elasticidad, el material compuesto presenta su mayor incremento en la rigidez para una dosificación de 0.5%, tanto para TrGO como NTC.

Tabla 2. Variación porcentual de TrGO y NTC, respecto al GLARE sin reforzar, para el ensayo de tracción.

	0,50%		1%	
	TrGO	NTC	TrGO	NTC
Límite de	+6.4%	0%	+2.2%	+5.4%
fluencia	+0,470	070	+2,270	+3,470
UTS	+6,7%	+4,5%	+1,2%	+10,3%
Módulo de	15 6%	17 704	12 104	13.80%
elasticidad	+13,0%	+7,770	+13,170	+3,070

Las diferencias presentadas en función de los porcentajes de cada reforzador, se relacionan a que no sólo el porcentaje en peso y el grado de dispersión influye en la respuesta mecánica del material, sino que también aspectos geométricos del refuerzo, como la forma tubular de los NTC a diferencia del TrGO, que posee una estructura laminar.

Ensayo de flexión: la influencia del TrGO en el desempeño mecánico a flexión del material, son mostrados en la figuras 4 (a) y (b), para carga máxima y módulo de elasticidad, con sus resultados promedios por dosificación y su respectiva desviación estándar.

El análisis estadístico de los resultados, indicó un aumento significativo en la carga máxima (4.a) del material para ambas dosificaciones, siendo considerada de mayor influencia a 0.5%, mientras que para el módulo de elasticidad en flexión, sólo 0.5% se puede establecer como un aumento significativo en la rigidez del GLARE. El aumento en la carga máxima soportada por el material, frente a una deflexión establecida, corresponde a un 10.7% para 0.5% de TrGO y 3.7% para 1% de TrGO.

Lo anterior, puede explicarse suponiendo que el TrGO colabora con la distribución de tensiones internas que se producen en la probeta durante el ensayo, proporcionando con ello una mayor resistencia tanto a la tracción (zona exterior de la probeta) como compresión (zona interior de la probeta).

Respecto al módulo de elasticidad en flexión del GLARE (4.b), la evaluación estadística indicó un aumento significativo en la rigidez del material sólo para 0.5%, ya que 1% si bien presentaba un aumento importante, no se puede establecer concretamente su contribución en la totalidad de los casos. La contribución del reforzamiento en la rigidez del material corresponde a un aumento del 5,5% para 0.5%.

El incremento en la rigidez del material, al igual que en el caso del ensayo de tracción, se relaciona con el rol que cumplen las nanopartículas de TrGO como partículas intrínsecamente rígidas. Finalmente, si estos resultados son comparados con el módulo de elasticidad en tracción, se pueden observar ciertas diferencias en la magnitud de los valores promedios, lo cual se debe a las características anisotrópicas que el material posee.



Figura 4. Propiedades mecánicas en flexión para GLARE, con incremento de dosificación de TrGO: a) carga máxima b) módulo de elasticidad.

A continuación, en la tabla 3 se presenta un cuadro comparativo de los resultados obtenidos para el ensayo de flexión, con respecto a los resultados obtenidos para el GLARE reforzado con NTC. Se puede establecer que tanto el TrGO como los NTC, generan un aumento en la respuesta mecánica del material.

Tabla 3. Variación porcentual de TrGO y NTC, respecto al GLARE sin reforzar para el ensayo de flexión.

	0,50%		1%	
	TrGO	NTC	TrGO	NTC
Carga máxima	+10,7%	2,7%	+3,7%	+36,4%
Módulo de elasticidad	+5,5%	+1,1%	+4,1%	+52,8%

Respecto a carga máxima, se puede mencionar que el TrGO proporciona un aumento significativo a una dosificación de 0,5%, siendo el aporte de los NTC superior en la dosificación del 1%. Por otra parte, el módulo de elasticidad posee análogo comportamiento de acuerdo al reforzamiento, presentando el mayor aumento a un 0,5% de TrGO y a 1% de NTC, siendo superior el aporte de los NTC. Las diferencias en los porcentajes de dosificación, se pueden atribuir a la influencia del factor geométrico en las respuestas mecánicas de materiales reforzados con nanopartículas.

5. CONCLUSIONES

Considerando los ensayos de tracción y flexión para el GLARE reforzado con 0.5% y 1% de TrGO, es posible concluir que la dosificación sugerida como reforzamiento corresponde a 0.5%.

En el ensayo de tracción, tanto el límite de fluencia como el esfuerzo tensil máximo se ven mejorados significativamente con la dosificación de 0.5%, mientras que en el módulo de elasticidad, ambas dosificaciones representan una contribución significativa en la rigidez del material.

Las muestras del ensayo de tracción, presentan fallas por delaminación en las tres configuraciones, siendo de mayor efecto a 1%, con respecto a las dos restantes.

Para el ensayo de flexión, se obtuvo una mejora significativa en la carga máxima que soporta el GLARE cuando se encuentra reforzado, para ambas dosificaciones de TrGO, siendo de mayor influencia a 0.5%. Por otra parte, el módulo de elasticidad en flexión, sólo se ve mejorado en su respuesta mecánica 0.5%.

Las muestras del ensayo de flexión evidenciaron una ausencia de delaminación, o falla aparente, manteniendo un núcleo compacto y homogéneo, lo cual permite inferir que la adición de TrGO a la resina epóxica del material, no altera la cohesión entre sus constituyentes sometidos a carga de flexión.

Comparando con los resultados obtenidos en un trabajo previo con NTC, se puede concluir que las propiedades mecánicas en tracción y flexión se ven mejoradas con 0.5% para TrGO, y con 1% para NTC, exceptuando el módulo de elasticidad en tracción, en donde ambos presentan su mayor contribución a la rigidez del material a 0.5%.

6. AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer a la Universidad de Chile, por el apoyo proporcionado en la sintetización de TrGO, a la Empresa Nacional de Aeronáutica (ENAER), por su colaboración con la fabricación del material compuesto GLARE, así como también a AFOSR (Air Force Office for Science and Research) de Estados Unidos, por el financiamiento otorgado, al laboratorio SIMET y a la Dirección de Investigación Científica y Tecnológica (DICYT) de la Universidad de Santiago de Chile.

7. REFERENCIAS

- T. Sinmazcelik, E. Avcu, M. Özgür, & O. Çobana. A review: Fiber metal laminates, background, bonding types and applied test methods, *Materials and Design*, Vol. 32, 3.671-3.685, 2011.
- [2] National Graphene Institute. The home of Graphene, http://www.graphene.manchester.ac.uk. Recuperado el 18 de Julio de 2016.
- [3] C. Garzón, Desarrollo de Materiales Compuestos de Polipropileno y Nanoestructuras de Carbono, Tesis Doctoral, Universidad de Chile, 2014.
- [4] G. Asdrúbal. El grafeno. Universidad de Antoquia, 2012.
- [5] E. Garlaschi, Estudio de las propiedades mecánicas de Tracción, Flexión y Lap-Shear en GLARE con resina reforzada con Nanotubos de Carbono, Tesis, Academia Politécnica Aeronáutica de la Fuerza Aérea de Chile, 2015.

INTERACCIÓN DE DAÑO ENTRE FIBRAS EN MATERIALES COMPUESTOS APLICANDO MECÁNICA DE LA FRACTURA DE GRIETAS DE INTERFASE

M.L. Velasco*, E. Correa, F. París

Escuela Técnica Superior de Ingeniería, Universidad de Sevilla C/ Camino de los descubrimientos s/n, 41092, Sevilla, España mvelasco7@us.es

RESUMEN

En laminados de material compuesto fibroso es habitual el daño entre fibras, despegues entre la fibra y la matriz, como primera evidencia de fallo de una lámina. Este daño, aparentemente insignificante, puede detonar la iniciación de un daño mucho mayor que desencadene el fallo catastrófico del laminado.

Como representativo del daño entre fibras, el trabajo aquí presentado estudia el efecto de la presencia de una fibra secundaria dañada sobre la evolución de una grieta de interfase situada en otra fibra, denominada como fibra principal, embebidas en una matriz infinita, sometido el conjunto a esfuerzos de tracción. Para ello se han desarrollado modelos micromecánicos de dos fibras empleando el Método de los Elementos de Contorno (MEC) con diferentes posiciones de la fibra secundaria dañada y diferentes tamaños de este daño. Los resultados se han analizado a la luz de la Mecánica de la Fractura de Grietas de Interfase, concluyendo qué configuración de posición y tamaño del daño de la fibra secundaria con respecto a la fibra principal es la más proclive para la progresión del daño.

Las conclusiones obtenidas de este trabajo serán aplicadas a modelos multiescala desarrollados para dilucidar el efecto escala en materiales compuestos.

PALABRAS CLAVE: Material Compuesto, Fallo de la Matriz, MEC, Mecánica de la Fractura de Grietas de Interfase.

ABSTRACT

The inter-fibre failure, i.e. debondings between the fibres and the matrix, is common in fibrous composite laminates as a first evidence of lamina failure. This damage, apparently insignificant, can develop the initiation of a greater damage that lead to the catastrophic failure of the laminate.

As a representative case of the inter-fibre failure, this work studies the effect of the presence of a secondary damaged fibre on the evolution of the interface crack housed at other fibre, called main fibre, both embedded in the matrix and subjected to tensile forces. For this purpose, two-fibre micromechanical models have been developed using the Boundary Element Method (BEM) with different ranges of the crack length of the secondary fibre and different relative positions between the two fibres. The results have been analysed in the light of Interfacial Fracture Mechanics, determining which are the relative positions and crack lengths that promote the damage progress.

The conclusions of this study will be applied to multiscale models to clarify the scale effect on composites materials.

KEYWORDS: Composites, Matrix/inter-fibre Failure, BEM, Interfacial Fracture Mechanics.

1.-INTRODUCCIÓN

El incremento en el uso de los materiales compuestos hace necesario entender sus mecanismos de daño para poder predecir el fallo de estos y tener la capacidad de diseñar estructuras cada vez más fiables y eficientes.

El fallo entre fibras, o despegues entre la fibra y la matriz, ha sido objeto de estudio en los trabajos de París et al [1]. Asumiendo la hipótesis de que el fallo transversal comienza con pequeños despegues entre la fibra y la matriz, es posible distinguir tres fases del mecanismo de daño en una lámina de material compuesto sometida a tracción uniaxial, representadas en la Figura 1, París et al [2]. La FASE I consiste en la nucleación de un pequeño despegue de la interfase entre la fibra y la matriz (ángulo total de despegue, $2\theta_d$, aproximadamente de 20 grados). Éste crecerá hasta alcanzar un valor $2\theta_d$ comprendido entre 130-140 grados (FASE II). Por último, el despegue abandonará la interfase penetrando y creciendo en la matriz en dirección perpendicular a la carga aplicada (FASE III).

El presente trabajo se centra en la segunda fase del daño, habiéndose realizado modelos de dos fibras para evaluar el efecto de la presencia de una fibra secundaria dañada sobre la evolución de una grieta de interfase existente situada en una fibra principal. Estos modelos se han desarrollado haciendo uso del Método de Elementos de Contorno (MEC), aplicando un programa desarrollado por Graciani et al [3] y se han empleado los conceptos de la Mecánica de la Fractura de Grietas de Interfase para analizar los resultados obtenidos.



Figura 1.- Fases del mecanismo de daño bajo tracción uniaxial en el caso de una única fibra.

El objetivo de este estudio es analizar cómo afecta el tamaño del daño y la posición de una fibra secundaria en la liberación de energía de una grieta de interfase situada en una fibra vecina, comparando las alteraciones que se producen con los resultados de los modelos de una única fibra, estudiados en [2], y con los modelos de dos fibras con la fibra secundaria sin dañar, desarrollados en [4].

2.- ESTUDIO DEL EFECTO DEL TAMAÑO DEL DAÑO DE UNA FIBRA EN UNA FIBRA CONTIGUA

Como anteriormente se ha mencionado, el daño en los materiales compuestos fibrosos comienza con la aparición de despegues de la interfase entre la fibra y la matriz, posteriormente, se produce una coalescencia de estos dando lugar a una mesogrieta perpendicular a la dirección de la carga que se propaga a lo largo de todo el espesor de la lámina. De ahí, la importancia de analizar el entorno en el que estos despegues aparecen aleatoriamente debido a las imperfecciones o defectos inherentes en el material.

En este estudio se busca conocer si la generación del daño en una fibra con interfase intacta puede verse afectada por el tamaño del daño de una fibra cercana, considerando en este apartado ambas fibras en dirección perpendicular a la carga.

Para caracterizar el problema desde el punto de vista de la Mecánica de la Fractura se ha empleado el parámetro G, energía liberada por la grieta de interfase. Este parámetro está basado en los desarrollos de Mecánica de la Fractura de Irwin [5] y ya fue usado en estudios micromecánicos por París et al [1,2].

2.1.- DESCRIPCIÓN DEL MODELO

El modelo micromecánico, representado en la Figura 2, está formado por dos fibras (una fibra principal, en la cual se ha calculado la liberación de energía en función del semiángulo de despegue, θ_d , y una fibra secundaria en la cual se va a variar el tamaño del daño, definido por el parámetro L_d , ángulo total de despegue de la fibra secundaria) embebidas en una matriz de grandes dimensiones (en comparación con el tamaño de las fibras) que puede suponerse infinita. Las fibras, al representar un compuesto de vidrio, tienen un radio de 7.5 µm y la distancia entre ellas, denominada *d*, es de 3.15 µm. Esta distancia se corresponde con la que tendrían las fibras si estuvieran dispuestas en un refuerzo hexagonal equivalente a un volumen de fibras del 62%. Tanto la fibra como la matriz, se han definido como sólidos isótropos y sus respectivas propiedades se detallan en la Tabla 1. Se ha aplicado una carga σ_0 de valor 1kPa (control en carga).



Figura 2.- Modelo micromecánico de dos fibras para analizar efecto del tamaño del daño, $L_{\rm d}$.

Tabla 1.- Propiedades elásticas de un compuesto de fibra de vidrio y matriz epoxi.

Material	Propiedades
Matriz (epoxy, isótropa)	E=2.79GPa, v=0.33
Fibra (vidrio, isótropa)	E =70.8GPa, v=0.22

2.2.- RESULTADOS DEL MODELO

``

El modelo ha sido analizado para diferentes valores de L_d que van desde 0 grados (interfase intacta de la fibra secundaria, es decir, sin daño) hasta 140 grados (longitud para la cual se asume que la grieta abandona la interfase y se produce el "kinking" hacia la matriz, París et al [2]). En los gráficos mostrados a continuación se representa la energía liberada en función del ángulo de semidespegue de la grieta de interfase, θ_d . Las Figuras 3 y 4 se corresponden con la energía liberada en Modo I y Modo II, respectivamente, mientras que en la Figura 5 se muestra la energía liberada total. Los valores de *G* se presentan adimensionalizados, dividiéndolos por G_0 (Toya [6] y Murakami [7]):

$$G_0 = \left(\left(1 + \kappa^m \right) / 8\mu^m \right) \sigma_0^2 r_1 \pi \tag{1}$$

donde $\kappa^m = 3 - 4\nu^m$, μ^m es el módulo de cizalladura de la matriz, σ_0 es la carga aplicada y r_1 es el radio de la fibra. Los resultados energéticos van a ser comparados con los del modelo de una única fibra, denominado caso de referencia.

Para caracterizar el problema con la Mecánica de la Fractura, a través del uso del parámetro *G*, se ha empleado el modelo abierto de Rice [8] de grietas de interfase hasta aproximadamente un valor de 70 grados del ángulo de despegue. Por otro lado, para $\theta_d > 70^\circ$, aparece una zona de contacto que tiene un tamaño físico y se aplica el modelo cerrado de grietas de interfase de Comminou [9].

Analizando las evoluciones energéticas obtenidas, se tiene que para valores pequeños de θ_d , el despegue está orientado en dirección perpendicular a la carga y es dominante el Modo I. En la Figura 3, se observa que el caso más favorable para que se genere el daño es cuando L_d toma un valor de 140 grados, ya que se produce una mayor liberación de energía (incluso cuando se produce el inicio del daño, $\theta_d = 10^\circ$). Cuando el despegue crece, la grieta se propaga en modo mixto, el cual se transforma en Modo II puro cuando alcanza valores de θ_d cercanos a los 60-70 grados. La Figura 4 representa la evolución energética en Modo II, mostrando también una mayor liberación de energía en el caso de $L_d=140^\circ$.



Figura 3.- Evolución energética del Modo I para diferentes valores del despegue (daño por el mismo lado, SS) en la fibra secundaria.



Figura 4.- Evolución energética del Modo II para diferentes valores del despegue (daño por el mismo lado, SS) en la fibra secundaria.

Una visión global de la energía liberada total se aprecia en la Figura 5. De ésta, puede deducirse que la presencia de una segunda fibra (con o sin daño) hace más probable la progresión del daño, ya que todas las curvas de los casos analizados se sitúan por encima del caso de referencia (modelo de una única fibra). Por otro lado, cuando existe la presencia de una fibra secundaria, si ésta tiene un daño $L_d < 64^\circ$, ello tiene un efecto protector sobre la fibra vecina (ya que la energía liberada por la fibra en la que se va a generar el daño es menor que cuando existe la fibra secundaria sin dañar) y si $L_d > 64^\circ$, tiene un efecto acelerador, siendo el caso más perjudicial $L_d=140^\circ$.



Figura 5.- Evolución de la energía total liberada para diferentes valores del despegue (daño por el mismo lado, SS) en la fibra secundaria.

3.- ESTUDIO DEL EFECTO DE LA POSICIÓN DE UNA FIBRA DAÑADA EN UNA FIBRA CONTIGUA.

El efecto en el despegue de una fibra de la presencia de otra fibra en diferentes posiciones y a diferentes distancias ha sido estudiado por Sandino et al [4]. En este caso se va a llevar a cabo un análisis de la energía liberada por un despegue entre fibra y matriz cuando existe una segunda fibra dañada a una distancia fija dada en diferentes posiciones, buscando conocer si la generación de daño en una fibra con interfase intacta puede verse afectada por la presencia de una fibra ya dañada. De los modelos anteriores, se ha concluido que la longitud de daño de la fibra secundaria más desfavorable es de 140 grados, por lo tanto, en los modelos desarrollados en este estudio se ha empleado dicha longitud.

3.1.- DESCRIPCIÓN DEL MODELO

El modelo, representado en la Figura 6, es similar al anterior, sólo que ahora el tamaño del daño de la fibra secundaria está fijado en un valor L_d de 140 grados. Aunque en el modelo aparezca la fibra secundaria dañada por los dos lados, se trata únicamente de una representación de las dos posibilidades existentes de éste para una posición dada de la fibra, ya que los modelos usados sólo poseen daño en un lado de dicha fibra, lo que

corresponde a la situación habitual observada microscópicamente.



Figura 6.- Modelo micromecánico de dos fibras para analizar el efecto de la posición, θ .

El objetivo es analizar el efecto de la posición de la fibra secundaria dañada, definida por el ángulo θ , manteniendo fija la distancia entre fibras ($r_2=2.42r_1$), Sandino et al [4]. De nuevo, se ha aplicado una carga σ_0 de valor 1kPa (control en carga) y se ha asignado a los componentes del modelo las propiedades mostradas en la Tabla 1.

3.2.- RESULTADOS DEL MODELO

Por simplicidad, sólo se muestran las configuraciones más relevantes (θ =0°,45°,90°) incluyendo la posibilidad de daño de la fibra por un lado u otro. Para cada posición, en cada gráfico se han representado cuatro curvas energéticas: caso de fibra única (denominado de referencia, Ref) y las tres posibilidades para el modelo de dos fibras, modificando el estado de la fibra secundaria: sin daño (SFWD), dañada por el mismo lado (SS) y por el lado opuesto (OS).

3.2.1.- FIBRA DAÑADA A 0°

En la Figura 7, se muestran los modelos de las cuatro situaciones analizadas para el caso de la fibra secundaria a 0 grados. Las evoluciones energéticas, Figura 8, evidencian un efecto protector ante la presencia de una fibra secundaria dañada situada en dicha posición (debido a que la energía liberada es menor que en el caso de referencia). Por otro lado, la presencia exclusiva de dicha fibra sin dañar en esta posición tiene un efecto acelerador en la progresión del daño.

3.2.2.- FIBRA DAÑADA A 45°

La Figura 9 muestra un esquema de los modelos estudiados y en la Figura 10 se representan las curvas energéticas, donde se puede destacar el aumento significativo de la energía liberada por la grieta de interfase en presencia de una fibra secundaria dañada por el lado opuesto con respecto al resto de las situaciones analizadas. Las configuraciones de dicha fibra sin daño y dañada por el mismo lado tienen un efecto protector frente al caso de referencia.

3.2.3.- FIBRA DAÑADA A 90°

Al igual que en los subapartados anteriores, en la Figura 11 se representan los modelos analizados y las evoluciones energéticas se muestran en los gráficos de la Figura 12 para una posición de la fibra secundaria a 90 grados, de ellos, se deduce que la presencia de dicha fibra secundaria con daño (a un lado u otro) tiene un efecto avivador del mecanismo mientras que la presencia de ésta (sin dañar) lo retrasa.

3.3.- EVIDENCIAS EXPERIMENTALES

De los resultados obtenidos se deduce que la configuración más desfavorable (es decir, la más proclive para la generación del daño), en términos de mayor índice de liberación de energía, es la de la fibra secundaria situada a 45 grados con las grietas enfrentadas (el cual se corresponde en el esquema de la Figura 9 con el caso de la fibra secundaria dañada por el lado opuesto, OS). Esto es consistente con lo que se observa experimentalmente, Figura 13, ya que sería el caso que mejor se ajusta a una grieta a nivel meso trabajando en Modo I bajo la acción de σ_0 . Además es muy frecuente encontrar esta configuración de daño en el análisis experimental microscópico de muestras de este tipo de materiales. Los casos más desfavorables, después de la fibra secundaria situada a 45 grados dañada por el lado opuesto (OS), son los de la fibra secundaria a 90 grados dañada por un lado u otro.

4.- CONCLUSIONES

La aparición de despegues aislados y la inmediata conexión entre ellos dando lugar a la formación de una mesogrieta en una lámina de material compuesto hace necesario el estudio del entorno de dichos despegues. Una vez que los primeros despegues aparecen, luego hay más probabilidad de que algunos nuevos se vayan generando frente a otros, en función de las características del estudio realizado de progresión del daño.

La primera característica estudiada es el tamaño del daño de la fibra secundaria, L_d , concluyendo que un tamaño de 140 grados es el más favorable para que progrese el daño en una fibra intacta en la posición analizada.

La segunda característica analizada es la posición de la fibra secundaria dañada, deduciéndose que las configuraciones de daño más probables, según los resultados numéricos obtenidos, son fibras a 45 grados con el daño enfrentado (OS), seguido de fibras a 90 grados (con daño en un lado o en el otro, ya que los valores energéticos en ambos casos son muy similares). Éstas son las configuraciones en las que se obtiene mayor valor del índice de liberación de energía de la fibra principal. En contraposición, la configuración de daño menos probable es aquella con fibras a 0 grados, donde se observa una disminución de dicho índice para ambas

posiciones del daño en la fibra secundaria. Nótese que las configuraciones con mayor posibilidad de aparición, en base a la energía liberada, son aquellas que a nivel micromecánico reproducen mejor la configuración dañada mesomecánica, que se representaría por una grieta paralela a las fibras en la lámina de 90 y perpendicular a la carga.

AGRADECIMIENTOS

Este estudio ha sido financiado por el Ministerio de Educación Cultura y Deporte (Proyecto MAT2016-80879-P).



Figura 7.- Modelos con la fibra secundaria a 0º respecto de la fibra principal.



Figura 8.- Evoluciones energéticas con la fibra secundaria a 0º respecto de la fibra principal.



Figura 9.- Modelos con la fibra secundaria a 45° respecto de la fibra principal.



Figura 10.- Evoluciones energéticas con la fibra secundaria a 45° respecto de la fibra principal.



Figura 11.- Modelos con la fibra secundaria a 90° respecto de la fibra principal.



Figura 12.- Evoluciones energéticas con la fibra secundaria a 90° respecto de la fibra principal.



Figura 13.- Micrografía experimental que muestra la existencia de despegues aislados en fibras a 45° [10].

REFERENCIAS

- F. París, E. Correa, J. Cañas. Micromechanical view of failure of the matrix in fibrous composite materials, Compos Sci Technol, 53, 1041-1052, 2003.
- [2] F. París, E. Correa, V. Mantič. Kinking of Transversal Interface Cracks Between Fiber and Matrix, J App Mech, 74, 703-716, 2007.
- [3] E. Graciani, V. Mantič, F. París, A. Blázquez. Weak formulation of axi-symmetric frictionless contact problems with boundary element

method. Aplication to interface cracks, Comput Struct, 83, 836-855, 2005.

- [4] C. Sandino, E. Correa, F. París. Numerical analysis of the influence of a nearby fibre on the interface crack growth in composites under transverse tensile load, Eng Fract Mech, 168, 58-75, 2016.
- [5] G. R. Irwin. Analysis of stresses and strain near the end of the crack transversing a plate, J App Mech, 24, 361-364, 1957.
- [6] V. Toya. A crack along the interface of a circular inclusion embedded in an infinite solid. J Mech Phys Solids, 22, 325–348, 1974.
- [7] Y. Murakami. Stress Intensity Factor Handbook. Pergamon Press, Oxford, 1988.
- [8] J. R. Rice. Elastic Fracture Mechanics Concepts for Interfacial Cracks, J App Mech, 55, 98-103, 1988.
- [9] M. Comninou. The interface crack, J App Mech, 44, 631-636, 1977.
- [10] E. Correa, M. I. Valverde, M. L. Velasco, F. París. Microscopical observations of interfibre failure under tensiOn, Compos Sci Technol, 155, 213-220, 2018.

FRACTURA DE PROBETAS ENTALLADAS DE POLIAMIDA 12 PROCESADA POR TÉCNICAS DE FABRICACIÓN ADITIVA

M. Crespo*, M. T. Gómez-del Río, J. Rodríguez

DIMME, Grupo de Durabilidad e Integridad Mecánica de Materiales Estructurales, Universidad Rey Juan Carlos, Escuela Superior de Ciencias Experimentales y Tecnología, C/ Tulipán, s/n. Móstoles, 28933 Madrid, España.

* Persona de contacto: marcos.crespo@urjc.es, mariateresa.gomez@urjc.es, jesus.rodriguez.perez@urjc.es

RESUMEN

En este trabajo se presentan los resultados experimentales de resistencia a la fractura de una serie de probetas entalladas de poliamida 12 con diferentes radios de entalla. Las probetas han sido procesadas por técnicas de fabricación aditiva y los ensayos se han realizado en dos direcciones diferentes para evaluar la posible anisotropía del material. La rotura de las probetas se ha descrito haciendo uso de la teoría de las distancias críticas. La influencia de los posibles defectos de fabricación en el material se ha incorporado usando un planteamiento probabilístico, asociado a una distribución de Weibull. Con el fin de identificar los mecanismos responsables de la rotura en cada orientación del material, se ha realizado un estudio fractográfico de las probetas ensayadas.

PALABRAS CLAVE: Poliamida, tenacidad de fractura, entallas, fabricación aditiva.

ABSTRACT

In this work, the experimental results of fracture toughness in a series of polyamide 12 notched specimens with different notch tip radii are presented. The specimens were processed by additive manufacturing techniques and the tests were carried out in two different orientations to evaluate the potential anisotropy of the material. The failure of the specimens has been described using the theory of critical distances. The influence of possible manufacturing defects in the material has been incorporated using a probabilistic approach, associated with a Weibull distribution. A fractographic analysis of the post-mortem specimens has been done to identify those mechanisms responsible for the material failure in each orientation.

KEYWORDS: Polyamides, fracture toughness, notches, additive manufacturing

1. INTRODUCCIÓN

Las técnicas de fabricación aditiva tienen una gran versatilidad y permiten fabricar piezas con geometrías complejas, con una buena precisión dimensional y a costes reducidos. Una de las principales ventajas es la rápida transición desde la fase de diseño a la obtención de la pieza final, facilitando así la sustitución en muchos casos de largos y complicados procesos de mecanizado con control numérico. Esta mayor agilidad se aprovecha también en la realización de pequeñas modificaciones en las piezas en las etapas finales de mecanizado [1].

Dentro de estas técnicas se sitúa el Sinterizado Láser Selectivo (SLS), donde se van apilando capas de polvo del material al que se le aplica calor mediante el aporte energético de un haz láser [2]. Los materiales que se usan habitualmente con la técnica del SLS son PEEK, PC y PA12. El uso de la poliamida 12 está muy extendido en el campo de la fabricación aditiva mediante SLS, con una cuota de mercado del 95%. Principalmente se debe a su facilidad de conformado, por poseer una amplia ventana térmica de procesado, y a su bajo precio en comparación con otros materiales utilizados con esta técnica [3].

En el proceso de fabricación de piezas pueden aparecer discontinuidades que alteren las propiedades mecánicas de la pieza final, ya que actúan como concentradores de tensiones. Estas discontinuidades pueden ser grietas, poros o cambios bruscos de geometría. Con el fin de analizar la influencia de estos defectos se realizan ensayos sobre probetas entalladas, cuyo comportamiento es intermedio entre el de las probetas lisas, que puede describir la Resistencia de Materiales, y el de las probetas fisuradas, objeto de estudio de la Mecánica de la Fractura.

Si una pieza entallada se analiza con los mismos criterios que una pieza fisurada, aplicando directamente la Mecánica de la Fractura, es probable que se cometan errores importantes en la determinación de las cargas de rotura [4].

La teoría de las distancias críticas, TDC, permite analizar de un modo simple el comportamiento de probetas entalladas. La TDC predice la rotura de un componente con una entalla cuando la tensión alcanza un valor crítico a una determinada distancia crítica, L, del fondo de entalla [5].

Si se combina la TDC con la expresión de Creager-Paris del campo de tensiones en la proximidad del fondo de entalla, se pueden determinar la tenacidad de fractura del material a partir de las cargas de rotura correspondientes a probetas entalladas [6].

En este trabajo se analiza la influencia de la dirección de fabricación en la tenacidad de fractura (K_{IC}) de las probetas de poliamida 12 fabricadas por SLS y se analizan las superficies de fractura mediante microscopía electrónica de barrido (MEB), con la finalidad de estudiar los mecanismos de rotura así como los posibles defectos que puedan influir en los resultados.

2. METODOLOGÍA EXPERIMENTAL

2.1. Material

El material a estudio es una poliamida 12 de nombre comercial PA2200 suministrado por la compañía EOS GmbH. Este material se presenta en forma de partículas esféricas de radio $< 58 \ \mu m$ (d50 mediado mediante difracción láser) y con una densidad en bruto $> 0.430 \ g/cm^3$.

Se dispone de probetas lisas sin entallar y probetas entalladas con diferentes radios de entalla, que han sido preparadas mediante la técnica de fabricación aditiva por Sinterización Selectiva mediante Láser (SLS). La unidad de fabricación empleada es EOS Formiga P100 de la empresa FUNDACIÓN PRODINTEC, donde se han optimizado los parámetros de fabricación. Estos parámetros varían incluso usando la misma unidad de fabricación, con variaciones en los productos acabados entre unos fabricantes y otros [7].

2.2. Probetas

En el desarrollo experimental se utilizan probetas entalladas y fisuradas. La geometría de las probetas entalladas en U se muestra en la figura 1, con radios de fondo de entalla de 0.2, 0.5, 0.8 y 1 mm, generados en el proceso de fabricación de las probetas, no siendo necesario un mecanizado posterior, evitando así posibles daños.



Figura 1. Geometría de una probeta con una entalla de radio 1 mm (unidades en mm).

Se dispone de dos lotes de material, cada uno de ellos compuesto por probetas con las diferentes entallas y que se diferencian entre sí por la orientación en la disposición de las capas de material durante la fabricación mediante la técnica de SLS. La orientación de las capas es a 0° y 90° con respecto a la dirección de carga.



Figura 2. Esquema de disposición de las capas en la fabricación de las probetas: dirección de superposición de las capas a) perpendicular y b) paralela a la dirección de carga

2.3. Mecanizado de la fisura

El mecanizado de la fisura en las probetas se realiza mediante el deslizamiento de una cuchilla. Ésta posee un radio de curvatura en el filo inferior a 3 μ m (Figura 3).

Las fisuras generadas poseen un radio en la punta inferior a 20 µm y una profundidad media de 2,7 mm.



Figura 3. Imagen MEB del radio del filo de la cuchilla utilizada para la realización de fisuras.

2.4. Ensayos mecánicos

Las probetas con las diferentes entallas y las probetas fisuradas son ensayadas en una máquina electromecánica de ensayos (MTS RF/100), que dispone de una célula de carga de 5 kN, a una velocidad del puente de 2 mm/min. En el caso de las probetas sin entalla se han utilizado las recomendaciones de la norma ASTM 638-03 [8].

Para determinar el campo de desplazamientos se utiliza un videoextensómetro LIMESS con correlación digital de imágenes (DIC por sus siglas en inglés). (Figura 4).



Figura 4. Campo de desplazamientos mediante DIC de una probeta fisurada

2.5. Fractografía

En el análisis de los mecanismos de fallo de las probetas se hace uso de imágenes de la superficie de fractura obtenidas mediante microscopía electrónica de barrido (MEB), con un equipo modelo SEM HITACHI S3400N. Previamente se metalizan las superficies con oro aumentando así su conductividad.

2.6. Tenacidad de fractura (K_{IC})

Los valores obtenidos de carga de rotura permiten calcular valores de tenacidad de fractura para las diferentes probetas entalladas. La tenacidad aparente, $K_C^{\ N}$, se determina mediante la expresión de Glinka:

$$K_C^N = \sigma_{tip} \sqrt{\pi \rho} \tag{1}$$

donde σ_{tip} es la tensión en el fondo de la entalla asociada a la carga de rotura y ρ es el radio de curvatura en el fondo de entalla.

A partir del valor de tenacidad aparente obtenido para cada serie de probetas entalladas, se determina la tenacidad de fractura, utilizando el método del punto de la TDC [5]:

$$K_{IC} = K_C^N \frac{\left(1 + \frac{2\rho}{L}\right)}{\left(1 + \frac{\rho}{T}\right)^{3/2}}$$
(2)

En el caso de las probetas fisuradas el valor de la K_{IC} se obtiene utilizando la expresión del factor de intensidad de tensiones para el tipo de probetas ensayado y que se recoge a continuación:

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a} F(a/b) \tag{3}$$

donde σ es la tensión remota aplicada, *a* el tamaño de grieta y F(a/b) el factor de forma que viene dado por [9]:

$$F\binom{a}{b} = 1.122 - 0.231\binom{a}{b} + 10.550\binom{a}{b}^{2} - 21.710\binom{a}{b}^{3} + (4) + 30.382\binom{a}{b}^{4}$$

2.7. Distribución de Weibull

La presencia de defectos en los materiales procesados por técnicas de fabricación aditiva, hace necesario el análisis probabilístico de los resultados para el análisis del comportamiento mecánico.

En este caso se ha optado por un ajuste mediante la distribución de Weibull [10]. Se ha elegido esta función ya que ha sido muy utilizada en materiales que presentan defectos, dando buenos resultados [11] y por la sencillez en su aplicación [12]. La expresión utilizada en este trabajo se corresponde con un modelo de tres parámetros:

$$P_{fail} = 1 - exp\left[-\left(\frac{K_{IC} - K_0}{c - K_0}\right)^m\right] \quad (5)$$

donde C, m y K_0 son los parámetros de Weibull de escala, forma y posición.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Se ha caracterizado mecánicamente la PA12 mediante ensayos de tracción. Los valores medios de las propiedades mecánicas determinadas para el material una vez sinterizado, se recogen en la Tabla 1.

Tabla 1. Propiedades del material sinterizado.

Propiedad	Orientación 0°	Orientación 90°
Resistencia a	49 ± 2 MPa	34 ± 12 MPa
tracción		
Módulo elástico	1700 ±150 MPa	1600 ±150MPa
Densidad	0.985 g/cm^3	0.982 g/cm^3

Las cargas de rotura, obtenidas en los ensayos realizados sobre las probetas entalladas varían para los diferentes radios de entalla como indica la Figura 5. La concentración de tensiones en el fondo de entalla aumenta a medida que el radio disminuye.



Figura 5. Cargas de rotura de probetas entalladas y fisuradas según dirección de fabricación perpendicular

Los resultados obtenidos muestran una dispersión alta que se ha asociado a la existencia de defectos y presencia de partículas no fundidas. Ejemplos de estos defectos se aprecian en la Figura 6.

Atendiendo a la dirección de fabricación se aprecia que para igual radio de fondo de entalla existe una mayor dispersión en los valores correspondientes a las probetas fabricadas en perpendicular a la dirección de carga (perpendiculares) frente a aquellas fabricadas en paralelo (paralelas) (Figura 7).

Es reseñable que en las probetas paralelas se produce un mayor alargamiento que en las perpendiculares. Se

puede observar en la Figura 8 cómo este mayor alargamiento en las probetas paralelas se corresponde con una mayor presencia de mecanismos de deformación plástica en las superficies de fractura.



Figura 6. Micrografía MEB de una superficie de fractura que presenta defectos.



Figura 7. Curvas fuerza desplazamiento de probetas a) paralelas y b) perpendiculares



Figura 8. Zonas de deformación plástica en las superficies de fractura (imágenes de MEB) e imagen del fondo de entalla previa a la rotura de probetas a) paralelas y b) perpendiculares.

Los valores de tenacidad de fractura obtenidos para cada serie de probetas entallas pueden ajustarse mediante la función de distribución de Weibull, como se indica en la Figura 9.

Las expresiones de ajuste obtenidas en función de la dirección son las indicadas a continuación:

Dirección paralela

$$P_{fail} = 1 - exp\left[-\left(\frac{K_{IC} - 2.74}{3.23 - 2.74}\right)^{2.9}\right] \quad [6]$$

Dirección perpendicular

$$P_{fail} = 1 - exp\left[-\left(\frac{K_{IC} - 0.84}{2.40 - 0.84}\right)^{2.7}\right]$$
[7]



Figura 9. Ajustes con la Distribución de Weibull

El valor de tenacidad de fractura obtenido con una probabilidad de fallo del 63.21% según el ajuste de Weibull es de 3.23 MPam^{1/2} en probetas paralelas y de 2.40 MPam^{1/2} para las perpendiculares.

Los valores obtenidos para 63,21 % de probabilidad de fallo para las probetas con diferentes radios de entalla y para las probetas fisuradas, se recogen en la tabla 2.

Tabla 2. Valores de K_{IC} de probetas entalladas

Radio de entalla ρ (mm)	K_{IC} paralela (MPam ^{1/2})	K_{IC} perpendicular (MPam ^{1/2})
0.2	3.16	2.25
0.5	3.32	2.30
0.8	3.17	2.30
1	3.02	2.29
Fisura	3.25	2.78

Se observa que la tenacidad de fractura es mayor en la dirección paralela. En cuanto a la aplicación de la TDC en las probetas entalladas y tras el ajuste con la distribución de Weibull, puede decirse que en esta dirección se consigue predecir un valor de K_{IC} muy similar al valor obtenido en probetas fisuradas, con diferencias solo del orden del 3%.

En la configuración perpendicular, las diferencias entre los valores de la tenacidad de fractura determinados a partir de las probetas entalladas y los de las fisuradas, se sitúan alrededor del 17%.

Los resultados revelan que la aproximación de la TDC proporciona valores semejantes al analizar de forma independiente los diferentes radios de entalla o todos ellos en conjunto, conclusión común a las dos direcciones estudiadas.

Las predicciones son menos precisas en las probetas fabricadas en dirección perpendicular, donde se observa mayor dispersión y una diferencia más marcada en el valor de K_{IC} proporcionado por probetas entalladas y por probetas fisuradas. Estos resultados hacen pensar que la existencia de defectos entre capas para esta dirección es crítica.

4. CONCLUSIONES

Los resultados obtenidos en este trabajo permiten establecer las siguientes conclusiones:

- Existen diferencias en las propiedades de la PA12 estudiada en función de la dirección de ensayo. Estas diferencias son especialmente notables en la resistencia a tracción y en la tenacidad de fractura.
- La TDC aplicada a probetas entalladas de PA12 proporciona valores de la tenacidad de fractura semejantes a los obtenidos a partir de probetas fisuradas. La aproximación proporciona mejores resultados en la dirección paralela.
- En la dirección perpendicular los defectos de fabricación dan lugar a una mayor dispersión en los resultados de tenacidad de fractura.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al Ministerio de Economía y Competitividad la financiación a través del proyecto DPI2016-80389-C2-1-R.

REFERENCIAS

- [1] A. Forster, "Materials testing standards for additive manufacturing of polymer materials: State of the art and standards applicability," in *Additive Manufacturing Materials: Standards, Testing and Applicability*, 2015, pp. 67-123.
- [2] American Society for Testing Materials (ASTM), "F2792 - 12a : Standard Terminology for Additive Manufacturing Technologies," ASTM Standards, 2013.
- [3] R. Goodridge, C. Tuck and R. Hague, "Laser sintering of polyamides and other polymers," *Progress in Materials Science*, vol. 57, no. 2, pp. 229-267, 2012.
- [4] S. Cicero, V. Madrazo, I. Carrascal y R. Cicero, «Assessment of notched structural components using failure assessment diagrams and the theory of

critical distances,» *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 78, nº 16, pp. 2809-2825, 2011.

- [5] D. Taylor, The Theory of Critical Distances: A New Perspective in Fracture Mechanics, UK: Elsevier, 2007.
- [6] M. Muniz-Calvente, S. Blasón, J. Correia, S. Cicero, A. de Jesus and A. Fernández Canteli, "A probabilistic approach to derive the apparent fracture toughness of notched components based on TDC," in *International Symposium on Notch Fracutre*, Santander (Cantabria, Spain), 2017.
- [7] T. Stichel, T. Frick, T. Laumer, F. Tenner, T. Hausotte, M. Merklein and M. Schmidt, "A Round Robin study for Selective Laser Sintering of polyamide 12: Microstructural origin of the mechanical properties," *Optics and Laser Technology*, vol. 89, pp. 31-40, 2017.
- [8] American Society for Testing Materials (ASTM), "D638-03 : Standard test method for tensile properties of plastics," ASTM standards, 2003.
- [9] H. Tada, P. Paris y G. Irwin, The Stress Analysis of Cracks Handbook, Ney York: The American Society of Mechanical Engineers (ASME-Press), 2000.
- [10] H. Rinne, The Weibull Distribution : A Handbook, U.S.: CRC Press, 2009.
- [11] W. Weibull, «A Statistical Distribution Function of Weibull,» ASME Journal of Applied Mechanics, pp. 293-297, 1951.
- [12] W. Weibull, «A Statistical Distribution Function of Wide Applicability (Discussion),» ASME Journal of Applied Mechanics, pp. 233-234, 1952.
- [13] J. Kruth, G. Levy, F. Klocke and T. Childs, "Consolidation phenomena in laser and powderbed based layered manufacturing," *CIRP Annals -Manufacturing Technology*, vol. 56, no. 2, pp. 730-759, 2007.

METODOLOGÍA PARA LA CARACTERIZACIÓN PROBABILÍSTICA DE POLÍMEROS

M. Muñiz-Calvente^{1*}, F. Pelayo¹, A. Álvarez Vázquez¹, A. Martinho², J. McKenna³, M. J. Lamela¹, A. Salazar⁴, J. M. Pintado⁵, A. Fernández-Canteli¹

¹Escuela Politécnica de Ingeniería de Gijón, Universidad de Oviedo, 33203 Gijón, España
 ²Faculdade de Engenharia, Universidade do Porto, 4200-465 Porto, Portugal
 ³School of Engineering, University of Glasgow, Glasgow G12 8QQ, Reino Unido
 ⁴Escuela Superior de Ciencias Experimentales y Tecnología, Universidad Rey Juan Carlos, 28933 Móstoles, España
 ⁵Instituto Nacional de Técnica Aeroespacial, 28850 Torrejón de Ardoz, España

* Persona de contacto: munizcmiguel@uniovi.es

RESUMEN

Este artículo presenta una metodología para la caracterización probabilística a fractura de materiales poliméricos. Esto incluye la planificación, la realización y la evaluación estadística de ensayos en base a modelos probabilísticos desarrollados por el grupo de investigación de la Universidad de Oviedo. La correcta aplicación de la metodología propuesta depende de la adecuada elección del parámetro generalizado (GP), el correspondiente criterio de fallo y su implementación en un modelo local de fallo. Este modelo permite determinar la función de distribución primaria del material (PFCDF) a partir de la función de distribución de resultados experimentales (EFCDF) y los resultados numéricos obtenidos del análisis por elementos finitos del modelo de ensayo. Con el fin de verificar su adecuación en aplicaciones industriales, la metodología propuesta se aplicará a una resina epoxi comúnmente utilizada en uniones adhesivas en aeronáutica.

PALABRAS CLAVE: Polímeros, Experimentación, Evaluación probabilística, Entallas

ABSTRACT

This paper presents a methodology for probabilistic fracture characterisation of polymeric materials. This includes a procedure for planning, performing and statistically analysing tests, based on probabilistic models developed by the research group of the University of Oviedo. The suitable applicability of the proposed methodology depends on the adequate choice of generalised parameter (GP), the corresponding failure criterion and its implementation into a local failure model. This model allows the material primary failure cumulative distribution function (PFCDF) to be derived from the cumulative distribution function of the experimental results (EFCDF) and the finite element analysis results of the test model. In order to verify its suitability in industrial applications, the proposed methodology will be applied to one epoxy resin commonly used in aeronautical adhesive joints.

KEYWORDS: Polymers, Testing, Probabilistic approaches, Notches

INTRODUCCIÓN

La industria aeronáutica se caracteriza por la continua búsqueda de nuevos materiales para el diseño de componentes estructurales que mantengan o superen la rigidez y resistencia de los actuales. La reducción de peso es clave en el ahorro energético y el reto consiste en emplear materiales que cumplan simultáneamente altas exigencias de prestaciones mecánicas y ligereza. Por ello, los materiales más atractivos son los que cuentan con las mejores propiedades específicas (propiedad mecánica dividida por densidad). Así por ejemplo, las aleaciones ligeras y los materiales compuestos, especialmente los reforzados con fibra de carbono (Carbon Fiber Reinforced Plastics, CFRP), presentan estas características y actualmente su uso en componentes aeronáuticos alcanza prácticamente el 80% del total. Asimismo, el impulso innovador en el sector del transporte justifica el interés actual en el estudio de materiales termoplásticos para la fabricación de componentes aeronáuticos y en el análisis del comportamiento de uniones adhesivas, como principal técnica de unión de los CFRP.

En este trabajo se presenta una metodología para la caracterización probabilística a fractura de resinas u otros materiales poliméricos basada en el Modelo Local Generalizado (GLM) [1,2], que permite obtener la

función de distribución primaria (PFCDF) de fallo del material a través de ensayos de caracterización.

Para ratificar la validez de la metodología propuesta y la adecuación del parámetro generalizado (GP) escogido, se realizó una campaña de ensayos estáticos de tracción con diferentes tipos de probetas de resina epoxi EPOLAN 2025, con el fin de predecir el fallo en probetas entalladas (probetas CT) a partir de probetas lisas (probetas tipo hueso de perro).

El presente artículo se estructura, en primer lugar, con la presentación de la metodología a utilizar, para continuar con la descripción de los ensayos de caracterización del material, la evaluación probabilística de los resultados experimentales, la comprobación de la validez de la metodología empleada, la discusión de resultados y las principales conclusiones alcanzadas.

METODOLOGÍA PROPUESTA

La caracterización mecánica de materiales poliméricos suele ir acompañada de una gran dispersión en los resultados experimentales, principalmente relacionada con los siguientes aspectos: a) la variabilidad inherente a las propiedades del material y métodos de fabricación, b) el conocimiento limitado de la variable a medir durante el ensayo y c) los errores de medida y la precisión de los equipos.

Esto hace inevitable el desarrollo y aplicación de métodos probabilísticos y/o fenomenológicos para el ajuste y evaluación de los resultados. En trabajos anteriores [1-6], los autores han desarrollado una metodología para la evaluación probabilística de resultados experimentales denominada Modelo Local Generalizado (GLM).

El GLM tiene como objetivo obtener la función de distribución primaria de fallo (PFCDF) como propiedad del material, es decir, independiente del tipo de ensayo realizado, las condiciones de carga y/o la geometría de la probeta. Este modelo se basa en la función de distribución de Weibull para valores mínimos:

$$P_{fallo} = 1 - \exp\left[-\left(\frac{\mathrm{GP}-\lambda}{\delta}\right)^{\beta}\right] \tag{1}$$

donde λ , β y δ son los parámetros de localización, forma y escala, respectivamente, y GP es el parámetro generalizado seleccionado (*driving force*).

En este trabajo, una vez determinada la PFCDF del material en estudio se comprueba la fiabilidad del GP mediante la transferibilidad de resultados entre distintos tipos de ensayos.

Cabe destacar, que el modelo permite realizar una predicción probabilística de fallo para cualquier componente teniendo en cuenta el factor de escala. Para ello, es necesario conocer los valores locales del parámetro generalizado y el volumen sobre el que estos están aplicados. Posteriormente, es posible obtener la probabilidad global del componente aplicando el principio del eslabón más débil.

$$P_{fallo\ global} = 1 - \prod_{i=1}^{n} \left(1 - P_{fallo,i} \right) \tag{2}$$

CARACTERIZACIÓN DEL MATERIAL

Con el fin de comprobar la validez de la metodología se llevó a cabo una campaña experimental en dos fases.

En primer lugar, se realizaron ensayos estáticos de tracción uniaxial para obtener la curva de comportamiento del material (curva tensión-deformación) y los valores críticos de resistencia a tracción del mismo (tensiones últimas).

En segundo lugar, se realizaron ensayos estáticos de tracción con probetas compactas (CT) para comprobar si el parámetro crítico propuesto y la metodología eran correctos y, por lo tanto, permitían la predicción de fallo en cualquier tipo de componente sometido a un estado tensional complejo, teniendo en cuenta el efecto de escala.

Con el fin de asegurar las mismas propiedades mecánicas del material en toda la campaña experimental, en ambos ensayos se utilizó una resina epoxi, denominada EPOLAM 2025, que fue suministrada por AXSON Technologies (Barcelona). El proceso de fabricación de las planchas de resina se realizó en el Instituto Nacional de Técnica Aeroespacial (Madrid) y las probetas fueron mecanizadas en Prodintec (Gijón).

3.1. Ensayos de tracción uniaxial

Se realizaron 23 ensayos de tracción uniaxial de acuerdo a la norma ASTM D638 (2004) [7]. La Figura 1 muestra la geometría de las probetas (tipo hueso de perro) utilizadas en esta campaña experimental. Aunque las probetas fueron mecanizadas a partir de tres planchas diferentes, se obtuvo un comportamiento similar en todas las probetas, por lo que los resultados se procesaron conjuntamente.

Todos los ensayos se realizaron a 16 ± 2 °C en una máquina MTS Series 642 equipada con una célula de carga de 5 kN, aplicando un control de desplazamiento a una velocidad de 5 *mm/min*.

Paralelamente, mediante la caracterización viscoelástica del material se constató que la variación del módulo elástico puede considerarse despreciable durante el ensayo de tracción, al obtener curvas de comportamiento del material superpuestas en el rango de temperaturas 14-18° C.





Con el fin de obtener medidas más fiables del desplazamiento y la deformación en la superficie de las probetas, en alguno de los ensayos se utilizó el equipo comercial de correlación digital de imágenes ARAMIS 5M [8] de la marca GOM con unas lentes de 50mm, lo que permitió obtener el campo de desplazamientos en una ventana de 35x29mm.

La Figura 2 muestra la curva carga-desplazamiento representativa del ensayo de tracción, mientras que la Tabla 1 presenta los valores característicos del material.

Tabla 1. Propiedades mecánicas de la resina EPOLAM 2025 obtenidas del ensayo uniaxial de tracción

Coeficiente de Poisson	0.36	
Módulo de Young	2200 MPa	

Finalmente, en la Figura 3 se representan los valores de tensión uniaxial máxima obtenidos en cada uno de los ensayos realizados, así como el valor medio de todos ellos.



Figura 2 – Curva carga-vs-desplazamiento del ensayo de tracción uniaxial de la resina EPOLAM 2025



Figura 3 – Tensión uniaxial máxima obtenida en los ensayos de tracción de la resina EPOLAM 2025

3.2. Ensayos de tracción con probeta compacta (CT)

Siguiendo las indicaciones de la norma ISO 13586:2000 [9], se realizaron 5 ensayos con probetas compactas (compact tension (CT) test) entalladas con una relación $a_n/W = 0.4$. La geometría de estas probetas se muestra en la Figura 4. En este caso, todas las probetas se mecanizaron a partir de la misma plancha de material.

Figura 4 – Geometría de la probeta compacta utilizada según la norma ISO 13586:2000

Los ensayos de las probetas compactas se realizaron en la misma máquina MTS utilizada en los ensayos de tracción uniaxial y se aplicó la misma velocidad en el control por desplazamiento (5mm/min).

La Figura 5 muestra las curvas carga-desplazamiento obtenidas para este tipo de ensayo, mientras que las cargas máximas alcanzadas se resumen en la Tabla 2.



Figura 4 – Geometría de la probeta compacta utilizada según la norma ISO 13586:2000



Figura 5 – Curva carga-vs-desplazamiento del ensayo con probeta CT de la resina EPOLAM 2025

Tabla 2. Resultados experimentales obtenidos en las probetas compactas.

Probeta	Carga Máxima [N]
E11-1	1131,3
E11-2	1035,7
E11-3	1297,8
E11-4	1439,6
E11-5	1205,0
Valor Medio	1221,9

La Figura 6 muestra el tipo de fractura observado en todas las probetas CT ensayadas, que puede estar justificado por el comportamiento frágil del material y el estado tensional provocado en la probeta.



Figura 6 – Tipo de fractura de la probeta compacta ensayada

EVALUACIÓN DE RESULTADOS EXPERIMENTALES

4.1. Obtención de la función de distribución primaria del material (PFCDF)

Aplicando el Modelo Local Generalizado (GLM) [1] a los resultados experimentales indicados en la Figura 3 y considerando como parámetro generalizado la tensión uniaxial, se obtuvo la PFCDF del material a partir del ajuste de estos resultados en papel probabilístico (ver Fig. 7).

En la Figura 8 se representa la PFCDF obtenida para un tamaño de referencia de 792 mm³, coincidente con el valor de la sección constante existente en el tipo de probetas utilizado. Sustituyendo los valores de los parámetros de Weibull (β , δ y λ) en la Ec. (1), la PFCDF quedará perfectamente definida para cualquier tamaño y condición de carga.



Figura 7 – Ajuste de los parámetros de Weibull haciendo uso del papel probabilístico



Figura 8 – Función de distribución primaria obtenida

4.2. Predicción de fallo estimada para las probetas CT

Con el fin de demostrar la validez de la PFCDF obtenida para el ensayo a tracción uniaxial, esta función se utilizó para predecir el fallo de componentes entallados.

Para ello, en primer lugar, se desarrolló un modelo numérico en ABAQUSTM [10] reproduciendo las condiciones del ensayo con probetas compactas. Se utilizó un modelo de cálculo de tensión plana con elementos triangulares cuadráticos tipo CPS6M. El material se definió como elástico lineal utilizando las propiedades resumidas en la Tabla 1. La modelización del movimiento del bulón superior se realizó mediante un punto de control que trasmite las condiciones de contorno a la mitad superior del taladro de la probeta mediante un acoplamiento del mismo con los nodos de la malla (ver Figura 9). La misma estrategia se utilizó para el bulón inferior correspondiente a la parte fija durante el ensayo. Para simular el ensayo se aplicó al bulón superior una carga vertical a la vez que se limitó el desplazamiento horizontal del punto de control. Para el bulón inferior se limitó el desplazamiento vertical y horizontal del punto de control, permitiendo el giro del mismo. La curva carga-vs-desplazamiento calculada numéricamente se contrastó con las curvas experimentales obtenidas, encontrándose una gran correlación entre ambas.

Posteriormente, se utilizó el software Abaqus2Matlab[11] para extraer la tensión de apertura (S22) y el volumen (EVOL) de cada uno de los elementos del modelo, ya que son los datos necesarios para llevar a cabo el cálculo de la probabilidad local de fallo de cada uno de los elementos de acuerdo a la ecuación:

$$P_{fallo,\Delta S_i} = 1 - \exp\left[-\frac{\Delta S_i}{S_{ref}} \left(\frac{GP_i - \lambda}{\delta}\right)^{\beta}\right]$$
(3)

Una vez calculada la probabilidad local de fallo de todos los elementos, la probabilidad global se obtuvo mediante la aplicación del principio del eslabón más débil (Ec 2).



Figura 9 – Modelo de la probeta CT utilizado en ABAQUS

Repitiendo este proceso para varios niveles de carga aplicada, desde 0 kN hasta 2000 kN, se obtuvo una relación entre la predicción de probabilidad de fallo y la carga remota aplicada en el componente, tal y como se indica en la Figura 10.

4.3. Comparativa entre la predicción realizada y los resultados experimentales obtenidos

Tras realizar la predicción de fallo para las probetas compactas, se llevaron a cabo los 5 ensayos indicados anteriormente. Los datos representados en la Tabla 2 fueron ordenados de mayor a menor y a cada uno de ellos se le asignó una probabilidad de fallo de acuerdo a la técnica de punteo propuesta por Bernard:

$$P_{fallo,i} = \frac{k_i - 0.3}{N + 0.4} \tag{3}$$

La Figura 10 muestra una comparativa entre los resultados experimentales obtenidos y la predicción de fallo. Como se puede observar, la metodología propuesta en este artículo permite predecir de manera fiable el fallo de componentes entallados a partir de ensayos de tracción uniaxial.



Figura 10 – Comparativa entre la predicción de fallo y los resultados experimentales para las probetas compactas

DISCUSIÓN DE RESULTADOS

Aunque la resina epoxi utilizada presenta cierta plasticidad, en este estudio se ha supuesto su comportamiento como material frágil. En futuros trabajos se plantea la posibilidad de investigar la influencia de comportamientos más plásticos lo que probablemente implicará la necesidad de considerar otros parámetros generalizados más complejos basados en criterios de deformación o energéticos.

La validez en la extrapolación o predicción del fallo del material se ha apoyado en los resultados de cinco ensayos solamente lo que restringe su fiabilidad y aconseja recurrir a un número mayor de resultados experimentales en futuros programas de caracterización.

A pesar de la predicción satisfactoria de fallo, sería recomendable realizar nuevos ensayos con diferentes condiciones de carga, con el fin de garantizar la validez del parámetro generalizado en estados tensionales más complejos. En el futuro, la campaña experimental se extenderá a otros materiales poliméricos y componentes industriales para corroborar la idoneidad del parámetro o posibilitar la selección de otro más adecuado.

CONCLUSIONES

Las principales conclusiones que se derivan del presente trabajo son las siguientes:

1. La metodología propuesta, basada en el Modelo Local Generalizado, permite la deducción de la función de distribución primaria de fallo para la resina epoxi EPOLAM 2025 ensayada.

2. Con ello queda demostrada la idoneidad de la metodología para garantizar la transferibilidad de resultados entre ensayos de tracción con distintas geometrías de probeta y la posibilidad de su extensión en la caracterización de otros materiales poliméricos según criterios probabilísticos.

3. La predicción de fallo se realizó mediante un modelo de elementos finitos realizado en ABAQUS en conjunción con un programa de postprocesado de resultados elaborado en Matlab.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen el apoyo económico del plan nacional de investigación, a través del proyecto coordinado DPI2016-80389, y del programa Erasmus+ por la concesión de ayudas a la movilidad internacional de estudiantes.

REFERENCIAS

- [1] Muñiz-Calvente M. The generalized local model: A methodology for probabilistic assessment of fracture under different failure criteria, Tesis Doctoral, Universidad de Oviedo, 2017.
- [2] A. Carpinteri, A. Fernández-Canteli, G. Fortese, M. Muñiz-Calvente, C. Ronchei, D. Scorza, S. Vantadori. Probabilistic failure assessment of Fibreglass composites. Composite Structures 2017. 160: 1163-1170.
- [3] Muñiz-Calvente M., Fernández Canteli A., Shlyannikov V., Castillo E. Probabilistic Weibull methodology for fracture prediction of brittle and ductile materials. Appl. Mech. Mater., 784, 443– 451, 2015.
- [4] Przybilla C., Fernández Canteli A., Castillo E. Maximum likelihood estimation for the threeparameter Weibull cdf of strength in presence of concurrent flaw populations. Journal of European Ceramic Society, 33, 1721-1727, 2013.
- [5] Fernández Canteli A., Przybilla C., Nogal M., López Aenlle M., Castillo E. ProFatigue: A software program for probabilistic assessment of experimental fatigue data sets. Procedia Engineering, 74, 236-241, 17th ICMFM, Verbania, Italy, 25-27 May 2014.
- [6] Muniz-Calvente M, Ramos A, Pelayo F, Lamela MJ, Fernández-Canteli A. Statistical joint evaluation of fracture results from distinct experimental programs: An application to annealed glass. Theoretical and Applied Fracture Mechanics, 2016. 85:149-157.
- [7] ASTM D638-14. Standard Test Method for Tensile Properties of Plastics.
- [8] GOM, ARAMIS User Manual Software v6.1 and higher, (2009), Braunschweig, Germany.
- [9] ISO 13586:2000. Plastics Determination of fracture toughness (GIC and KIC) Linear elastic fracture mechanics (LEFM) approach.
- [10] Abaqus[™] User's Manual, Dassault Systémes Simulia Corp., Providence, Rhode Island, USA, 2016.
- [11] Papazafeiropoulos G, Muñiz-Calvente M, Martínez-Pañeda E. Abaqus2Matlab: A suitable tool for finite element post-processing. Advances in Engineering Software, 2017, 105: 9-16.

FRACTURA DE MATERIALES BIOLÓGICOS Y BIOMATERIALES

MODELLING FRACTURE PROPAGATION IN CORTICAL BONE TISSUE AT A MICROSCOPIC SCALE USING THE PHANTOM-NODES TECHNIQUE

M. Marco^{1*}, R. Belda², M.H. Miguélez¹, E. Giner²

¹Departamento de Ingeniería Mecánica, Universidad Carlos III de Madrid, Avda. de la Universidad, 30, 28911 Leganés, Madrid, España ²CIIM, Departamento de Ingeniería Mecánica y de Materiales, Universidad Politècnica de València, Camino de Vera, 46022, Valencia, España * Persona de contacto: <u>mimarcoe@ing.uc3m.es</u>

RESUMEN

El hueso cortical puede considerarse como un material compuesto a escala microscópica, formado por osteonas que actúan como fibras longitudinales dentro de una matriz. La línea cementante conforma la interfase entre osteona y matriz interesticial, y es el componente más débil, donde las microgrietas tienden a propagarse. Sin embargo, la mayoría de simulaciones desarrolladas en la literatura no son capaces de simular este comportamiento, y las fisuras no crecen a través de las líneas cementantes. Esto se debe a que en las implementaciones numéricas no se tiene en cuenta la heterogeneidad del hueso cortical, lo que lleva a resultados erróneos. En este trabajo, se propone un criterio de orientación de grieta para materiales heterogéneos, basándonos en la predicción del fallo de la interfase en materiales compuestos. Para llevar a cabo las simulaciones se ha implementado el método de los Phantom Nodes en el código comercial de elementos finitos Abaqus. El método ha sido validado mediante diferentes problemas de la mecánica de fractura elástica lineal obteniendo buenos resultados. Ha sido aplicado a diferentes problemas con geometrías de osteonas simplificadas y finalmente a un ensayo experimental llevado a cabo en la literatura obteniendo en todos ellos resultados precisos en la propagación.

PALABRAS CLAVE: Propagación de grieta, Material heterogéneo, Phantom nodes, Fractura de hueso

ABSTRACT

Cortical bone can be considered as a heterogeneous composite at microscopic scale, composed of osteons that act as reinforcement fibres embedded in interstitial matrix. Cement lines constitute the interface between osteons and matrix, and they often behave as the weakest links along which microcracks tend to propagate. However, current simulations of crack growth using XFEM as implemented in commercial codes do not capture this behaviour: they predict crack paths that do not follow the cement lines surrounding osteons. The reason is that the numerical implementation of XFEM does not take into account the heterogeneity of the material, leading to simulations that differ from experimental results. In this work, a crack orientation criterion for heterogeneous materials based on interface damage prediction in composites is proposed and a phantom node approach has been implemented to model crack propagation. The method has been validated by means of linear elastic fracture mechanics (LEFM) problems obtaining accurate results. The procedure is applied to different problems including several osteons with simplified geometry and an experimental test reported in the literature leading to satisfactory predictions of crack paths.

KEYWORDS: Crack path, Heterogeneous media, Phantom node method, Bone fracture.

INTRODUCTION

Bone fracture, principally caused by accidents, is a common trauma affecting young and elderly people. The understanding of bone fracture at different length scales is still a challenge and its modelling may reveal insight into the fracture behaviour of bone at microscale. In this field, finite element modelling can help to predict and analyse the crack path under different conditions. Two main tissues can be distinguished within bone structure: the outer regions, composed of cortical bone and the inner regions composed of trabecular bone. The objective of study of this work is the cortical bone, a hard, dense and highly mineralised tissue, bearing the main compressive and bending loads.

At the microscale (50–500 μ m), cortical bone is an anisotropic material that can be considered as a biological composite, composed of fibres with high stiffness (in terms of Young's modulus) embedded in a matrix. The

basic structural unit of compact bone at the micro level is the osteon (also known as Haversian system). In this work, compact bone fracture at the micro level is modelled. In our approach, we distinguish three relevant constituents: secondary osteons, interstitial matrix and cement line (shown in figure 1 at different scales).



Figure 1. Scheme of the cortical bone structure from macroscopic to microscopic scale.

The cement line is a weak thin layer (about $1-5 \mu m$ thick) surrounding the secondary osteons. The cement line constitutes the interface between secondary osteons and the interstitial matrix. This is a less mineralized zone which exhibits low toughness and stiffness properties, leading to propagation of cracks around secondary osteons [1, 2].

Despite the interest of experimental studies, the simulation of bone fracture is still a challenge both at macroscopic and microscopic scale. Modelling crack propagation in cortical bone requires the implementation of techniques able to account for the heterogeneous nature of bone, and there is a lack of an appropriate criterion to predict fracture paths in this type of heterogeneous materials.

This paper focuses on the modelling of fracture propagation at the microscale taking into account its heterogeneous microstructure. In this work, the Phantom Node approach has been implemented in the commercial FE code Abaqus by means of user's subroutines. The simulation of simple cases corresponding to LEFM problems has allowed the validation of the implementation and assessment of its accuracy. Then, the proposed criterion for crack propagation within a heterogeneous microstructure has been applied in combination with the Phantom Node Method (PNM). Finally, this procedure is employed to simulate crack propagation in cortical bone, with simplified and realistic bone microstructure morphologies, showing good correlation between experiments and numerical predictions.

PHANTOM NODE METHOD (PNM) AND VALIDATION

2.1. Phantom Node Method (PNM)

The PNM was proposed by Hansbo and Hansbo [3], and it is equivalent to standard XFEM which is based on the framework of partition of unity method [4]. To date, this method has been applied to different LEFM problems, and also in composite materials such as FRP composites, but not in cortical bone at microscopic scale.

The PNM treats discontinuities explicitly, similar to XFEM, with only straight internal crack segments under consideration. A difference with XFEM is that PNM is not based on the enrichment of the FE model with additional degrees of freedom. When a crack propagates through an element, this element is subdivided into subdomains in order to carry out the numerical integration, where the crack is one of the subdomain boundaries. A scheme of several elements intersected by a crack and PNM topology is shown in figure 2.



Figure 2. Scheme of a crack modelled by means of Phantom Nodes. Elements intersected by the crack are divided into two subdomains (Ω_1 and Ω_2). In this figure real nodes are represented as circular markers and Phantom Nodes are represented as square markers. Connectivity between crack tip nodes 3 and 4 is kept active.

When crack propagation is considered, it is necessary to estimate the new angle orientation for each crack increment through an appropriate criterion. This postprocessing task is done by means of the output files treatment through a co-simulation between Abaqus/Standard and Python scripting. For these tasks, several scripts in Python were developed in order to automatize the process in crack propagation problems. In these analyses, each crack increment involves a new simulation of the problem.

2.2. PNM validation

Different analytical problems from LEFM have been solved to validate the PNM. First, a mode I problem is considered, where we simulate an infinite array of collinear cracks under tensile traction in an infinite domain. Secondly, the Westergaard's problem is considered as a mixed mode crack problem. The aim of these analyses is to study the capabilities of the method and its robustness with different element sizes, in terms of stress intensity factor (SIF). Figure 3a and 3b shows sketches of each validation problems and the results obtained using the PNM.



Figure 3. Sketches of the problems used in the PNM Validation: a) Infinite array of collinear cracks in tension, b) Westergaard's crack problem. Relative error in SIFs depending on element size: c) Infinite array of collinear cracks in tension, d) Westergaard's crack problem.

In these problems, the degree of refinement has shown that fine meshes are able to capture the fracture effects ahead the crack tip. Relative errors obtained for each problem are shown (in percentage) in figure 3c and 3d. Results provide a good approximation to the exact value of $K_{\rm I}$ and $K_{\rm II}$.

MODELLING FRACTURE IN CORTICAL BONE

Once our implementation of the PNM has been validated, it will be applied to simulate problems of crack propagation. In this section, 2D fracture of cortical bone at the microscale is simulated for different morphologies of transversal sections.

3.1. Crack orientation criterion

Crack orientation criteria are necessary to predict the crack growth direction in simulations of crack propagation problems. Usually, for homogeneous materials and proportional loading conditions, the MTS criterion provides good results. Since cortical bone is a heterogeneous material that can be considered as a composite material with a reinforced microstructure, it is necessary to establish a proper crack orientation criterion that takes into account this heterogeneity. In this material, secondary osteons play the role of reinforcement fibres, embedded in the interstitial matrix, and cement lines act as the interface between fibres and matrix.

In order to take into account the influence of the microscopic bone morphology, we have developed and applied a crack orientation criterion that considers the interface damage in structural composites, based on the idea proposed by Hull *et al.* in [5]. According to [5], to predict the interface damage in a composite material, it is

necessary to analyse the stresses ahead the crack tip, and to compare them with the critical stresses for each constituent of the composite.

In figure 4 we show a scheme of the proposed criterion and it is explained as follows. Circumferential stresses divided by critical stress of the constituent are computed ahead the crack tip at integration points of each element. Due to discretization errors, integration points in the element close to the crack tip are discarded for the stress computation. In this work, models are developed with element full integration. This way, the number of integration points available is 4 per element for the quadrilateral elements used in this work. The angle of propagation at each crack growth step will be the one for which *f* reaches a maximum value.



Figure 4. Scheme of the crack orientation criterion developed in this work for fracture in cortical bone.

3.2. Application to simplified geometries of cortical bone

One of the goals of this paper is to reproduce realistic fracture paths found in a transversal section of cortical bone considering its morphology at the microscale. First, osteon-like structures with simplified geometry are modelled in order to test the PNM and the crack orientation criterion proposed. Finally, the method is applied to simulate crack propagation in realistic microstructural morphologies of cortical bone.

In what follows, we define the mechanical properties of the constituents under analysis. As explained in Introduction Section, we consider the following three main constituents: secondary osteons, interstitial matrix and cement lines. In the literature there is a wide dispersion regarding bone mechanical properties, thus in this work we use some values commonly used by other authors.

Given the problem conditions of our study, the mechanical properties of cortical bone components (cement line, interstitial matrix and secondary osteons) used in our numerical models are shown in table 1. These values are inputs in the simplified and realistic numerical models shown in this section. Poisson's ratio has been assumed as v=0.3 for each component, since it is usually close to this value in the literature. Table 1 summarizes different mechanical properties available in literature.

Component	E (MPa)	$\sigma_{\rm crit}$ (MPa)	<i>G</i> _c (N/m)
Osteon	13290	100	860
Interstitial matrix	14610	55	238
Cement line	88	6	163

Table 1. Summary of the mechanical properties and dimensions of constituents in cortical bone

In what follows, several numerical models (simplified and realistic) are solved. Fracture is modelled by means of the PNM and using the crack propagation criterion proposed above, which enables the estimation of the orientation angle of each crack path in a heterogeneous material.

3.2.1. Fracture in simplified geometries with several osteons

In this work, we have carried out simulations of simplified osteons morphologies in order to check the numerical prediction of crack paths. Here, crack paths obtained with the PNM and the proposed crack orientation criterion are compared with the ones predicted by XFEM provided by Abaqus.

In this subsection, results for some simplified models with several osteons are presented. In the first one, the microstructural morphology of the cortical bone specimen is composed of two osteons and the specimen is subjected to three-point bending test conditions (a sketch of the problem is shown in figure 5a). The specimen dimensions are 1000 μ m × 400 μ m. Close to the mid-section of the specimen two circular osteons are located, with the following dimensions: $D_{ost1}=200 \mu m$, $D_{\text{havl}}=50 \text{ }\mu\text{m}, D_{\text{ost2}}=120 \text{ }\mu\text{m}, D_{\text{hav2}}=60 \text{ }\mu\text{m}.$ Both osteons are surrounded by the cement line of thickness $e_{cem}=5$ μm. The distance between supports is 870 μm. A centred load is applied at the top side in order to induce the fracture. Plane strain is assumed, using element type CPE4 in Abaqus. The element size is about 5 µm and the mesh consists of approximately 9900 elements.

The same model is analysed using the XFEM implementation and the MTS criterion available in Abaqus/Standard, and compared with our implementation of the PNM with the heterogeneous material criterion proposed in this work. In this case, the initial crack is located off-centred with respect to the mid-section, as shown in figure 5a in red colour.



Figure 5. Two osteons model in a three-point bending test. a) Scheme and mesh of the test with two osteons. b) Crack path obtained through XFEM and MTS criterion available in Abaqus. c) Crack path obtained through PNM and the criterion for heterogeneous materials proposed in this work.

Figure 5c shows that realistic fracture paths can be obtained through PNM and the crack orientation criterion proposed for heterogeneous materials. By using our proposal, the crack path follows the cement line, until stresses in the interstitial matrix are high enough to make it leave the cement line. In the same fashion, the fracture path reaches the second osteon and grows through its cement line. On the contrary, the XFEM method combined with the MTS criterion as available in Abaqus leads to several crack initiation sites, figure 5b, and they cross cement lines reaching the osteon, regardless the different material properties of each region, which is unrealistic.

3.2.2. Realistic microstructural modelling of crack propagation in cortical bone compared to experimental results obtained by other authors

Once the crack orientation criterion proposed in this work has been tested in different analysis with simplified geometries, a real cortical bone problem is modelled in this section. Several authors have developed experimental tests in cortical bone, observing a crack path mainly growing along cement lines. We aim to reproduce numerically the experimental work carried out by [6], where authors calculated the local stress intensity factor in cortical bone of a human femur. In this work, Budyn *et al.* obtained experimental fractures in microsamples of bone and modelled them as numerical paths through XFEM, calculating the stress intensity factors at the crack tip.

Here, we model the specimen coded w06003 by Budyn *et al.* and shown in figure 6a, reproducing its real geometry at the microscale. Figure 6b shows the boundary conditions of the experimental test, and a detail of the crack path obtained by Budyn *et al.* [6]. The specimen dimensions are 6 mm × 2 mm, with an area of interest of 380 µm × 1100 µm, detailed in figure 6b. A small notch was generated in the bottom side of the specimen, in order to induce crack initiation. The applied load was set to F=26N, i.e. the same fracture load obtained experimentally for this specimen [6]. In this model, plane strain is assumed, the element size in the area of interest is approximately 5 µm and the mesh consists of approximately 27400 elements.

The specimen geometry and the osteon distribution has been defined through points and splines by means of a Python script. Although the whole specimen was modelled, we only consider the osteon distribution in the zone of interest. Out of the red rectangle marked in figure 6b we consider a homogenized material. An initial crack was located at the notch tip.



Figure 6. Problem analysed by Budyn et al. [6]. a) Notched specimen showing the area of interest Reprinted from [6] with permission of John Wiley and Sons. b) Boundary conditions of the problem, detailed view of the fractured area and experimental crack path marked in red as obtained by [6]. c) Crack path prediction obtained through the PNM and orientation criterion for heterogeneous materials proposed in this work.

The implementation of the PNM together with the proposed crack orientation criterion was used to carry out the simulation. In the experimental test performed by Budyn *et al.* [6], the crack path mainly surrounded osteons along their cement lines (figure 6b).

The numerical results show an acceptable prediction of the experimental fracture path (figure 6c) with slight differences from the observed results. These differences are mainly due to the difficulty when modelling the complex microstructure of a real cortical bone sample at the microscale. Besides the difficulties of defining the borders of some of the osteons, other microdetails, such as microporosity, lacunae (see figure 12b) are not accounted for in the numerical model. Nevertheless, the predicted crack path can be considered realistic and it is in good agreement with experimental evidence. This shows that a numerical model consisting of osteons, interstitial matrix, Havers canals and cement lines may be sufficient to simulate crack propagation in cortical bone at the microscale. Thus, the application of the implemented PNM and the proposed crack orientation criterion has proved to capture adequately the interaction between the constituents of cortical bone. This shows the importance of considering cortical bone as a heterogeneous material at the microscale.

CONCLUSIONS

The numerical modelling of crack growth in cortical bone at the microstructural level has been successfully accomplished through a user implementation of the PNM in the commercial code Abaqus combined with a dedicated orientation criterion for heterogeneous materials. The PNM allows representing the displacement discontinuity across crack faces avoiding the need of element sides to conform to the crack faces and the need of remeshing to simulate crack propagation. The proposed crack orientation criterion has proven to be essential, as it takes into account the heterogeneity of the constituents to determine the direction of crack propagation when a crack encounters a material interface. This aspect is not currently considered by commercial implementations of the XFEM in Abaqus and has led to unrealistic crack growth predictions in the literature.

Previously, the method has been validated through LEFM problems with known solutions of reference, both in mode I and mixed mode. The implementation has proven to be sufficiently accurate when an appropriate mesh is used, with errors in SIFs estimation of about 1%.

After its validation, the PNM has been applied to model bone fracture at the micro scale. At this scale, the need of a crack propagation criterion that takes into account the heterogeneity of the microstructure is evidenced. The criterion is based on the prediction of interface damage considering the stress distribution ahead the crack tip in combination with the MTS criterion. This leads to crack growth predictions that are in good agreement with experimental observations, in contrast to other results found in the literature.

Several examples with idealized osteons have been modeled using the PNM and the proposed crack orientation criterion and also a cortical bone microsample reported by other authors in the literature. As expected, crack paths mainly grow and propagate through the weakest interface (cement line) and do not tend to cross osteons. Thus, the crack growth predictions agree with the observed experimental crack paths. The presented results show the importance of considering the heterogeneity, in contrast to other current commercial implementations. Furthermore, the procedure can be applied to model crack growth in other heterogeneous structures.

ACKNOWLEDGEMENTS

The authors gratefully acknowledge the funding support received from the Spanish Ministry of Economy and Competitiveness and the FEDER operation program in the framework of the projects DPI2013-46641-R, DPI2017-89197-C2 and RTC-2015-3887-8 and also from the Generalitat Valenciana through the Programme PROMETEO 2016/007.

REFERENCES

- [1] A. Vercher, E. Giner, C. Arango, J.E. Tarancón, F.J. Fuenmayor. B. Moreno, A. Martin, P. Lopez-Crespo, J. Zapatero, J. Dominguez. Homogenized stiffness matrices for mineralized collagen fibrils and lamellar bone using unit cell finite element models, *Biomechanics and Modeling in Mechanobiology*, **13(2)**, 437-449, 2014.
- [2] E. Giner, R. Belda, C. Arango, A. Vercher-Martínez, J.E., Tarancón, F.J. Fuenmayor. Calculation of the critical energy release rate G_c of the cement line in cortical bone combining experimental tests and finite element models. *Engineering Fracture Mechanics*, **184**, 168-182, 2017.
- [3] A. Hansbo, P. Hansbo. A finite element method for the simulation of strong and weak discontinuities in solid mechanics. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, **19(33)**, 3523-3540, 2004.
- [4] J.H. Song, P Areias, T. Belytschko. A method for dynamic crack and shear band propagation with phantom nodes, *International Journal of Numerical Methods in Engineering*, **67**, 868-893, 2006.
- [5] D. Hull, T.W. Clyne, An introduction to composite materials, Cambridge University Press, 1996.
- [6] E. Budyn, T. Hoc. Analysis of micro fracture in human haversian cortical bone under transverse tension using extended physical imaging. *International Journal of Numerical Methods in Engineering*, **82(8)**, 940-965, 2010.

MODELADO DE LA FRACTURA A COMPRESIÓN EN PROBETAS DE HUESO TRABECULAR VERTEBRAL

R. Belda^{1*}, M. Palomar¹, J.J. Tudela¹, J.L. Peris^{2, 3}, A. Vercher-Martínez¹, E. Giner¹

¹Centro de Investigación en Ingeniería Mecánica-CIIM, Dpto. de Ingeniería Mecánica y de Materiales, Universitat Politècnica de València Camino de Vera, s/n, 46022 Valencia, España ²Instituto de Biomecánica de Valencia - IBV, Universitat Politècnica de València Camino de Vera, s/n, 46022 Valencia, España ³CIBER de Bioingeniería, Biomateriales y Nanomedicina, Instituto de Salud Carlos III * Persona de contacto: ribelgon@gmail.com

RESUMEN

En este trabajo, se modela la fractura a compresión cuasiestática en probetas de hueso trabecular vertebral con elementos finitos basados en imágenes de alta resolución, correlacionando los modelos numéricos con resultados experimentales. Las muestras utilizadas, mecanizadas en forma de paralelepípedo y manteniendo caras paralelas para facilitar su ensayo a compresión, fueron escaneadas con micro-CT con una resolución de 22 µm. Se estimaron para cada probeta una serie de parámetros que definen la microestructura del hueso trabecular, como BV/TV, BS/BV, Tb.Th, Tb.Sp, Tb.N, Tb.N y D, con el fin de obtener relaciones entre la microestructura trabecular y propiedades mecánicas como rigidez aparente o carga de fallo a compresión. Los ensayos experimentales se realizaron bajo condiciones cuasi estáticas. En los modelos numéricos se tiene en cuenta la aparición de fallo eliminando aquellos elementos que llegan a condiciones de fractura, implementando la técnica de eliminación de elementos mediante una subrutina de usuario de Abaqus (USDFLD). De esta manera, se consigue reproducir los patrones de fractura observados experimentalmente.

PALABRAS CLAVE: Patrón de fractura, hueso trabecular, micro-EF, técnica de eliminación de elementos.

ABSTRACT

In this work, quasi-static compression fracture of cancellous bone samples is modelled using high-resolution image-based finite elements, correlating the numerical models and experimental results. Cancellous bone samples were machined parallelepiped-shaped, keeping flat surfaces to avoid side effects during compression testing. Micro-CT acquisition was carried out on each sample at 22 µm resolution. Some parameters defining cancellous bone microstructure were estimated for each sample, such as, BV/TV, BS/BV, Tb.Th, Tb.Sp, Tb.N, Tb.N and D, aiming to find positive correlations between the sample microstructure and its stiffness or failure load. Quasi-static conditions were defined for the compression tests. The numerical models take into account the fracture at the micro level through the elimination of micro-FE when failure conditions are reached. The element deletion technique was implemented using an Abaqus user subroutine (USDFLD). This way, the fracture pattern observed experimentally is reproduced.

KEYWORDS: Fracture pattern, cancellous bone, micro-FE, element deletion technique.

INTRODUCCIÓN

La estimación de parámetros de fallo en hueso tiene relevancia clínica, debido a la gran importancia económica y social de las lesiones en una sociedad con un porcentaje cada vez mayor de personas en edad avanzada [1]. La estructura altamente jerárquica del hueso hace necesario su estudio en distintas escalas, para conocer cómo se traslada el comportamiento mecánico en una escala a la siguiente [2,3].

Los modelos de micro-Elementos Finitos (micro-EF) basados en imágenes de alta resolución son una herramienta fiable para la reproducción del comportamiento mecánico del hueso trabecular a nivel micro estructural [4].

Por otro lado, existen algunos estudios sobre fractura en hueso trabecular, donde se pueden distinguir distintas aproximaciones al problema, ya sea por los modelos de material utilizados (isótropos, ortótropos o anisótropos con propiedades homogéneas o no homogéneas) o de fractura considerados [5-8].

El presente trabajo es un estudio preliminar sobre fractura cuasi estática en hueso trabecular vertebral de cerdo a nivel micro estructural. Para ello, se llevan a cabo ensayos experimentales de fractura a compresión en 2 probetas de hueso trabecular, que se escanearon previamente a su ensayo utilizando micro-CT. Los modelos de micro-EF se generan en base a las imágenes obtenidas y se caracterizan geométricamente estimando una serie de parámetros que definen la micro estructura del hueso trabecular. Los modelos de micro-EF se calibran utilizando la respuesta experimental de las probetas, de forma que se estiman algunas propiedades elásticas y de fractura. Se considera una fractura de tipo frágil, sin degradación previa de propiedades, eliminando aquellos elementos que lleguen a condiciones de fractura mediante la implementación de la técnica de eliminación de elementos a través de una subrutina de usuario de Abaqus (USDFLD). Así, se correlaciona el patrón de fractura observado experimentalmente con el predicho por las simulaciones.

MATERIAL Y MÉTODOS

2.1. Preparación de las probetas de hueso trabecular vertebral de cerdo

Para este trabajo, se mecanizaron 2 probetas de hueso trabecular vertebral en el Instituto de Biomecánica de Valencia (IBV), obtenidas a partir de un cuerpo vertebral cada una, formando parte de vértebras lumbares provenientes de la espina dorsal de un mismo espécimen. Cada una de las muestras fue mecanizada en forma de paralelepípedo, de forma que se facilite su ensayo a compresión, disminuyendo los efectos de borde [9]. En la figura 1, se muestra una de las probetas utilizadas en el estudio.



Figura 1. Probetas de hueso trabecular vertebral de cerdo utilizadas para el estudio.

2.2. Escaneado y segmentación de imágenes µ-CT

Las probetas se escanearon por μ -CT (V|Tomex S 240, GE), servicio llevado a cabo por el CENIEH (Burgos, España), con una resolución espacial de vóxel de 22 μ m en las 3 direcciones.

Las imágenes resultado del escaneado μ -CT fueron segmentadas utilizando el software ScanIP (Simpleware, UK), mediante una combinación de umbralización

manual y estudio de conectividad, de forma que no se tengan en cuenta aquellas partes no conectadas a la estructura principal, con el fin de evitar problemas de movimiento de sólido rígido en las simulaciones numéricas.

2.3. Ensayos experimentales de compresión

Se llevaron a cabo ensayos a compresión en la dirección preferente de las trabéculas, esto es, en la dirección fisiológica de carga [10]. Dicha dirección se identificó de forma visual para cada probeta. Los ensayos de fractura a compresión se realizaron utilizando una máquina electromecánica de baja carga nominal (MTS Criterion C42), midiendo el desplazamiento con un deflectrómetro de precisión, bajo condiciones cuasi estáticas y con una velocidad de desplazamiento de 2 mm/min. Se registró la respuesta fuerza-desplazamiento para cada probeta ensayada, que se utilizó para calibrar tanto la respuesta elástica como la fuerza de fallo de los modelos numéricos, definida como el valor máximo de la fuerza en la respuesta experimental. El montaje utilizado para el ensayo se muestra en la figura 2.



Figura 2. Montaje utilizado para el ensayo a compresión de las probetas.

2.4. Caracterización de la microestructura de las probetas de hueso trabecular

Para caracterizar geométricamente la microestructura de las probetas se estiman una serie parámetros utilizados normalmente para hueso trabecular [11-13]: Fracción en volumen (BV/TV), relación área exterior-volumen de hueso (BS/BV), espesor trabecular medio (Tb.Th), separación media entre trabéculas (Tb.Sp), número de trabéculas (Tb.N) y dimensión fractal (D). Dichos parámetros han sido estimados utilizando rutinas de tratamiento de imágenes μ -CT desarrolladas en Matlab, y, en la tabla 1, se resumen los valores para cada una de las probetas estudiadas.
2.5. Modelos elementos finitos

Se han generado modelos de elementos finitos para cada probeta a partir de las imágenes micro-CT segmentadas, de forma que los modelos numéricos representen la estructura heterogénea trabecular con precisión. Las mallas de micro-EF fueron creadas utilizando el software ScanIP (Simpleware, UK) y están formados por 1.27 millones de nodos y 4.28 millones de elementos y 1.39 millones de nodos, 4.69 millones de elementos para las probetas #1 y #2 respectivamente. Los modelos de micro-EF para cada probeta se muestran en la figura 3.

En cuanto al modelo material, consideramos que el hueso tiene un comportamiento elástico lineal e isótropo, definiendo un módulo de Young de 10 GPa y un coeficiente de Poisson de 0.3, calibrando la rigidez a nivel micro estructural de tal forma que la respuesta de los modelos numéricos coincida con la registrada experimentalmente.

Las condiciones de contorno se definieron reproduciendo las de los ensayos experimentales, es decir, se restringieron los desplazamientos en la dirección del ensayo en los nodos de la base de las probetas, imponiendo el desplazamiento en los nodos de la cara superior de cada probeta.



Figura 3. Modelos de micro-EF generados en base a imágenes micro-CT para las probetas #1 (arriba) y #2 (abajo). Para facilitar la visualización de la geometría de los modelos utilizados, se representan sin mostrar los elementos finitos.

2.6. Modelo de fractura para hueso trabecular

En este estudio preliminar consideramos un comportamiento simplificado de fallo, suponiendo una fractura frágil a nivel micro estructural, aunque en otros trabajos en la literatura se considera la aparición de daño previo a la fractura, teniendo en cuenta la pérdida de rigidez asociada a la aparición de micro grietas [5,13]. Para ello, implementamos la técnica de eliminación de elementos mediante una subrutina de usuario (USDFLD) de Abaqus. Dado que el proceso de fallo en hueso trabecular está controlado por deformaciones [14,15], se considera como variable de fallo la deformación equivalente, definida en la ecuación (1).

$$\varepsilon_{eq} = \sqrt{\frac{2}{3}} \varepsilon_{ij} \varepsilon_{ij} \tag{1}$$

Cuando en un elemento se alcanzan condiciones críticas de fallo ($\varepsilon_{eq} = \varepsilon^c$), se procede a su eliminación modelando así la fractura a nivel micro estructural. [5,13].

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Caracterización geométrica de las probetas de hueso trabecular sintético y relación con su respuesta mecánica

En la tabla 1 se resumen los parámetros que definen las características micro estructurales de cada una de las probetas. Se observan ciertas diferencias entre los parámetros estimados, que podemos relacionar con tendencias de comportamiento mecánico. Algunos parámetros, como el espesor trabecular medio (Tb.Th), la separación media entre trabéculas (Tb.Sp) o la dimensión fractal (D) tienen valores muy parecidos para ambas probetas, siendo ligeramente mayores para la probeta #2. Por otro lado, la probeta #1 tiene una fracción en volumen de hueso (BV/TV) de un 29.53%, mientras que la probeta #2 tiene una BV/TV mayor, de un 35.33%. En cuanto a la relación área exterior - volumen de hueso (BS/BV), se estima para la probeta #1 un valor de 18.65 mm⁻¹ y un valor de 17.04 mm⁻¹ para la probeta #2.

3.2. Calibración de respuesta elástica y estimación de parámetros de fractura

La respuesta elástica de modelos numéricos se calibró utilizando la rigidez medida en los ensayos experimentales, definiendo un módulo de Young a nivel de tejido de 2.7 GPa y 3.7 GPa para las probetas #1 y #2 respectivamente. Los valores calibrados se encuentran dentro del rango esperado para hueso trabecular [11].

Tras la calibración de la respuesta elástica, se prosiguió con la carga crítica de fallo. Para ello, se siguió un procedimiento iterativo ensayo-error en el que, suponiendo una deformación crítica de fallo (ε^c), se estima la fuerza de fallo asociada hasta hacerla coincidir

Probeta	BV/TV [%]	BS/BV [mm ⁻¹]	Tb.Th [mm]	Tb.Sp [mm]	Tb.N [mm ⁻¹]	D [-]
Vértebra #1	29.53	18.65	0.11	0.27	2.58	2.81
Vértebra #2	35.33	17.04	0.12	0.29	2.93	2.83

Tabla 1. Parámetros que definen la micro estructura de cada probeta.

con la experimental. En la tabla 2, se muestran la tensión de fallo (σ_{fract}) y la rigidez ($E_{compresión}$) estimadas en los ensayos experimentales, el módulo de Young calibrado en las simulaciones para cada probeta (E_i), así como la deformación equivalente de fallo (ε^c), estimada con los modelos numéricos. Cabe resaltar que para ambas probetas la deformación crítica estimada es muy similar y el fallo global se produce a una tensión aparente muy parecida.

Probeta	E _i [MPa]	E _{compresión} [MPa]	ε ^c	σ _{fract} [MPa]
Vért. #1	2700	650	0.0225	14.9
Vért. #2	3700	940	0.027	15.2

De los resultados obtenidos en este trabajo se infiere una relación directa entre los parámetros fracción en volumen (BV/TV) y número de trabéculas (Tb.N), y la rigidez aparente a compresión ($E_{compresión}$) y la tensión aparente de fractura (σ_{fract}). Cabe indicar que el parámetro Tb.N está relacionado con la fracción en volumen y el espesor trabecular medio ($Tb.N = \frac{BV/TV}{Tb.Th}$), por lo que, teniendo en cuenta que los espesores trabeculares estimados para ambas probetas son muy similares, es de esperar la misma tendencia que con la fracción en volumen. Por su parte, aparece una relación inversa entre los valores estimados para BS/BV y la rigidez y la tensión de fallo aparente.

3.3. Comparación de los patrones de fractura experimentales con los predichos por los modelos de micro-EF

En las figuras 4 y 5, se muestran los patrones de fractura experimentales y las predicciones de los modelos de micro-EF. Se representan en azul los elementos eliminados, es decir, aquellos que han fallado. Los resultados numéricos se muestran en la configuración no deformada para facilitar su visualización.

Se observa una correlación aceptable entre las predicciones de los modelos numéricos y los resultados experimentales. En la figura 4, se observa un patrón de fractura inclinado, con aplastamiento en la parte superior de la probeta. El modelo numérico es capaz de predecir la aparición de daño generalizado en la parte superior de la probeta, así como el patrón inclinado en la parte central de la cara que se visualiza en la figura.

Por su parte, en la Fig. 5, se observa un planos de fractura inclinados en la zona central de la probeta de los resultados experimentales, que el modelo numérico es capaz de predecir.



Figura 4. Probeta #1 antes de su ensayo (arriba), tras su ensayo a fractura a compresión cuasi estática (centro) y patrón de fallo predicho por el modelo de micro-FE (abajo). En azul, se representan los elementos eliminados en la simulación.



Figura 5. Probeta #2 antes de su ensayo (arriba), tras su ensayo a fractura a compresión cuasi estática (centro) y patrón de fallo predicho por el modelo de micro-FE (abajo). En azul, se representan los elementos eliminados en la simulación.

No obstante, los resultados numéricos parecen sobreestimar las zonas dañadas. En ambas probetas aparecen zonas difusas de fractura, que no se observan de forma tan clara en los resultados experimentales. Dichas zonas serían zonas de aparición de daño, con pérdida de rigidez asociada a la aparición de micro grietas. Esta sobreestimación de la zona dañada puede explicarse por las simplificaciones supuestas en el modelo de fractura considerado. En las imágenes de los patrones de fractura experimentales aparecen zonas dañadas donde se observa daño difuso, que el modelo de fractura frágil no es capaz de distinguir. Una posible aproximación al problema para distinguir entre zonas de daño difuso y zonas de fractura trabecular completa sería la consideración de un modelo de daño previo a la fractura, con una degradación de rigidez asociada a la aparición de micro grietas.

Este estudio sobre fractura cuasiestática a compresión tiene ciertas limitaciones. La primera de ellas es la simplificación introducida al considerar como frágil la fractura a nivel micro estructural, cuando existen numerosos estudios que afirman que la fractura en hueso trabecular es dúctil, siendo necesario considerar una degradación de las propiedades mecánicas antes de la fractura [5,13].

Por otro lado, el número de probetas con las que se realiza el estudio es todavía muy limitado, por lo que las conclusiones extraídas de él deben ser confirmadas en el futuro. Es necesario aplicar el procedimiento a un número mayor de muestras, con el fin de observar tendencias más determinadas entre los parámetros micro estructurales estimados y la respuesta mecánica a compresión de las muestras.

CONCLUSIONES

En este trabajo se han llevado a cabo ensayos de fractura a compresión cuasiestática en dos probetas de hueso trabecular vertebral de cerdo, junto con su modelado con micro-EF basados en imágenes de alta resolución obtenidas por μ -CT.

Se calibró tanto la respuesta elástica como la fuerza de fallo de los modelos numéricos, utilizando para ello la respuesta fuerza-desplazamiento registrada experimentalmente. Además, se estimaron una serie de parámetros micro estructurales para el hueso trabecular, como son BV/TV, BS/BV, Tb.Th, Tb.Sp, Tb.N y D, y se relacionaron con la respuesta mecánica de cada probeta, encontrando relaciones directas entre fracción en volumen de hueso y número de trabéculas y la rigidez y tensión de fractura medidas experimentalmente, mientras que se obtiene una relación inversa entre las propiedades mecánicas aparentes y la relación área exterior – volumen de hueso (BS/BV).

En cuanto al modelo de fractura, se ha considerado un fallo frágil, implementado a través de la técnica de eliminación de elementos y teniendo como variable de inicio de fallo la deformación equivalente. Se ha estimado una deformación crítica de fallo de en torno a un 2.5% para ambas probetas, con lo que se ha conseguido reproducir los patrones de fallo observados experimentalmente. Sin embargo, el modelo de daño considerado no es capaz de distinguir entre zonas de daño

difuso y fractura completa trabecular, por lo que se tiende a sobreestimar las zonas falladas. Una aproximación que tenga en cuenta la aparición de daño previo a la fractura completa trabecular ayudaría a diferenciar entre distintos tipos de fallo, permitiendo reproducir con más fidelidad las situaciones que se observan experimentalmente.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al Ministerio de Economía y Competitividad el apoyo recibido en el contexto del proyecto DPI2013-46641-R, a la Generalitat Valenciana por el programa PROMETEO 2016/007, al Instituto de Biomecánica de Valencia (IBV) por la preparación de las muestras y al CENIEH por su escaneado por μ -CT.

REFERENCIAS

- [1] D.T. Gold. The nonskeletal consequences of osteoporotic fractures: Psychologic and social outcomes. *Rheum Dis Clin N Am* **27**(1), 255-62, 2001.
- [2] J.Y. Rho, L. Kuhn-Spearing, P. Zioupos. Mechanical properties and the hierarchical structure of bone. *Med Eng and Phys* 20 92-102, 1998.
- [3] J.D. Currey. The structure and mechanics of bone. J Mater Sci 47, 41-54. 2012.
- [4] B. van Rietbergen, H. Weinans, R. Huikes, A. Odgaard. A new method to determine trabecular bone elastic properties and loading using micromechanical finite-element models. *J Biomech* 28(1), 69-85, 1995.
- [5] R. Hambli. Micro-CT finite element model and experimental validation of trabecular bone damage and fracture. *Bone* **56**, 363-74, 2013.
- [6] M. Bessho, I. Onhishi, J. Matsuyama, T. Matsumoto, K. Imai, K. Nakamura. Prediction of strength and strain of the proximal femur by a CT-based finite element method. *J Biomech* 40, 1745-53, 2007.
- [7] X. Chen, J. Li, Y. Lu, J. Keyak, T. Lang. Proximal femoral density and geometry measurements by quantitative computed tomography: association with hip fracture. *Bone* 40, 169-74, 2007.
- [8] S. Nagaraja, T.L. Couse and R.E. Guldberg. Trabecular bone microdamage and microstructural stresses under uniaxial compression. *J Biomech* 28, 707-16, 2005.
- [9] T. Keaveny Systematic and random errors in compression testing of trabecular bone. J Orthop Res 1997, 15:101-10.

- [10] S.C. Cowin, Bone Mechanics Handbook, CRC Press, 2001.
- [11] T.M. Keaveny, E.F. Morgan, G.L. Niebur, O.C. Yeh, Biomechanics of trabecular bone. *Annu Rev Biomed Eng* 3, 307-33. 2001.
- [12] S. Tassani, V. Korfiatis and G.K. Matsopoulos. Influence of segmentation on micro-CT images of trabecular bone, *Journal of Microscopy* 256(2), 75-81, 2014.
- [13] R. Hambli. A quasi-brittle continuum damage finite element model of the human proximal femur based on element deletion. *Med Biol Eng Comput* 51, 219-31, 2013.
- [14] G.L. Niebur, M.J. Feldstein, J.C. Yuen, T.J. Chen, T.M. Keaveny. High-resolution finite element models with tissue strength asymmetry accurately predict failure of trabecular bone. *J Biomech* 33, 1575-83, 2000.
- [15] T.M. Keaveny, E.F. Wachtel, C.M. Ford, W.C. Hayes. Differences between the tensile and compressive strengths of bovine tibial trabecular bone depend on modulus. *J Biomech* 27, 1137-46, 1994.

CARACTERIZACIÓN DEL COMPORTAMIENTO BIOMECÁNICO DE LOS MATERIALES IMPLICADOS EN LA RECONSTRUCCIÓN DEL LIGAMENTO CRUZADO ANTERIOR

C. Quintana^{1*}, C. Rodríguez¹, I. Peñuelas¹, A. Maestro¹

¹SIMUMECAMAT Research Group, Universidad de Oviedo C/ Pedro Puig Adam- EDO7, 33203, Gijón, España * Persona de contacto: covaquimbar89@gmail.com

RESUMEN

Este trabajo es parte de una investigación que tiene como objetivo principal la optimización y personalización de las reconstrucciones de ligamento cruzado anterior (ACL) a partir de un modelo numérico basado en la simulación de la citada reconstrucción, pudiendo modificar sobre la misma los parámetros que caracterizan a cada paciente, tanto geométrica como mecánicamente. Para ello, se desarrolla un amplio procedimiento experimental centrado en la caracterización biomecánica de los elementos intervinientes en la operación (hueso-plastia-tornillo) utilizando muestras in vitro de origen porcino de todos ellos. Se va a utilizar el ensayo miniatura de punzonado o Small Punch Test (SPT) para la caracterización mecánica de distintas zonas del hueso cortical (tibia y fémur) así como ensayos de compresión para la caracterización del hueso esponjoso (tibia y fémur) y del tornillo interferencial. La respuesta mecánica de la plastia se llevará a cabo sometiéndola a cargas de tracción uniaxial y analizando su deformación con el uso de técnicas de correlación de imagen (DIC). Estas técnicas resultan novedosas en biomecánica y permitirán desarrollar modelos de comportamiento de hueso-plastia-fijación mucho más precisos de los utilizados hasta el momento.

PALABRAS CLAVE: ACL, SPT, Correlación de Imágenes, FEM, relación diámetros tornillo-túnel tibial

ABSTRACT

This work is part of a research whose main objective is the optimization and personalization of anterior cruciate ligament reconstructions (ACL) from a numerical model based on the simulation of the aforementioned reconstruction. The parameters that characterize each patient can be modified, both geometrically and mechanically. For this purpose, an extensive experimental procedure is developed focused on the biomechanical characterization of the elements involved in the reconstruction (bone-plasty-screw). Using in vitro samples of all the elements, the experimental procedure begins with the use of small punch test (SPT) for the mechanical characterization of different areas of tibial and femoral cortical bone, as well as compression tests for the characterization of cancellous bone (tibia and femur) and interferential screw. The mechanical response of the plasty will be carried out by subjecting it to uniaxial tensile loads analyzing its deformation with the use of digital image correlation techniques (DIC). This allows defining parameters such as the elastic modulus or the Poisson's coefficient. These new techniques in the biomechanics field will allow the development of much more precise bone-plasty-fixation behavior models than the current ones.

KEYWORDS: ACL, SPT, Digital Image Correlation, FEM, diameter relation screw-tibia hole

1. INTRODUCCIÓN

La lesión de ligamento cruzado anterior (ACL) se estima en un 0.4% de la población, siendo en su mayoría lesiones de carácter deportivo en población joven y activa. El éxito de la intervención depende en gran medida de la plastia elegida para llevar a cabo la reconstrucción, pero también de la correcta elección de los otros elementos intervinientes para cada paciente. Sin embargo, habitualmente, el cirujano lleva a cabo la intervención sin grandes distinciones entre pacientes, razón por la que este trabajo pretende proporcionar la herramienta precisa para que cada paciente pueda ser tratado de forma individual y se le practique la reconstrucción óptima en función del tamaño y características propias de su hueso (densidad, resistencia, tamaño, etc.) y plastia. La reconstrucción de ACL se puede llevar a cabo utilizando dos posibles sustitutos de ligamento: los obtenidos del propio paciente (del tendón del músculo semitendinoso, del recto interno o del tendón rotuliano) y los obtenidos de un donante (aloinjerto). Sea cual sea y dado que las técnicas quirúrgicas están muy estandarizadas, la variable principal de éxito será el tipo de fijación utilizada. La más habitual es la utilización de sistemas de fijación intratúnel mediante tornillos interferenciales, basados en poder aplicar la máxima compresión en la plastia contra el hueso sin dañar ninguno de ellos por aplastamiento.

En este trabajo se realiza un amplio procedimiento experimental que permite aprovechar nuevas

metodologías de ensayo para describir los modelos de comportamiento biomecánico de los materiales que constituyen la unión hueso-plastia-tornillo en la reconstrucción de ACL. El hueso cortical, debido a su geometría y tamaño, se ha caracterizado utilizando ensayos miniatura de punzonado (SPT). En cuanto al esponjoso, se han utilizado ensayos de compresión uniaxial. La respuesta mecánica de la plastia, se ha llevado a cabo sometiéndola a cargas de tracción y analizando su deformación mediante técnicas de correlación de imagen, permitiendo definir su comportamiento mecánico.

2. MATERIALES Y MÉTODOS

En este trabajo se utilizaron tibias y fémures frescos de cerdos adultos, recogidos en el momento del sacrificio de los animales. Como plastia se utilizaron tendones del músculo extensor lateral de los dedos (flexor digitorum), también de origen porcino y recogidos en el momento del sacrificio. Los tendones fueron seleccionados con un diámetro lo más semejante y homogéneo posible, de aproximadamente 4mm. En la Figura 1 se muestra parte del material biológico utilizado. Todo este material fue almacenado a -22°C y, posteriormente, descongelado para el ensayo. Tras la descongelación, las distintas muestras se mantienen húmedas hasta el ensayo envolviéndolas en papel de seda empapado con solución salina y almacenadas en bolsas de polietileno selladas.



Figura 1: Material biológico utilizado

Al objeto de obtener los modelos geométricos y de comportamiento necesarios para el posterior análisis por elementos finitos, los distintos materiales fueron sometidos a distintas metodologías de ensayo.

En el caso del hueso cortical, dados los buenos resultados obtenidos en materiales semejantes [1], se decidió emplear el ensayo Small Punch (SPT) para caracterizar el comportamiento mecánico del mismo. Este ensayo, cuyas características generales se describen en [2], emplea probetas de muy pequeño tamaño a las que somete a la acción de un punzón metálico de cabeza semiesférica de 2.5mm de diámetro, que las deforma obligándolas a pasar por un agujero de 4 mm de diámetro. Durante el ensayo, se registran valores de carga y desplazamiento, obteniéndose una curva característica del material, a partir de la cual se pueden obtener distintas propiedades mecánicas del material [3]. Suponiendo que el hueso cortical posee un comportamiento cuasi elástico lineal [4] hasta la rotura, el parámetro que más interesa obtener es el módulo elástico, *E*, que como puede apreciarse en la expresión (1), para materiales semejantes al analizado [5] parece estar relacionado con la pendiente de la curva SPT, *Pend*, dividida por el espesor de la probeta, *t*:

$$E = \frac{Pend}{t} \cdot \xi \tag{1}$$

Donde ξ es una constante característica del tipo de material analizado. Para realizar estos ensayos se extrajeron, mediante aserrado, pequeños trozos de hueso como los que se muestran en la Figura 2.a. Esta misma Figura 2.b, recoge una imagen de la probeta colocada en el dispositivo inferior del equipo de ensayo. El ensayo se llevó a cabo a una velocidad de 0.2mm/min con la ayuda de un dispositivo especialmente diseñado para este ensayo y colocado en una máquina estática MTS de 5kN de capacidad de carga (utilizada en todos los ensayos llevados a cabo en el presente trabajo). La medida del desplazamiento del punto de carga se obtiene a través de un extensómetro tipo COD colocado en el dispositivo.



Figura 2: Probetas hueso cortical. Ensayo SPT

En cuanto al hueso esponjoso, se decidió extraer secciones (tanto longitudinal como transversalmente) de las muestras, lo que se hizo con la ayuda de una sierra especial para corte de material biológico, evitando la degradación de las mismas por quemado, como se puede ver en las Figura 3 (secciones longitudinales) y 4 (sección transversal de una tibia).

A partir de estas muestras, las probetas para el ensayo de compresión se extrajeron con la ayuda de un dispositivo especialmente diseñado al efecto con uno de sus extremos más afilado. Y que permitió extraer de cada sección, varias probetas cilíndricas de 11mm (Figura 4).

Una vez convenientemente medidas, estas probetas fueron sometidas a ensayos de compresión, a una velocidad de 2.5 mm/min y ayudándose de un extensómetro COD para la medida precisa de la deformación.



Figura 3: Tibia seccionada longitudinalmente



Figura 4: Probetas hueso esponjoso

En lo que respecta a los tendones, se caracterizaron mediante ensayos de tracción uniaxial con la misma máquina de ensayo citada anteriormente, pero con las mordazas adecuadas para este tipo de muestra, cuya presión aumentaba con la carga. Además, para impedir desplazamientos relativos entre tendón y mordaza, se aplicaron unas gotas de adhesivo en la zona de contacto entre ambos. Teniendo en cuenta que el principal hándicap en el ensayo de materiales biológicos blandos, es la imposibilidad de obtener medidas de deformación precisas, al no poder utilizarse extensómetros de contacto, se decidió emplear técnicas de videocorrelación de imágenes (DIC) utilizando un equipo fotogramétrico GOM modelo ARAMIS 5M, que permite medir deformaciones de superficie de la muestra "sin contacto". Este equipo capta imágenes de alta resolución de la superficie analizada durante todo el proceso de aplicación de la carga, para posteriormente evaluarlas, elaborando un modelo digital tridimensional del objeto. La precisión de los resultados dependerá fuertemente de la calibración, así como la elección de lentes (función del tamaño de la zona a evaluar). En este caso, las lentes utilizadas fueron las de 50mm de distancia focal junto con un panel de calibración CQCCP20 30x24, lo que permitió obtener una zona de medida de 35x29mm. Además, para el correcto funcionamiento, es necesario que las superficies evaluadas posean una serie de marcas o referencias que aseguren un buen contraste en la imagen. Para ello, y teniendo en cuenta que el equipo capta imágenes en escala de grises, se realizó un proceso de moteado sobre los tendones (de color blanquecino) con pintura acrílica mate negro. La Figura 5 recoge el aspecto de los tendones antes (Figura 5.a) y después del moteado (Figura 5.b).



Figura 5: Aspecto de uno de los tendones antes y después del moteado

Tras este proceso, los ensayos fueron realizados a una velocidad de 20mm/min, dándose por finalizados cuando se producía la rotura del tendón. En la Figura 6, se muestra el equipo experimental utilizado en los ensayos.



Figura 6: Ensayo a tracción de un tendón porcino

3. RESULTADOS

3.1. Hueso cortical

La figura 7 recoge una curva carga-desplazamiento característica del comportamiento de una probeta de hueso cortical sometida a ensayo SPT. Como puede observarse, tras una zona inicial que corresponde a la indentación que produce el punzón sobre el hueso, el comportamiento del hueso cortical es totalmente lineal hasta la rotura.



Figura 7: Curva característica hueso cortical porcino

Por su parte, la Figura 8 recoge el aspecto de una de las muestras tras el ensayo, con una fractura totalmente frágil.



Figura 8: Probeta SPT hueso cortical tras fractura

Dado que se desconoce el valor del coeficiente ξ a utilizar para este tipo de materiales (que sepamos esta es la primera vez que se aplica este ensayo en la caracterización del hueso cortical), para determinar el módulo elástico del material, se realiza un modelo numérico de simulación del ensayo, utilizado con éxito en otros trabajos realizados sobre materiales cerámicos [5]. Suponiendo el comportamiento del hueso como elástico-lineal, el módulo elástico se calcula como aquel valor para el que el modelo numérico muestra un mejor ajuste con la curva carga-desplazamiento experimental. De este modo, se obtiene que el módulo elástico del hueso cortical de las tibias de cerdo utilizadas en este trabajo es de 25GPa, siendo un valor similar a los encontrados en la bibliografía para este tipo de hueso en humanos [6], de unos 20GPa. Se ha tomado el valor del módulo elástico en el hueso humano como referencia, debido a la similitud existente en cuanto a propiedades mecánicas de los huesos entre ambas especies [7] y a la poca información relativa a los huesos porcinos encontrada.

3.2. Hueso esponjoso

La Figura 9 recoge una instantánea realizada durante la ejecución del ensayo de compresión sobre una de las probetas analizadas.



Figura 9: Hueso esponjoso durante ensayo

Por su parte la figura 10 recoge alguna de las curvas tensión-deformación obtenidas. sohre las que posteriormente se calcularían los parámetros mecánicos característicos de este material. Como puede observarse, y como ya habían señalado otros autores ante resultados semejantes [8], el comportamiento de este tipo de hueso podría considerarse como elástico-perfectamente plástico, por lo que los parámetros mecánicos que será necesario definir son el módulo elástico (E) y el límite de cedencia (S_v) .



Figura 10: Curva Tensión-deformación tibia transversal

En la Tabla 1 se resumen los valores medios y la desviación standard de estos parámetros, obtenidos para el hueso esponjoso de la tibia porcina tanto en dirección longitudinal (probetas obtenidas en secciones transversal) como transversal (probetas de secciones longitudinales).

Tabla 1. Propiedades mecánicas a compresión del hueso esponjoso de tibia

Dirección de	E (MPa)		Sy (MPa)	
ensayo	Media	Desvest	Media	Desvest
Longitudinal	331.27	61.41	6.68	0.24
Transversal	101.94	31.29	3.6	1.13

Como puede observarse, y en total acuerdo con lo aportado por otros autores [9], el hueso esponjoso en dirección transversal tiene un módulo elástico tres veces inferior al que posee en dirección longitudinal y por tanto es más rígido en esta última dirección. También es distinto el valor de la resistencia en una u otra dirección, siendo el límite elástico del hueso en dirección longitudinal prácticamente el doble que en dirección transversal. Hacer hincapié, por tanto, en la fuerte anisotropía de este tipo de hueso, cuyo modelo constitutivo debe ser a todas luces ortótropo.

3.3. Tendones

A partir de los resultados de los ensayos de tracción, se ha realizado la modelización del comportamiento de los tendones partiendo de modelos matemáticos específicos para tejidos biológicos blandos. Se han considerado deformaciones hiperelásticas en términos de invariantes con respuestas volumétricas desviadoras [10-14]. Los tendones se modelan como materiales hiperelásticos transversalmente isótropos y longitudinalmente anisótropos. Es decir, se supone que las fibras de colágeno se encuentran en la dirección longitudinal del tendón, y, por tanto, la única tensión no nula a tracción será en esa dirección. Para formular las leyes constitutivas para tejidos blandos, se suele utilizar la función densidad de energía de deformación, debido a las grandes deformaciones que experimentan estos tejidos. Esta función depende de la dirección de las familias de fibras en un punto X definido por el vector unitario mo [15], definiendo el tensor elongación (relación entre longitudes deformada y de referencia) como:

$$\lambda_m^2 = m_0 \cdot Cm_0 \tag{2}$$

Donde m_0 es el vector unitario que define la dirección de las fibras en la configuración deformada, y **C=FTF** es la tensión de Cauchy-Green por la derecha, siendo **F=dx/dX** la matriz jacobiana de la transformación.

$$\varphi(C,M) = \varphi vol(J) + \overline{\varphi}(C,M) =$$

$$\varphi vol(J) + \overline{\varphi}(\overline{I}_1, \overline{I}_4)$$
(3)

Donde φ vol (J) y $\overline{\varphi}$ vienen dadas por las funciones escalares de J, \overline{C} y M=m0 \otimes m0, describiendo una respuesta isocórica del material [13]. \overline{I}_1 es el invariante modificado del tensor de Cauchy-Green por la derecha e \overline{I}_4 es el pseudo-invariante que caracteriza la respuesta constitutiva de las fibras [15], siendo $\overline{\lambda}$ el tensor constitutivo de las fibras. Para definir la función de densidad de energía de deformación en materiales isótropos, existen diversos modelos utilizados con éxito en otros tejidos biológicos, como la piel (modelo de Mooney Rivlin). Todos estos modelos, sin embargo, son incapaces de reproducir el comportamiento de tendones y ligamentos, materiales cuyo comportamiento está fuertemente influenciado por la respuesta de sus fibras de colágeno. Una de las más conocidas y que además se encuentra implementada en el software de elementos finitos utilizado, es el modelo de Holzapfel [13]. Este autor propone un modelo dirigido a materiales compuestos por fibras de colágeno cuyos factores dependen de la composición de las fibras y de la compresibilidad del material. Sin embargo, este modelo es de tipo Maxwell (viscoelasticidad generalizada en serie), mientras que, según algunos autores [16-18] este tipo de tejidos tienen un comportamiento más cercano al propuesto por Kelvin-Voigt (viscoelasticidad en paralelo). Los ensayos experimentales muestran que los tendones están hechos de materiales que experimentan grandes deformaciones para cargas pequeñas. Además, se puede observar que se trata de tejidos que presentan una marcada no linealidad (Figura 11).



Figura 11: Curva característica del tendón 1 a tracción. Minimización del error

Por tanto, se tiene que buscar la adecuada formulación para ajustarse a estos requisitos, asumiendo además un tejido incompresible (o quasi-incompresible) [19]. Para ello, se hace una modificación del modelo de Weiss's [12] y se obtienen las expresiones analíticas más apropiadas para el tejido del tendón. Estas expresiones han sido utilizadas previamente por [20]:

$$\bar{\varphi} = c_{10}(\bar{I}_1 - 3) + \overline{\varphi f} \tag{4}$$

$$\overline{\varphi f} = 0, \ \overline{I_4} < \overline{I_{40}} \tag{5}$$

$$\overline{\varphi f} = \frac{c_3}{c_4} \left(e^{c_4(\bar{I}_4 - \bar{I}_{40})} - c_4(\bar{I}_4 - \bar{I}_{40}) - 1 \right),
\overline{I}_4 > \overline{I}_{40} y \overline{I}_4 < \overline{I}_{4ref}$$
(6)

$$\overline{\varphi f} = c_5 \sqrt{\overline{I}_4} + \frac{1}{2} c_6 Ln(\overline{I}_4) + c_7, \qquad \overline{I}_4 > \overline{I_{4ref}}$$
(7)

Las constantes c_{10} , c_3 , c_4 , c_5 , c_6 y c_7 se obtienen del ajuste de los datos experimentales de los tendones ensayados (Figura 11). $\overline{I_{40}} \, e \, \overline{I_{4ref}}$ son los valores mínimo y máximo que definen la curva exponencial del tendón. Aplicando una función de minimización del error entre tensión experimental y analítica, se obtienen las constantes del material en el tramo exponencial de su curva característica (Tabla 2).

Constantes\Tendón	Tendón 1	Tendón 2
C10	7.87	7.98
C3	0.001	0.374
C4	77.39	19.24
I40	1.0	1.0
I4ref	1.44	1.44

Tabla 2. Constantes modelo comportamiento tendones (el resto de las constantes tienen un valor nulo)

Debido a que ningún software FE utilizado contiene un modelo adecuado para este material, se realizó una subrutina con el nuevo modelo mediante una función *uanisohyper_inv* bajo la hipótesis de que el tendón caracterizado contiene una sola familia de fibras. Esta subrutina ha sido programada en lenguaje Fortran, apropiado para el módulo standard de Abaqus 6.12.

4. CONCLUSIONES

El objetivo fundamental de este trabajo ha sido la definición de procedimientos válidos para la caracterización mecánica de todos los componentes biológicos que intervienen en la reconstrucción de LCA.

En primer lugar, a través de ensayos *SPT*, se ha logrado caracterizar el **hueso cortical** porcino, obteniendo una curva característica del material, que, junto con un modelo numérico del ensayo, ha permitido determinar el módulo elástico de este tipo de hueso y especie, E=25GPa.

Por su parte, el **hueso esponjoso porcino**, muestra un comportamiento que puede considerarse elásticoperfectamente plástico, aunque marcadamente anisótropo, con unas propiedades transversales de E=100MPa; S_y=3.6MPa, y longitudinales de E= 330MPa y S_y=6.7MPa

Finalmente, utilizando ensayos de *tracción uniaxial*, y con ayuda de un dispositivo de videocorrelación, se han caracterizado los **tendones** porcinos. Se ha programado el material utilizando un modelo teórico anisótropohiperelástico a partir de coeficientes característicos del material obtenidos de los ensayos citados.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al IUTA la financiación recibida para la realización de este trabajo. Además, expresar nuestro especial agradecimiento a la Catedrática Begoña Calvo Calzada de la Universidad de Zaragoza por su inestimable ayuda.

REFERENCIAS

- [1] V. L. Giddings, S. M. Kurtz, C. W. Jewett, J. R. Foulds, and A. A. Edidin. *Biomaterials*, vol. 22, no. 13, pp. 1875– 1881, 2001.
- [2] T. E. García, C. Rodríguez, F. J. Belzunce, and C. Suárez, J. Alloys Compd., vol. 582, pp. 708–717, 2014.

- [3] Adam Janca, Jan Siegl, Petr Hausild. J. Nuclear Materials, vol. 481 (2016), pp. 201-213.
- [4] Rho J.Y, Roy M.E, Tsui T.Y, Pharr G.M. Biomaterials 18, 1325. 1997.
- [5] C. Quintana, C. Rodríguez, F.J. Belzunce, A.C. Caballero, C. Baudín. "Caracterización de materiales cerámicos mediante ensayos miniatura: comparación entre los ensayos SPT y B3B." *Anales de mecánica de la fractura XXXIV*-2017.
- [6] A. Dorogoy, D. Rittel, K. Shemtov-Yona, and R. Korabi, "Modeling dental implant insertion," J. Mech. Behav. *Biomed. Mater.*, vol. 68, no. January, pp. 42–50, 2017.
- [7] AI Pearce, RG Richards, S Milz, E Scheneider, SG Pearce. *European Cells and materials* Vol.13(2007). pp.1-10. ISSN 1473-2262.
- [8] Burstein, A.H., Zika, J.M, Heiple, K.G, Klein, L. Journal Bone Jt Surg. 57-A, 956-961. 1975.
- [9] D.C Wirtz, N. Schiffers, T. Pandorf, K.Radermacher, D. Weichert, R.Forst. J.Biomechanics 33 (2000)1325-1330.
- [10] Flory, P.J., 1961. Transactions of the Faraday Society 57, 829–838.
- [11] Simo, J.C., Taylor, R.L., 1991. Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering 85, 273–310.
- [12] Weiss, J.A., Maker, B.N., Govindjee, S., 1996. "Finite element implementation of incompressible, transversely isotropic hyperelasticity". *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 135, 107–128.
- [13] Holzapfel, G.A., Gasser, T.C., Ogden, R.W., 2000. "A new constitutive framework for arterial wall mechanics and a comparative study of material models". *Journal of Elasticity* 61, 1–48.
- [14] Peña, E., del Palomar, A.P., Calvo, B., Martinez, MA, Doblaré, M. "Computational modelling of diarthordial joints. Physiological, pathological and pos-surgery simulations". Archvies of Computational Methods in Engineering 14 (1), 47-91.
- [15] Spencer, A.J.M. "Theory of invariants. In: Continuum Physics". Academic Press, New York, pp. 239–253. 1954.
- [16] N. Sasaki, S. Odajima. J. Biomech., 29 (1996), pp. 655-658
- [17] R. Puxkandl, I. Zizak, O. Paris, W. Tesch, S. Bernstorff, P. Purslow, P. Fratzl. Philos. *Trans. Roy. Soc. Lond. B*, 357 (2002), pp. 191-197
- [18] R.D. Vita, W. Slaughter. "A structural constitutive model for the strain rate-dependent behavior of anterior cruciate ligaments". *Int. J. Solids Struct.*, 43 (2005), pp. 1561-1570
- [19] Ogden, R.W. "Nonlinear Elasticity, Anisotropy, Material Stability and Residual Stresses in Soft Tissue." *Lecture Notes. CISM Course on Biomechanics of Soft Tissue Udine*. 2001.
- [20] Calvo,B., Peña, E., Martins,P., Mascarenhas,T., Doblaré, M.,Jorge, R.N., Ferreira,A. "On modelling damage process in vaginal tissue." *Journal of Biomechanics* 42 (5), 642–651. 2009.

INCREMENTO DE RESISTENCIA MECÁNICA DE LA ALEACIÓN Nb1Zr TRAS SER PROCESADA MEDIANTE UNION POR ROLADO ACUMULATIVO PARA APLICACIONES BIOMEDICAS

B. L. Rodriguez-Espinoza^{1*1}, F. A. García-Pastor¹, P. Lopez-Crespo², B. Moreno²

¹Centro de Investigación y de Estudios Avanzados del Instituto Politécnico Nacional Ave. Industria Metalúrgica 1062, Parque Industrial Saltillo-Ramos Arizpe, 25900, Ramos Arizpe, Coahuila, México ²Departamento de Ingeniería Civil y Materiales , Universidad de Málaga C/Dr Ortiz Ramos s/n, 29071, Málaga, España *Persona de contacto: brenda.rodriguez@cinvestav.edu.mx

RESUMEN

En el presente artículo se muestra el desarrollo de laminados microestructurados de la aleación Nb1Zr mediante deformación plástica severa, a través de la técnica de unión por rolado acumulativo. Las láminas fueron sometidas a 5 pases de rolado acumulativo, partiendo de 180x40x1 mm como dimensiones iniciales, con calentamientos entre los pases a 700°C por intervalos de 1 minuto cada uno. Los laminados obtenidos se ensayaron en carga monotónica y carga-descarga cíclica incremental a escala reducida, los cuales han permitido comprobar un aumento mayor al doble en la resistencia inicial de la aleación, además de ciclos de histéresis y un refinamiento de grano que incide favorablemente en la ductilidad de la aleación.

PALABRAS CLAVE: Aleación Nb1Zr, rolado acumulativo, micro-ensayos, refinamiento de grano, ciclos de histéresis.

ABSTRACT

This paper presents the development of the microstructured materials of the Nb1Zr alloy, through severe plastic deformation by accumulative roll bonding. The sheets were subjected to 5 pass of accumulative roll bonding, starting from 180x40x1 mm as initial dimensions, with heating between the passes at 700 ° C at intervals of 1 minute each one. The obtained laminates were micro-tested in monotonic loading and incremental cyclic loading-unloading, which allowed to verify a greater than double increase in the initial resistance of the alloy, in addition hysteresis cycles and a refinement of grain that favorably affects the ductility of the alloy

KEYWORDS: Nb1Zr alloy, accumulative roll bonding, Micro-tests, grain refinement, hysteresis cycles.

INTRODUCCIÓN

El objetivo de la investigación de biomateriales es en principio lograr una adecuada combinación de propiedades físicas y químicas coincidentes con las del tejido reemplazado con una mínima o nula respuesta del cuerpo extraño en el huésped [1].

El campo de aplicación de los biomateriales es muy amplio e incluye desde reemplazos de articulaciones, y extremidades, arterias artificiales, piel, lentes de contacto hasta prótesis dentales [1]. Sin embargo, el uso de los metales como biomateriales fue impulsado principalmente por la demanda de reparación ósea, enfocada a la fijación de fracturas internas [2]. La alta resistencia a la tracción y resistencia a la fatiga de los metales hace que sean adecuados para aplicaciones de soporte de carga.

Los implantes metálicos permanentes basados en aceros inoxidables (316L), aleaciones cobalto-cromo (Co-Cr) y titanio o sus aleaciones han estado a la vanguardia de la investigación de biomateriales clásicos durante décadas. Sin embargo, actualmente el uso de materiales metálicos sufre algunas limitaciones debido a la corrosión en el entorno corporal [1, 3].

La necesidad de encontrar nuevos materiales que no tengan problemas de compatibilidad con el cuerpo huésped ni a mediano ni a largo plazo apunta al surgimiento de nuevos materiales como el niobio y el zirconio [2, 4, 5]. Ambos han sido estudiados en los últimos años como biomateriales. Sin embargo,

¹ Actualmente realizando una estancia doctoral en el Departamento de Ingeniería Civil y Materiales de Universidad de Málaga.

presentan como limitante su escasa resistencia en modo metálico, por lo que se ha comprobado que mediante un refinamiento de grano ultrafino se pueden lograr las propiedades mecánicas óptimas para su uso en una amplia gama de aplicaciones que van desde la industria aeronáutica hasta aplicaciones biomédicas [6, 7, 8]. Actualmente una de las técnicas recomendadas para lograr un alto refinamiento de grano es mediante la deformación plástica severa [4], debido a que presenta menor contaminación de agentes externos sobre los productos terminados. Dentro de la clasificación de procesamiento de esta técnica, resalta la unión por rolado acumulativo. La principal ventaja de este método es su fácil procesamiento debido a que no requiere equipo especializado, por lo que es posible procesar los laminados de grano ultrafino mediante un molino de rolado convencional, de ahí deriva su bajo costo de procesamiento es comparación con otras técnicas especializadas de producción materiales [9].

MATERIALES Y MÉTODOS

Las láminas de aleación Nb-1Zr con dimensiones iniciales de 180 x 40 x 1 mm, se laminaron mediante el proceso general de rolado acumulativo hasta alcanzar 5 pases de laminación, inicialmente y entre cada paso las láminas fueron calentadas a 700°C por intervalos de 1 minuto.

El molino de laminación (Figura 1) cuenta con dos rodillos de acero herramental de 10.16 cm de diámetro x 15.24 cm de ancho y una fuerza de separación de 177 kN, en el desarrollo de los laminados el molino fue operado a 120°C con una velocidad de 7.7 RPM.



Figura 1. Molino de laminación IMR donde se desarrollaron las láminas de Nb1Zr.

2.1 Caracterización mecánica

Los ensayos de tensión se llevaron a cabo en el equipo de microtensión Deben Microtest con la geometría mostrada en la Figura 2. Dichos ensayos se realizaron en dos modos, uno en carga monotónica y el otro a carga-

descarga cíclica incremental. Para el primer modo se ensayó el material en estado inicial y procesado, para el caso del segundo se tiene la respuesta del material procesado. La respuesta mecánica en ambos casos, se analizó mediante correlación digital de imágenes a través del software Vic-2D.



Figura 2. Geometría empleada para probetas ensayadas en tensión a escala reducida (cotas en mm).

2.2 Caracterización microestructural

La evolución intralaminar se analizó en un microscopio óptico Motic PSM-1000 para los primeros pases y en microscopio electrónico de barrido Philips XL30ESEM para el último pase.

Para la preparación metalográfica, se utilizó papel lija de SiC con granulometría ascendente desde 800 hasta 2400, un pulido inicial con alúmina de 1 μ m y finalmente un pulido fino con una solución de sílica coloidal. El ataque químico consistió en una solución de ataque ASTM 66 [10], la cual contiene 30 ml HF, 15 ml HNO₃, 30 ml HCl.

2.3 Análisis de superficies de fractura

Al finalizar los ensayos de tensión, se llevaron a la fractura las probetas para analizar las incidencias del procesamiento sobre el material, evaluando mediante microscopía electrónica de barrido las superficies del material tanto en condición de llegada como el ya procesado.

RESULTADOS

Se ensayaron en carga monotónica las probetas de aleación Nb1Zr, inicialmente en condición de llegada y posteriormente el material procesado. La sección transversal del material sin procesar fue de 0.95 mm², mientras que para el material procesado fue 1.07 mm², se cargaron hasta 250 N y 660 N, lo que equivale a un último esfuerzo a la tensión de 261 MPa y 612 MPa, respectivamente. El comportamiento exhibido por ambas pruebas se muestra en la Figura 3. Por otra parte, la lámina Nb1Zr procesada mediante rolado acumulativo se sometió a ciclos de carga-descarga cíclica incremental y su comportamiento se muestra en la Figura 4.



Figura 3. Comportamiento mecánico de la aleación Nb1Zr sin procesar y procesada tras 5 pases de ARB.



Figura 4. Comparación de carga monotónica contra carga cíclica incremental de una probeta de Nb1Zr procesada mediante ARB.



Figura 5. Evolución del procesamiento mediante unión por rolado acumulativo, a) aleación Nb1Zr sin procesar, b) primer paso de rolado, c) segundo paso de rolado, d) tercer paso de rolado, e) cuarto paso de rolado, f) quinto pase de rolado.

El seguimiento a la evolución intralaminar en cada uno de los pases de rolado se muestra en la Figura 5, iniciando con el material en condición de llegada, donde hay solo una lámina con un espesor de 1 mm y posteriormente al incrementar el número de pase aumenta el número de laminillas unidas manteniendo el espesor final de la muestra de 1 mm. Al terminar el quinto pase de rolado la lámina cuenta con 32 laminillas en total con las características enlistadas en la Tabla 1, de acuerdo con lo expuesto por Saito, *et al.*, [9].

Tabla 1. Características de la aleación después del procesamiento.

Aleación Nb1Zr procesada mediante ARB		
Espesor final de la lámina inicial 0.03 mm		
Reducción total	96%	
Deformación plástica equivalente	4	

La microestructura se reveló tanto para la aleación en condición de llegada como para la lámina procesada de acuerdo al procedimiento expuesto en la sección anterior, las micrografías (Figura 6) exponen la zona transversal al sentido de laminación, es posible apreciar en esta figura la comparación entre el tamaño de grano inicial de 30 μ m y un severo refinamiento de grano tras el procesamiento donde los granos están en el orden de 1 a 0.8 μ m en el sentido de aplicación de las fuerzas de laminación.

Tras rebasar el último esfuerzo a la tensión, las probetas llegaron al punto de fractura y los encuellamientos (Figura 7) y las superficies de fractura (Figura 8) se comparan para el material en condición de llegada contra el procesado.



Figura 6. Micrografías transversales al sentido de laminación, a) en condición de llegada, b) aleación procesada.



Figura 7. Encuellamieto de probeta Nb1Zr tras fallo en carga monotónica, a) en condición de llegada, b) aleación procesada.



Figura 8. Superficie de fractura de aleación Nb1Zr, a) en condición de llegada, b) aleación procesada.

DISCUSIÓN

El procesamiento mediante unión por rolado acumulativo incrementó la resistencia de la aleación Nb1Zr además aumentó considerablemente la ductilidad del material. Tanto la resistencia como la ductilidad son propiedades que se ven afectadas positivamente tras el procesamiento de deformación plástica severa [8, 11].

Tras los ciclos de carga y descarga en el material procesado se encontró que presenta ciclos de histéresis. El fenómeno de histéresis suele presentarse por distintas razones, una es por transformaciones de fase, caso que no incluye el niobio puesto que no presenta este fenómeno. La segunda razón puede ser por el movimiento reversible de dislocaciones, basado en el hecho de tener dos fases constituyentes con diferentes propiedades elásticas que comparten una interfase semi-coherente, esto dificulta el movimiento de las dislocaciones y resulta por tener una fase de refuerzo que crea en la matriz metálica una acumulación de dislocaciones [12]. Por otra parte, los materiales con alto refinamiento de granos incrementan la desorientación entre granos vecinos debido a que tienen un alto ángulo en los límites de grano lo que constituye barreras efectivas contra el movimiento de dislocaciones y además lentifica la propagación de las grietas [13].

Se ha demostrado que el Nb metálico forma una solución sólida con el Zr como elemento aleante [14]. Además, en aleaciones Nb-Zr se puede llevar a cabo una oxidación selectiva, la cual consiste en oxidar el zirconio, que precipita como partículas de refuerzo en la matriz metálica del niobio [14, 15]. Realizado con materiales de grano ultrafino procesados mediante deformación plástica severa [4, 14]

Al hacer la caracterización mecánica, se encontraron limitaciones de la correlación de imágenes a esfuerzos pequeños (>150 MPa). Esta es la razón por la que no se incluye en la presente investigación el comportamiento de la aleación ante la carga y descarga cíclica en condición de llegada.

La probeta ensayada de aleación Nb1Zr sin procesar exhibe un encuellamiento (Figura 7 a) y una sección con cavidades (Figura 8 a) características de un material dúctil, como lo es el niobio, sin embargo, es posible apreciar que las microcavidades originadas por la fractura son de tamaños variables y no presentan una continuidad en su acomodo.

Es visible el daño superficial sobre la muestra procesada a causa de la deformación plástica equivalente impresa por el mismo procesamiento. Además, aunque el encuellamiento (Figura 7 b) no es tan pronunciado como en el caso de la muestra sin procesar (Figura 7a), el diagrama del comportamiento mecánico expuesto en la Figura 3 avala el incremento en ductilidad que presenta la muestra luego de ser procesada. En la Figura 8b, se presenta la fractura de la probeta donde es posible observar las láminas que se unieron mecánicamente por el rolado acumulativo. La fractura expone además una zona regular de microcavidades extendidas sobre la vista transversal de las laminillas.

CONCLUSIÓN

El material procesado logró demostrar, a través de las pruebas mecánicas, que es posible aumentar la resistencia de la aleación casi 3 veces en relación con el material sin procesar. Por lo tanto, se avala el hecho de que la deformación plástica severa, a través de la unión por rolado acumulativo, provee un aumento en la resistencia de los materiales que se procesan mediante estos métodos. El incremento de las propiedades mecánicas del material es viable gracias al notable endurecimiento de la matriz luego de ser sometido a grandes cantidades de deformación.

También influye en este fenómeno la formación de óxido de zirconio en la superficie de las láminas luego de llevarlas al calentamiento. La aparición de estas especies favorece al aumento en la resistencia del material, quedando inmersas en la matriz metálica del niobio conforme avanza el procedimiento iterativo. Dando como resultado un material con características similares a las que posee un material compuesto reforzado con partículas [16].

La respuesta mecánica del material al someterla a cargas cíclicas incrementales es el resultado de la aparición de nuevas fases que actúan en el material procesado como una segunda fase o fase de refuerzo que precipita para fortalecer la matriz metálica del niobio, actuando como partícula de refuerzo.

El incremento en la resistencia en el material y la aparición de los ciclos de histéresis deberán ir ligados a un aumento de la vida en fatiga de este, por lo que se realizarán las pruebas pertinentes para respaldar dicho razonamiento.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología de México por aportar los recursos para llevar a cabo la presente investigación y al Ministerio de Economia y Competitividad de España (referencia MAT2016-76951-C2-2-P).

REFERENCIAS

[1] B. M. Holzapfel, J. C. Reichert, J.-T. Schantz, U. Gbureck, L. Rackwitz, U. Nöth, F. Jakob, M. Rudert, J. Groll y D. W. Hutmacher, «How smart do biomaterials need to be? A traslational science and clinical point of view,» *Advanced Drug Delivery Reviews*, vol. 65, pp. 581-603, 2013.

- [2] Q. Chen y G. A. Thouas, «Metallic implant biomaterials,» *Materials Science and Engineering R*, pp. 1-57, 2015.
- [3] A. Vladescu, V. Braic, M. Balaceanu, M. Braic, A. C. Parau, S. Ivanescu y C. Fanara, «Characterization of the Ti-10Nb-10Zr-5Ta Alloy for Biomedical Applications. Part 1: Microstructure, Mechanical Properties, and Corrosion Resistance.,» Journal of Materials Engineering and Performance, vol. 22, n° 8, pp. 2389-2397, Agosto 2013.
- [4] M. Niinomi, M. Nakai y J. Hieda, «Development of new metallic alloys for biomedical applications,» Acta Biomaterialis, pp. 3888-3903, 2012.
- [5] Y. P. Sharkeev, A. Y. Eroshenko, V. I. Danilov, I. A. Glukhov y A. I. Tolmachev, «Production of Ultrafine-Grain Bioinert Alloys,» *Steel in Traslation*, vol. 45, n° 2, pp. 116-119, 2015.
- [6] M. Niinomi, T. Narushima y M. Nakai, Advances in Metallic Materials, Springer, 2015.
- [7] R. Z. Valiev, A. P. Zhilyaev y T. G. Langdon, Bulk Nanostructured Materials: Fundamentals and Applications, New Jersey: John Wiley & Sons, Inc., 2014.
- [8] Y. T. Zhu, T. C. Lowe y T. G. Langdon, «Performance and applications of nanostructured materials produced by severe plastic deformation,» *Scripta Materialia*, vol. 51, pp. 825-830, 2004.
- [9] Y. Saito, H. Utsunomiya, N. Tsuji and T. Sakai, "Novel Ultra-High Straining Process for Bulk Materials-Development of the Accumulative Roll-Bonding (ARB) Process," *Acta materialia*, vol. 47, no. 2, pp. 579-583, 1999.
- [10] ASM Handbook Committee, ASM Handbook, 9th Edition ed., United States of America: ASM International, 1985.
- [11] Y. Estrin and A. Vinogradov, "Extreme grain refinament by severe plastic deformation: A wealth of challenging science," *Acta Materialia*, no. 61, pp. 782-817, 2013.
- [12] F. A. García-Pastor, Thesis: Micromechanical behaviour of two phase $(\alpha 2+\gamma)$ titanium aluminides, Manchester: School of Materials, 2009.
- [13] S. M. Toker, F. Rubitscheck, T. Niendorf, D. Canadinc y H. J. Maier, «Anisotropy of ultrafinegrained alloys under impact loading: The case of biomedical niobium-zirconium.,» *Scripta Materialia*, vol. 66, nº 7, pp. 435-438, 2012.
- [14] T. Niendorf, H. J. Maier, D. Canadinc, G. G. Yapici y I. Karaman, «Improvement of fatigue performance of an ultrafine-grained Nb-Zr alloy by nano-sized precipitates formed by internal oxidation,» *Scripta Materialia*, vol. 58, n° 7, pp. 571-574, 2008.

- [15] G. Purcek, O. Saray, F. Rubitschek, T. Niendorf, H. J. Maier y I. Karaman, «Effect of internal oxidation on wear behavior of ultrafine-grained Nb-Zr,» Acta Materialia, vol. 59, n° 20, pp. 7683-7694, 2011.
- [16] P. B. Prangnell, T. Downes, W. M. Stobbs y P. J. Withers, «The deformation of discontinuously reinforced MMCs-I. The initial yielding behaviour.,» Acta metallurgica et Materialia, vol. 42, nº 10, pp. 3425-3436, 1994.

DETERMINACIÓN DE LA TENSIÓN DE ROTURA DE HUESOS COMBINANDO MEDIDAS EXPERIMENTAS Y SIMULACIONES

C. Crespo-Gomara¹, J. Aldazabal^{1*},

¹Tecnun - Universidad de Navarra, P^o Manuel de Lardizábal 13, 20018, San Sebastián, España.

* Persona de contacto: jaldazabal@tecnun.es

RESUMEN

La determinación de la carga capaz de soportar un hueso se puede medir experimentalmente mediante un ensayo de tracción convencional. Sin embargo, y dada la compleja geometría del hueso, con estos ensayos se hace muy difícil el cálculo directo de la tensión de rotura mismo.

El presente trabajo propone un método para poder determinar la tensión de rotura de un hueso. La primera etapa del método consiste en la determinación de la geometría del hueso mediante un escaneo 3D del mismo. Una vez escaneado el hueso se fija este en los utillajes de una máquina de ensayo universal mediante un adhesivo bicomponente. Tras el curado del adhesivo se ensaya el hueso para determinar la carga máxima capaz de soportar. Con la geometría 3D del hueso ensayado se genera un modelo de elementos finitos. A este modelo se le aplica una carga virtual y se determina tanto la zona de máxima tensión como el valor que alcanza esta. Dado el carácter frágil del hueso se le puede suponer un comportamiento elástico lineal del mismo hasta el fallo.

El método propuesto permite determinar, mediante la geometría y el ensayo del hueso, la tensión máxima que soporta.

PALABRAS CLAVE: Elementos finitos, ensayos mecánicos, hueso, tensión de rotura.

ABSTRACT

The determination of the load capable of supporting a bone can experimentally be measured with conventional tensile test. However, given the complex geometry of the bone, with these tests it is extremely difficult to directly calculate the fracture stress itself.

This work proposes a method to determine the fracture stress of a bone. The first stage of the method consists of determining the geometry of the bone. This can be done using a 3D scanner. Once the bone geometry has been obtained, it is fixed in the grips of a conventional testing machine. This was made using a bicomponent adhesive. After curing the adhesive, a regular test was performed to determine the maximum load capable of supporting the bone. With the 3D model of the bone tested, a finite element model was generated. A virtual normalised force was applied to this model and both the maximum stress zone and the value it reaches was determined. Given the brittle character of the bone, a linear-elastic behaviour was assumed.

Proposed method allows to determine, by means of the geometry and the test of the bone, the maximum tension that is capable of supporting.

KEYWORDS: Finite elements, mechanical test, bone, fracture stress.

1. INTRODUCCIÓN

Debido al alargamiento en la esperanza de vida de las sociedades modernas, las enfermedades y males asociados al sistema musculo-esquelético son una de las principales causas de minusvalías y dolores crónicos.

La ausencia de mecanismos de regeneración o de reparación de tejidos articulares hace que estos problemas degenerativos acaben muchas veces en artrosis. Este problema se caracteriza por una pérdida total de la función articular.

La regeneración ósea es un proceso fisiológico complejo y bien orquestado de reparación de tejidos, que se puede observar durante la curación normal de fracturas. Este proceso regenerativo está involucrado en la remodelación continua a lo largo de la vida adulta. Sin embargo, existen condiciones clínicas complejas en las que se requiere la regeneración de una gran cantidad de masa ósea. En muchos de estos casos se ha de recurrir a fármacos o incluso a la ingeniería de tejidos.

Para comprobar la efectividad de los tratamientos aplicados en estas regeneraciones es necesario el poder cuantificar la resistencia mecánica de los huesos tras su regeneración [1]. Un ensayo de tracción puede servir para medir directamente la carga capaz de soportar un hueso, pero no así la tensión que soporta.

En este trabajo se ha estudiado y expuesto la metodología de trabajo para determinar la respuesta mecánica de una muestra de hueso de tibia regenerado de ratón. La longitud aproximada del hueso ensayado es de 18 mm.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

En este apartado del trabajo se expone la metodología empleada para realizar los ensayos mecánicos para determinar la fuerza máxima que es capaz de soportar el hueso estudiado.

2.1 Preparación de las muestras

Una vez extraídas las muestras del animal se ha procedido a eliminar los posibles restos de piel con la ayuda de un bisturí. La pérdida de agua de los huesos modifica sus propiedades mecánicas [2]. Para evitar esta alteración de las propiedades mecánicas, la muestra, tanto recién extraída como limpia, se ha conservado en un bote de plástico estéril y hermético de 50 ml de capacidad. Antes de guardar el hueso en el bote, se ha envuelto en una gasa empapadas con agua desionizada.

Una vez el hueso se han limpiado, se ha determinado la dirección de aplicación de la carga. La figura 1 indica en azul la dirección empleada para aplicar la carga durante el ensayo.



Figura 1. Posibles direcciones de aplicación de la carga en el hueso. La dirección empleada en este trabajo corresponde a marcada en azul.

Tras la limpieza del hueso se ha caracterizado geométricamente, como se explicará en el apartado 3.1 del trabajo.

Para la fijación del hueso a la máquina se han mecanizado unos prismas de aluminio de $10 \times 10 \times 40$ mm. A cada uno

de estos prismas se le ha practicado un agujero de unos 7 mm de profundidad y 3.5 mm de diámetro. Para fijar el hueso al prisma se ha empleado un adhesivo bicomponente *Araldite Rapid* de *Hustsman Advanced Materials*. Tras mezclar los dos componentes del adhesivo se ha vertido la mezcla sobre el orificio y posteriormente se ha introducido uno de los extremos del hueso. Para lograr una alineación de este con la dirección deseada de aplicación de la carga se ha empleado un nivel laser que trazaba una línea totalmente vertical. El tiempo de curado empleado ha sido de aproximadamente 2 horas. La figura 2 muestra la fijación provisional del hueso, con ayuda de unas pinzas, para evitar su desalineación antes del curado y endurecimiento de la mezcla bicomponente.



Figura 2. Sistema empleado para mantener la alineación del hueso durante el curado del adhesivo.

Una vez curado el adhesivo se ha envuelto en una gasa y se ha almacenado en un bote hermético hasta su ensayo.

2.2 Montaje experimental

El ensayo de tracción se ha realizado con una máquina de ensayo universal Instron Mini44 con una celda de carga estática de 500 N. Dados los pequeños valores de carga esperados se ha empleado un amplificador de instrumentación para aumentar la resolución de la celda de carga. El factor de amplificación empleado ha sido de 20:1. La figura 3 muestra el montaje empleado. El amplificador utilizado se encuentra a izquierda de la imagen, junto a la consola de control.



Figura 3. Equipo empleado para determinar la carga a rotura del hueso.

Tras la fijación del bloque de aluminio a la mordaza superior de la máquina, se ha colocado otro bloque similar en la mordaza inferior y se ha rellenado el taladro practicado sobre el aluminio con epoxi. Tras el llenado se han aproximado las mordazas entre sí hasta que el extremo, hasta ahora libre del hueso, se ha sumergido en el adhesivo. Una vez que este extremo ha alcanzado la profundidad deseada se ha esperado 2 horas hasta el curado completo del epoxi. Durante el curado se han envuelto las piezas de aluminio y el hueso con una gasa empapada con agua desionizada. Durante este curado no se observado ningún incremento en la carga de la máquina, por lo que se puede considerar que el ensayo comenzará sin carga aplicada, y por tanto el método de fijación no introduce tensiones. En la figura 4 se parecía el hueso fijado a ambos bloques de aluminio y listo para ser ensavado.



Figura 4. Hueso listo para ser ensayado y fijado a los dos bloques de aluminio mediante adhesivo.

El ensayo de tracción se ha realizado a una velocidad 0,3 milímetros por minuto. La toma de datos se ha efectuado con una cadencia de 10 Hz. Con estos parámetros cada valor de carga registrado corresponde a un desplazamiento teórico de la cruceta de 0,0005 mm. Para la toma de datos se ha empleado una tarjeta de adquisición Advantech PCL-818H, de 12 bits de resolución y frecuencia de muestreo máxima de 100 kHz. Con el montaje empleado la resolución obtenida en el registro de la carga ha sido de 0,02 N.

3. MODELO COMPUTACIONAL

En este apartado del trabajo se expone la metodología empleada para la realización la modelización del comportamiento mecánico del hueso.

3.1 Caracterización geométrica

La etapa previa a la modelización corresponde a la obtención de la geometría del hueso. Para esto se ha desarrollado un montaje de tomografía computarizada mediante la proyección de sombras. Una vez montado el sistema se ha fijado el hueso sobre un motor paso a paso con una resolución de 4095 pulsos por vuelta (figura 5).



Figura 5. Posicionamiento del hueso sobre el motor para tomar imágenes durante la rotación del mismo.

La toma de imágenes se ha efectuado de forma continua, empleado para la reconstrucción del volumen del hueso únicamente 36 imágenes de una rotación total de 180°. La diferencia de orientación entre cada dos imágenes consecutivas ha sido de 5,0°.

Tras la toma de las imágenes, y mediante un programa desarrollado en C, se ha procedido a reconstruir la geometría del hueso. La resolución espacial durante la reconstrucción de la superficie ha sido de aproximadamente 50 μ m. La figura 6 muestra la geometría del hueso reconstruido.



Figura 6. Geometría del hueso reconstruida

3.2 Modelo computacional

Una vez obtenida la geometría del hueso se ha importado esta al código de elementos finitos Ansys 18.1.

Las propiedades mecánicas asignadas para el hueso, y mostradas en la tabla 1 se han obtenido de la bibliografía [3-5].

Tabla 1. Propiedades mecánicas del hueso.			
Propiedad	Valor	Unidades	
Módulo Elástico, E	15	GPa	
Módulo Cortadura, G	12	GPa	
Módulo Poisson, v	0,3		
Densidad, p	2441	kg/m ³	

Para simular el ensayo se han fijado los nodos de la parte inferior de la geometría y se ha aplicado una carga distribuida en la superficie superior. Se ha supuesto un comportamiento elástico lineal hasta el fallo. Durante la simulación la carga aplicada sobre la probeta ha sido tal que se obtuviera una tensión máxima de 1 Pa. Para comprar los resultados del ensayo real con los del modelo simplemente se han escalado las tensiones obtenidas del modelo con la carga real, en newtons, soportada por el hueso real.

4. MEDIDAS Y RESULTADOS

4.1 Resultados experimentales

La figura 7 muestra el registro carga-desplazamiento durante la realización del ensayo.



Figura 7. Registro carga-desplazamiento obtenido durante el ensayo de la tibia de ratón.

En la primera parte de la gráfica se observa una relación lineal entre la carga y el desplazamiento. La ecuación 1 muestra la expresión del ajuste lineal obtenido considerando pequeños desplazamiento (desde 0 hasta 0,1 mm).

$$F = 130,48 x$$
 (1)

Donde F corresponde a la fuerza aplicada, en N, y x al desplazamiento de la cruceta, en milímetros.

Durante el ensayo se ha observado una pequeña deformación del epoxi. Esta deformación ayuda a explicar la caída de la carga observada en el registro. Si bien esa caída de la carga se produce a deformaciones relativamente grandes, se puede garantizar que la carga de rotura del hueso ha sido de 21,06 N. Tras alcanzar la carga máxima se ha producido el fallo de la tibia (indicado en rojo) y posteriormente de la fíbula.

La figura 8 muestra el aspecto del hueso una vez ensayado. La fractura del hueso se ha producido sobre la bifurcación del hueso, en la zona de la tibia paralela a la fíbula.



Figura 8. Aspecto de la tibia tras ser ensayada. El fallo se ha producido encima de la bifurcación del hueso.

4.2 Resultados del modelo

La geometría del hueso reconstruida ha estado compuesta por 23851 elementos tetraédricos. La carga aplicada sobre el modelo ha sido tal que la tensión principal máxima resultante sea de un Pascal. La figura 9 muestra los resultados de tensión principales que aparecen sobre el hueso.



Figura 9. Distribución de tensiones principales normalizadas sobre el hueso cargado.

En el caso de hueso ensayado se prevé una tensión máxima en la parte situada debajo de la bifurcación. Sin embargo, el hueso real se ha fracturado por la zona indicada en rojo en la figura 8 y 9. La figura 10 muestra un detalle de la zona de rotura, donde se indica que la tensión máxima es aproximadamente un 10% del valor máximo esperado.



Figura 10. Tensión principal máxima normalizada en la zona de rotura del hueso.

4.3 Discusión de los resultados

El hueso ensayado corresponde a un hueso previamente cortado y regenerado. Esta zona regenerada corresponde a la zona por la que posteriormente falló.

El fallo se ha producido en la zona de mayor tensión principal calculada, dentro de la zona regenerada. Este resultado es razonable pero la carga de rotura ha sido mucho menor de lo esperada (un 10% de la nominalmente esperada). Esta discrepancia puede deberse principalmente a dos factores: una mala definición del hueco interior del hueso o una clara no isotropía en las propiedades del mismo.

5. CONCLUSIONES

En el presente trabajo se ha propuesto y validado un método para poder determinar la carga a rotura de huesos con geometrías complejas.

La determinación de la zona de fallo predicha por las simulaciones de elementos finitos has sido correctas, si bien los valores esperados son mucho menores de los realmente medidos.

La determinación exacta de la geometría interna del hueso y de la anisotropía de su respuesta mecánica es clave para poder predecir de forma precisa la tensión de rotura.

REFERENCIAS

- [1] C.H. Turner, Biomechanics of bone: Determinants of skeletal fragility and bone quality. *Osteoporos. Int.*, **13**, 97-104, 2002.
- [2] J.D. Currey, T. Landete-Castillejos, J.A. Estevez, A. Olguin, A.J. Garcia, L. Gallego, The Young's Modulus and Impact Energy Absorption of Wet and Dry Deer Cortical Bone. *The Open Bone Journal*, 1, 38-45, 2009.
- [3] D.T. Reilly, A.H. Burnstein, V.H. Frankel. The elastic modulus of bone. *J. Biomech.*, **7**, 271-272, 1974.
- [4] A.H. Burnstein, D.T. Reilly, M. Martens. Aging of bone tissue: Mechanical properties. J. Bone Joint Surg. Am., 58, 82-86, 1976.
- [5] D. Guede, P. Gonzalez, J.R. Caeiro, Biomecánica y hueso (I): Conceptos básicos y ensayos mecánicos clásicos. *Rev. Osteoporos. Metab. Miner.*, 5, 43-50, 2013.

FATIGA E INTERACCIÓN CON EL MEDIO AMBIENTE

CRITERIOS MEDIOAMBIENTALES PARA ELEGIR MATERIALES EN FATIGA

V. Chaves

Escuela Técnica Superior de Ingeniería, Universidad de Sevilla C/ Camino de los Descubrimientos s/n, 41092, Sevilla, España chavesrv@us.es

RESUMEN

En este trabajo se proponen algunos criterios medioambientales para los diseñadores de fatiga de materiales de modo que puedan considerar de forma cuantitativa el impacto ambiental durante el proceso de diseño. En concreto, durante la selección de los materiales en aplicaciones sometidas a fatiga. Se han analizado dos tipos de aplicaciones: las que no consumen energía durante su uso, como una tubería sometida a presión variable y las que se utilizan en medios de transporte, como las piezas de un coche o un avión. En el primer tipo de aplicación el mayor impacto ambiental tiene lugar en la fase de producción del material, mientras que en el segundo tipo el mayor impacto es durante la fase de uso. Para ambos casos, se proporciona un parámetro, denominado Ecological-Fatigue-Factor (EFF), que combina el impacto ambiental y la resistencia a fatiga. Se ha realizado una clasificación de los materiales más habituales usados en fatiga para las dos aplicaciones. Para el primer tipo el mejor material es el acero mientras que para el segundo el mejor es el material compuesto de fibra de carbono.

ABSTRACT

In this paper some environmental criteria are proposed for fatigue designers so that they can quantitatively consider the environmental impact during the design process. Specifically, during the selection of materials in applications subject to fatigue. Two types of applications have been analyzed: those that do not consume energy during their use, such as a pipeline subjected to variable pressure and those used in means of transport, such as the parts of a car or an airplane. In the first type of application the greatest environmental impact takes place in the production phase of the material, while in the second type the greatest impact is during the use phase. For both cases, a parameter is provided, called Ecological-Fatigue-Factor (EFF), which combines environmental impact and fatigue endurance. A classification of the most common materials used in fatigue has been made for the two applications. For the first type the best material is steel while for the second the best is the carbon fibre composite.

PALABRAS CLAVE: Fatiga, Materiales, Medioambiente, Límite de fatiga, Eco-indicador.

1. INTRODUCCIÓN

En los últimos años muchos grupos industriales importantes están incorporando criterios ambientales en sus procesos de producción. El grupo BMW tiene, no sólo programas de disminución de emisiones de CO2 o de consumo de combustible para sus vehículos, sino de disminución de energía o agua consumida por vehículo producido, de incorporación a la sostenibilidad de sus suministradores de materiales, etc. [1]. En esta línea, el programa de diseño y de análisis llamado Solidworks, de Dassault Systemes, ha comercializado recientemente un paquete que permite calcular de forma muy sencilla el impacto ambiental de los productos diseñados [2]. Un aspecto evidente es que la fase de diseño juega un papel decisivo en el impacto ambiental y tiene gran repercusión en todas las fases posteriores del producto, como la producción, comercialización, gestión de

residuos, etc. Por tanto es clave incorporar criterios medioambientales en el proceso de diseño si se quiere realmente reducir el impacto ambiental de los diversos productos.

Uno de los objetivos primordiales de los diseñadores de máquinas es el evitar el fallo por fatiga. Su estudio es bastante complejo y requiere conocimientos amplios de diversos campos como: metalurgia, elasticidad y resistencia de materiales, cinemática y dinámica de máquinas, vibraciones y mecánica de fluidos, etc. Es quizás está complejidad unida a lo crítico y especializado que puede ser un diseño de este tipo lo que ha provocado que no se haya prestado todavía demasiada atención al aspecto del impacto ambiental en el campo del diseño a fatiga.

Este trabajo pretende aportar un criterio medioambiental al diseño a fatiga, con la idea de que en un futuro próximo el diseñador a fatiga considere el impacto ambiental como un factor más a la hora de definir su diseño. En concreto se pretende analizar qué materiales utilizados habitualmente en el diseño a fatiga tienen un menor impacto ambiental y por tanto son los más recomendables para un diseño a fatiga que sea lo más respetuoso con el medio ambiente. Para ello se han estudiado los materiales desde los dos puntos de vista: resistencia a la fatiga e impacto ambiental. El parámetro más general para definir la resistencia de un material a fatiga es el denominado "límite de fatiga del material", y es el que se ha utilizado en este estudio, tomado de la bibliografía habitual empleada en diseño para fatiga. Para cuantificar el impacto ambiental se ha utilizado un parámetro muy ingenieril y habitual en diseño medioambiental, como es el "Embodied energy". El impacto ambiental de un material se basa en su ciclo de vida completo, desde su extracción de la corteza terrestre hasta su final de vida, por ejemplo, en un vertedero.

En este estudio se han distinguido dos tipos de aplicaciones ingenieriles: las asociadas a componentes que no consumen energía durante su uso pero que sufren cargas cíclicas, por ejemplo por variaciones de presión, y las asociadas a medios de transporte, como los componentes o piezas en coches o aviones y que se ven sometidos a vibraciones y/o cargas variables. Se proporciona un nuevo parámetro combinado, que se le "Ecological-Fatigue-Factor", denominado ha que permite cuantificar cuáles son los materiales mejores desde el punto de vista medioambiental y, a la vez, más resistentes a fatiga. Por último, para los dos tipos de aplicaciones ingenieriles se ha realizado una clasificación de los materiales según este parámetro.

2. IMPACTO MEDIOAMBIENTAL DE UN COMPONENTE

El estudio del impacto ambiental de un equipo o componente consiste en realizar lo que se conoce en la literatura como un análisis del ciclo de vida (Life cycle assessment (LCA)), que consiste en estudiar los aspectos ambientales y los impactos potenciales a lo largo de la vida del componente o equipo, desde la adquisición de las materias primas hasta su fin de vida. Existe un conjunto de normas de ámbito internacional, las normas de la serie ISO 14040 [3], que definen un procedimiento para realizar un análisis de ciclo de vida, y que pueden ser estudiadas en detalle en libros o guías, como la publicada por la Unión europea en 2010 [4].

El ciclo de vida se suele agrupar en 5 fases: obtención y producción de materiales, procesado y fabricación, transporte, uso y fin de vida. A continuación se van a describir brevemente estas cinco etapas:

1) Obtención y producción de materiales: el primer paso para realizar un componente consiste en la obtención de los materiales de los que está hecho. Como ejemplo, la producción de 1 kg de acero requiere la extracción y reducción del mineral de hierro, el traslado a la planta y un conjunto de procesos metalúrgicos que producen finalmente el acero. Estos procesos tienen en primer lugar un impacto ambiental asociado al gasto de energía para realizar las diversas actividades. Pero esto no es todo el impacto ambiental asociado a la obtención del acero. Así, cuando en la mina se realiza la obtención del mineral de hierro de las vetas minerales se vierten metales pesados a las aguas circundantes y cuando se prepara el mineral para llevarlo al horno, en las operaciones de sintering y pelletesing, se emiten gases que contienen metales pesados e hidrocarburos. Posteriormente, cuando se funde el pig iron en el horno, se emiten sulfuros a la atmosfera, y cuando se realiza el proceso de oxidación en el horno se producen grandes cantidades de CO y también residuos sólidos que contienen CaO, SiO2, etc. Todas estas emisiones al medioambiente, ya sea en forma sólida, líquida o gaseosa, tienen asociados un cierto impacto ambiental.

2) Procesado y fabricación: las plantas de producción de materiales suelen proporcionar unos productos semiacabados. Considerando de nuevo la producción de acero, es necesario realizar procesos de laminado, extrusionado, etc., para obtener planchas, placas o barras de acero. Posteriormente se suelen aplicar tratamientos térmicos, mecánicos o químicos para mejorar las propiedades del material. Después es necesario realizar una serie de operaciones mecánicas de fresado, laminado, prensado, curvado, corte, etc. Por último se suele realizar un montaje de las diversas piezas que dan lugar al equipo o componente deseado. Todos estos procesos evidentemente tienen también asociado un impacto ambiental.

3) Transporte: a continuación el equipo o componente debe ser trasladado desde su lugar de fabricación a su lugar de uso, que en muchas ocasiones puede encontrarse a miles de km. El impacto de esta fase está básicamente asociado al consumo de combustible en el transporte y es una función del tipo de transporte empleado, del número de km y del número de kilos transportados.

4) Uso: la siguiente fase de un equipo o componentes es la propia de su uso para el que fue diseñado. Hay muchos equipos o elementos que prácticamente no tienen asociado ningún impacto ambiental durante su uso, como puede ser un puente o una tubería. Pero en otros la fase de uso implicar un considerable consumo de electricidad o de un combustible, como puede ser un hervidor para calentar agua, o un componente de un medio de transporte, como un coche o un avión.

5) Eliminación: por último, una vez que el equipo deja de estar en uso entra en la fase de eliminación. El equipo se puede desmontar y reutilizar parte de sus elementos, o se pueden reciclar algunos de los materiales que lo componen, o se puede enviar a un vertedero o quemarlo en una incineradora. Cada uno de esos procesos tiene un impacto ambiental asociado. El que un equipo siga un camino u otro de eliminación es muy dependiente del tipo de materiales empleados, de la degradación que hayan sufrido los mismos durante su uso y también de lo fácilmente separables que sean.

Para realizar un análisis de ciclo de vida de un componente es necesario hacer un inventario de todas actividades y procesos que a lo largo de las 5 fases anteriormente explicadas implican un impacto significativo sobre el medioambiente. Existen en la actualidad diversas bases de datos, de acceso público como la denominada ELCD [5], proporcionada por la Comisión Europea, o de acceso restringido como la suiza Ecoinvent [6], que ha sido la utilizada en este trabajo. En estas bases de datos se cuantifica de forma bastante exhaustiva, los consumos de materiales y de energía y las emisiones al agua y al aire, que tienen lugar en cientos de procesos unitarios de todo tipo. Algunos de estos podrían ser: la fabricación de 1 kg de acero o de 1 kg de polietileno, el transporte de 1 kg de mercancía en camión, el consumo de 1 kWh de electricidad, el envío a un vertedero de 1 kg de acero o de polietileno, etc. Por tanto el ciclo de vida de un equipo o componente estará compuesto de un conjunto de estos procesos básicos. En estas bases de datos se analizan las tecnologías más representativas, a nivel regional o mundial, y se utilizan unos valores medios de un conjunto de fabricantes, de modo que el proceso pueda ser considerado representativo del hacer actual. Estas bases de datos se van actualizando regularmente.

El inventario de actividades y procesos en combinación con las bases de datos permite obtener una lista de consumos de materiales y de energía y de emisiones. El siguiente paso es evaluar su impacto medioambiental. Existen muchas categorías de impacto ambiental como el calentamiento global, agotamiento de recursos, acidificación del suelo, toxicidad humana, etc. Es necesario cuantificar cuanto contribuve cada proceso o actividad a cada impacto. Así, la emisión de dióxido de carbono tiene un factor de 1 mientras que la emisión de metano tiene un factor de 21 en el impacto de calentamiento global. El siguiente paso es combinar las diversas categorías de impacto, poderarlas de alguna manera y finalmente proporcionar un valor numérico del impacto, que representa una cuantificación del impacto del ciclo de vida de un componente. Este proceso se hace mediante los eco-indicadores. Existen diversos eco-indicadores en la literatura, aunque el más extendido quizás sea el Eco-indicator 99 [7]. Una realizar la cuantificación segunda opción es medioambiental basándose cantidad en una directamente medible, como el CO2 emitido a la atmósfera o el "Embodied energy", también definido como "Cumulative energy demand", que se podría traducir al español como "Demanda acumulada de energía", y que se define como la cantidad total de energía consumida a lo largo de todo el ciclo de vida del componente. En este trabajo se va a utilizar preferentemente la Demanda acumulada de energía, por ser un parámetro relativamente sencillo de calcular y muy ingenieril.

Existen en la literatura diversos estudios de LCA y ecoindicadores para equipos electrónicos, bolsas de plástico, etc., pero según el conocimiento del autor, ninguno de ellos relacionado con aplicaciones de fatiga de materiales A continuación se va a mostrar un estudio de este tipo para aplicaciones de fatiga.

3. IMPACTO MEDIOAMBIENTAL DE UN DISEÑO DE FATIGA

Hacer un LCA de un diseño requiere un cierto nivel de conocimiento y también un tiempo considerable. Sin embargo, el análisis de diverso trabajos de la literatura nos indica que es muy habitual que una de las cinco fases tenga mucho más impacto ambiental que las otras cuatro, como comenta Ashby [8]. En esos casos tiene sentido, como primera aproximación, analizar el impacto de solamente la fase decisiva, obviando el resto, lo que permite estudiar el problema de una forma mucho más simple. Esta filosofía es la que se ha seguido en este trabajo. Se van a considerar dos tipos de aplicaciones de fatiga:

1) Aplicaciones sin consumo de energía durante su uso: se refiere a componentes sometidos a cargas de fatiga que no requieren consumir energía durante su uso, como un depósito o una tubería sometida a presión variable, las palas de una turbina eólica o el marco de una bicicleta. Como ejemplo de este tipo se propone un caso muy simple: el LCA de una tubería de 1 kg de acero, fabricada en Francia, utilizada en España y enviada al final de su vida útil a un vertedero. Este LCA, como todos los del documento se ha realizado con el software SimaPro [7] y usando la base de datos de ecoinvent [6]. El impacto se ha cuantificado con el Eco-indicator 99. El impacto de cada una de las cinco fases se muestra en la figura 1. La fase de producción del material tiene un impacto del 73.8% del total, muy superior al de fabricación y transporte, con el 14% y 11.5% respectivamente. El uso no tiene impacto asociado y el fin de vida tiene un impacto relativo bajísimo. Este ejemplo muestra que para este tipo de aplicaciones la fase producción del material es la fase decisiva para mejorar el impacto ambiental.

2) Aplicaciones de transporte: en este apartado se consideran los componentes sometidos a fatiga que se usan en medios de transporte, como el radiador de un coche sometido a fatiga térmica o el ala de un avión sometida a vibraciones. Durante la fase de uso se consume energía para mover el vehículo y una proporción de ella para mover el componente objeto de estudio. Como ejemplo de nuevo se va a estudiar una tubería de acero de 1 kg, pero en este caso esta tubería forma parte de un componente de un coche. Se va a considerar un coche de 1000 kg que recorre doscientos mil km en toda su vida útil y que consume de media 8,6 l de gasolina cada 100 km. En la figura 2 se muestra el impacto relativo para este ejemplo de cada una de las 5 fases, incorporando en la fase de uso el impacto de la fabricación de toda la gasolina necesaria. Como se ve, la fase de uso es claramente la de mayor impacto. Aún mayor preponderancia de la fase de uso muestra Ashby en su estudio del impacto de componentes de aviones [8]



Figura 1. Impacto de cada fase para una tubería de acero.



Figura 2. Impacto de cada fase para una tubería de acero incluida en el componente de un coche.

Finalmente habrá aplicaciones de fatiga que no se puedan incluir en ninguna de las dos categorías anteriores. En el caso de que no se vea un claro predominio de una de las fases sobre las otras se requerirá el realizar un LCA completo. A continuación se va a ver con más detalle los dos tipos de aplicaciones mencionados.

4. SELECCIÓN DEL MATERIAL PARA APLICACIONES SIN CONSUMO DE ENERGÍA DURANTE SU USO

Para las aplicaciones en las que no se consume energía durante su uso se acaba de ver que es la fase de producción de materiales la que predomina en el impacto ambiental. En la figura 3 se muestra el impacto ambiental, cuantificado mediante el eco-indicador Demanda acumulada de energía (MJ/kg), de la fase de producción de los materiales más habituales en fatiga.



Figura 3. Impacto ambiental de la producción de 1 kg de varios materiales.

Además de los metales más habituales se ha incluido los polímeros de fibra de carbono (carbon fibre reinforced polymer, CFRP) y de fibra de vidrio (glass fibre reinforced polymer, GFRP), materiales muy utilizados en los últimos años en diversas industrias como la aeronáutica. En estos valores está incorporado el uso de chatarra habitual para la producción de material, que reduce el impacto de la producción. El uso de la chatarra es muy alto en las fundiciones de aluminio (80%) y prácticamente nulo en las fibras de carbono y vidrio. Como se observa, el impacto más bajo se da en los materiales de hierro, por ser el hierro un material muy abundante en la Tierra y con un consumo de energía no elevado en el proceso de transformación del mineral. Por el contrario, el titanio tiene el impacto más elevado, al requerir una gran cantidad de energía en el proceso de reducción del óxido de titanio a metal.

4.1. El Ecological-Fatigue-Factor

La clasificación de materiales mostrada en la figura 3 no basta para realizar la elección del material ya que existe entre ellos grandes diferencias en su resistencia a fatiga. En este trabajo se propone un índice, denominado *Ecological-Fatigue Factor (EFF)*, para poder clasificar los materiales desde los dos puntos de vista, impacto ambiental y resistencia a fatiga. Para las aplicaciones que no requieren energía durante la fase de uso se define como:

$$EFF_{NE} = \frac{FL}{\rho \cdot EE}$$
 (adimensional) (1)

donde se ha añadido el subíndice NE para indicar que se trata de una aplicación sin consumo de energía durante la fase de uso (No-energy) y distinguirla de las aplicaciones vinculadas al transporte, donde se usará el subíndice T. En el numerador aparece el límite de fatiga del material (FL, fatigue limit) y en el denominador la densidad del material ρ , multiplicada por la Demanda acumulada de energía (EE, embodied energy), dando lugar a una variable adimensional. Los valores de densidad y de límites de fatiga se muestran en la tabla 1, tomados de fuentes conocidas de la literatura. Los valores de límite de fatiga están expresados como amplitud para ensayos del tipo R=-1, y se han seleccionado tratando de encajar lo mejor posible con los materiales tomados de la base de datos de ecoinvent. En la figura 4 se muestran los valores de este indicador para los diversos materiales. Mientras mayor sea el valor del EFF mejor será el comportamiento del material desde los dos puntos de vista, fatiga y medioambiente. Se observa como los materiales mejores para este tipo de aplicaciones son claramente los aceros. Se trata de unos materiales con bajo impacto ambiental y buen comportamiento a fatiga, aunque algo penalizados por la alta densidad. Entre los peores están los metales magnesio, níquel y titanio. El magnesio tiene una excelente baja densidad pero mucho impacto ambiental y bajo límite de fatiga, mientras que el níquel y el titanio tienen alta densidad y alto impacto ambiental.

Material	Densidad	nsidad Límite de fatigo	
	(kg/m^3)	Valor (MPa)	Comentarios
Acero al carbono	7850	241	1020, hot rolled
Acero poco aleado	7850	324	4130, normalized
Acero inoxidable	7850	241	304, annealed
Fund. de hierro	7150	95	Grey cast iron
Fund. de aluminio	2700	115	AA356-T6
Aluminio forjado	2700	124	2014-T6
Magnesio	1850	82	AZ91
Níquel	8200	228	Nickel 200
Titanio	4600	330	Ti, annealed
GFRP	1860	75	
CFRP	1550	225	

Tabla 1. Propiedades mecánicas de varios materiales



Figura 4. Ecological-Fatigue Factor para aplicaciones sin consumo de energía durante la fase de uso (EFF_{NE}) .

En la figura 5 se muestra cómo influye en los valores de EFF_{NE} la aplicación de un tratamiento termomecánico al material. Estos tratamientos se aplican para mejorar las propiedades mecánicas del material, aunque evidentemente conllevan un gasto energético y un impacto ambiental. En los dos ejemplos que se muestran, el tratamiento de deformación en frío de un acero al carbono y un acero inoxidable, se mejora considerablemente el valor del EFF_{NE} respecto al valor inicial. Es decir, el incremento del valor del límite de fatiga ha compensado claramente el gasto energético del tratamiento.





5. SELECCIÓN DEL MATERIAL PARA APLICACIONES DE TRANSPORTE

Para los componentes utilizados en medios de transporte, coches, aviones, etc., se ha visto que el mayor impacto se produce durante la fase de uso, asociado al consumo de combustible del vehículo. Sin entrar en aspectos complejos como la aerodinámica o la combustión, una forma directa de reducir el consumo de energía es la reducción del peso del vehículo, como ha quedado establecido en varios estudios [8]. Así que un parámetro muy simple para medir que material es mejor en aplicaciones de transporte es el obtenido de la

división entre el límite de fatiga (*FL*) y la densidad, dando lugar al segundo índice, EFF_T denominado así por ser el Ecological-Fatigue Factor relacionado con las aplicaciones de transporte. Su definición es simplemente:

$$EFF_T = \frac{FL}{\rho}$$
 (MJ/kg) (2)

Los valores de EFF_T se muestran en la figura 6. Se observa que los resultados son muy diferentes a los mostrados en la figura 4. Ahora el mejor material es claramente el polímero de fibra de carbono, que combina un buen límite de fatiga con una densidad bajísima. En segundo lugar aparece el titanio, con una muy buena combinación de ambas propiedades. En último lugar está la fundición de hierro, con un bajo límite de fatiga y una alta densidad.



Figura 6. Ecological-Fatigue Factor para aplicaciones de transporte (EFF_T) .

6. RESUMEN Y CONCLUSIONES

Este trabajo proporciona criterios sencillos para elegir materiales en fatiga más respetuosos con el medio ambiente. Se analizan dos tipos de aplicaciones de fatiga, la primera relacionada con componentes que no consumen energía durante su uso y la segunda con componentes usados en medios de transporte. En la tabla 2 se muestra una clasificación de los materiales para estas dos aplicaciones según un parámetro que incluye el comportamiento a fatiga y el impacto ambiental. Para el primer tipo de aplicación el mejor material es el acero al carbono mientras que para la segunda es el polímero de fibra de carbono. Las diferencias entre ambas clasificaciones son notables. Sirva como ejemplo el titanio, penúltimo en la clasificación del primer tipo y segundo en la otra.

Tabla 2. Clasificación de los mejores materiales para fatiga y medioambiente.

	Aplicaciones No-	Aplicaciones de
	energy	transporte
1	Acero al carbono	CFRP
2	Acero poco aleado	Titanio
3	Fund. de aluminio	Aluminio forjado
4	Fund. de hierro	Magnesio
5	CFRP	Fundición de
		aluminio
6	GFRP	Acero al carbono
7	Acero inoxidable	GFRP
8	Aluminio forjado	Acero al carbono
9	Magnesio	Acero inoxidable
10	Titanio	Níquel
11	Níquel	Fundición de acero

AGRADECIMIENTOS

El autor desea agradecer al Ministerio de Educación de España por su apoyo financiero a través del proyecto DPI2014-56904-P.

REFERENCIAS

- [1] BMW Group. Sustainable Value Report. Munich; 2011.
- [2] Dassault Systemes SolidWorks Corp. SolidWorks 2010. Vélizy (Francia), 2010.
- [3] ISO14040. Environmental management: life-cycle assessment, 2006.
- [4] European Commission, Joint Research Centre, Institute for Environment and Sustainability. ILCD handbook: general guide for life cycle assessment detailed guidance. 2010.
- [5] European Commission, Joint Research Centre, Institute for Environment and Sustainability. (2013) European reference Life-Cycle Database (ELCD 3.0). <u>http://elcd.jrc.ec.europa.eu</u>. Acceso, julio 2013.
- [6] ecoinvent Centre. ecoinvent data v2.0. Dübendorf, Swiss Centre for Life Cycle Inventories. 2007.
- [7] PRé. SimaPro 7.3. PRé Consultants bv. Printerweg 18, 3821AD Amersfoort. The Netherlands. 2011.
- [8] M.F. Ashby. Materials and the environment. Butterworth Heinemann, Elsevier Inc. 2009.

ENSAYOS DE FATIGA EN PROBETAS ENTALLADAS DE ACERO INOXIDABLE AISI 304L

J.A. Balbín^{*}, V. Chaves, A. Navarro

Escuela Superior de Ingeniería, Universidad de Sevilla Camino de los Descubrimientos s/n, 41092, Sevilla, España *Persona de contacto: jbalbin@us.es

RESUMEN

Los métodos de diseño y fabricación generalmente provocan que los componentes mecánicos posean discontinuidades geométricas que se denominan entallas. La existencia de entallas en un componente tiene influencia directa en el comportamiento a fatiga del mismo. En este trabajo se muestra el resultado de ensayos a fatiga de probetas cilíndricas con entalla circunferencial de perfil semicircular y sometidas a carga uniaxial (R = -1). Se estudian, por un lado, situaciones en las que el ligamento de la entalla sea muy superior a la propia entalla (problema semi-infinito) y, por otro lado, situaciones en las que el ligamento sea bastante menor que la entalla, obligando a tener en cuenta la influencia de las superficies cercanas a la entalla (problema finito), las cuales provocan una modificación notable del gradiente de tensiones en la entalla. Las curvas S-N y el cálculo de los límites de fatiga se han realizado siguiendo el método propuesto por la Sociedad Japonesa de Ingenieros Mecánicos. Los datos experimentales de los límites de fatiga para los diferentes radios de entalla se han comparado con las predicciones realizadas con diversos métodos.

PALABRAS CLAVE: Fatiga, Límite de fatiga, Entalla, Curva S-N, Experimental

ABSTRACT

Design and manufacturing methods generally cause that mechanical components have geometric discontinuities which are called notches. The existence of notches in a component has a direct influence on fatigue behaviour. In this work results of fatigue tests on cylindrical specimens with circumferential notch of semicircular profile and subjected to uniaxial loading (R = -1) are shown. On the one hand, situations in which the remaining cross section is much bigger than the notch (semi-infinite problem) are studied and, on the other hand, situations in which the remaining cross section is much bigger than the notch, forcing to take into account the effect of surfaces close to the notch (finite problem), which cause a noticeable change in the stress gradient of the notch. The S-N curves and fatigue limits calculations have been made following the method proposed by the Japan Society of Mechanical Engineers. The experimental data of fatigue limits for the different notch radii have been compared with the predictions made with various methods.

KEYWORDS: Fatigue, Fatigue Limit, Notch, S-N Curve, Experimental

1. INTRODUCCIÓN

Hoy en día cualquier elemento mecánico contiene discontinuidades geométricas tales como cambios de sección, agujeros, acabado superficial de mecanizado, etc, denominadas entallas. Las entallas provocan la concentración de tensiones en sus proximidades y hacen que éstas sean más elevadas que las que soporta el resto del componente mecánico. Esta concentración de tensiones suele ser la causa del fallo por fatiga de un componente. Durante las últimas décadas un gran número de autores han dedicado su esfuerzo al estudio del comportamiento de las entallas. Algunos realizaron ensayos en placas con entallas en forma de doble V [1], otros hicieron ensayos en probetas cilíndricas con entallas circunferenciales de perfil semicircular [2] y en placas con agujeros circulares [3]. Este trabajo se centra en el efecto que tiene el tamaño relativo entallacomponente en el comportamiento a fatiga. Es por ello que este trabajo muestra la diferencia entre una entalla en medio finito y en medio semi-infinito mediante el parametrizado del tamaño de la misma. Se pretende representar situaciones en las que la entalla es pequeña y, por tanto, el ligamento de la entalla es mucho mayor, y viceversa. Los casos en los que la entalla es bastante menor que el ligamento se asemejan al caso semiinfinito, es decir, una posible grieta iniciada en la raíz de la entalla ve al medio prácticamente infinito. El caso contrario lo representa una entalla bastante mayor que el ligamento, por lo que no se puede despreciar el efecto de las superficies cercanas a la entalla. Estas superficies conocidas como "back surfaces" hacen referencia a las superficies que se sitúan en frente de la entalla, en la dirección del crecimiento de grieta y que, cuando están demasiado cerca del fondo de entalla, ejercen una importante influencia sobre la propagación de grieta por fatiga.

Se aportan resultados experimentales que permiten analizar la influencia que tiene el tamaño relativo entallacomponente. En concreto, se analiza la variación del límite de fatiga en función del tamaño de entalla. Los ensayos se han realizado bajo carga cíclica axial (R = -1) sobre probetas entalladas de acero inoxidable de bajo contenido en carbono.

Por último, se comparan los datos de límite de fatiga obtenidos experimentalmente con las predicciones realizadas con diferentes métodos teóricos.

2. DATOS DEL MATERIAL Y ENSAYOS

El material ensayado en este trabajo es el acero inoxidable comercial AISI 304L y fue previamente caracterizado [4]. Su composición es (% peso): 0.021 C, 0.029 P, 0.024 S, 0.34 Si, 1.485 Mn, 18.227 Cr, 8.148 Ni,0.215 Mo, 0.0005 Ti, 0.08 N and 0.39 Cu. La microestructura presenta granos austeníticos con bandas de ferrita delta y el tamaño medio de grano es de 80 µm. Después de diversos ensayos de tracción, el acero presenta las siguientes propiedades mecánicas: tensión última σ_{UTS} = 654 MPa, límite elástico $\sigma_y(0.2\%)$ = 467 MPa y elongación A = 56%.

Las probetas se mecanizan a partir de barras cilíndricas de 22 mm de diámetro y 4 m de longitud. No se aplicó ningún tratamiento térmico después del mecanizado. Las entallas son circunferenciales de perfil semicircular y se sitúan en el punto medio del eje longitudinal de la probeta, tal y como se muestra en la figura 1.



Figura 1. Esquema de la geometría real de la probeta.

Siendo D el diámetro exterior, o diámetro bruto, con valor 8 mm, d el diámetro neto de la probeta en la entalla cuyo valor está definido por el radio de la entalla, r, que coincide en este caso con la profundidad de la entalla. Se decidió fabricar las probetas con radios de entalla 0.6, 1.3, 2.0 y 3.0 mm.

3. ESTUDIO ELÁSTICO DE LAS TENSIONES

En este trabajo se estudia el efecto del tamaño finito en probetas entalladas, es decir, como el tamaño relativo entalla-componente influye en el gradiente de tensiones de la entalla y en el límite de fatiga del componente. Se cuantifica mediante la comparación entre el tamaño del ligamento con respecto al tamaño de la propia entalla. El ligamento es el material resistente en la sección de la entalla. Suponiendo un ancho fijo de probeta, cuanto mayor sea el tamaño de entalla menor será el ligamento de la misma y viceversa.

Para realizar el estudio teórico se ha modelado la geometría de la probeta con entalla. Se ha definido el componente estableciendo la geometría real de la probeta dejando como variable paramétrica el radio de entalla, *r*. El caso real corresponde a un modelo 3D, aunque para reducir el tiempo computacional se simplifica a un modelo 2D introduciendo la condición de simetría axial. En este modelo 2D se estudia una sección sometida a una tensión externa nominal, S_{bruta} , de valor 1 MPa, aplicada a la sección bruta de la probeta y se calcula el gradiente de tensiones delante de la entalla, σ_{yy} , como puede verse en la figura 2.



Figura 2. Modelo FEM 2D. Tensiones σ_{yy} *delante de la entalla.*

Siendo σ_{max} la tensión en la raíz de la entalla y $\sigma_{(L/2)}$ la tensión a una distancia L/2 de la raíz de la entalla. La distancia L corresponde a la definida en el modelo de Taylor [5].

Se han resuelto los casos desde radio de entalla r = 0.1 mm hasta r = 3.5 mm con un paso de 0.1 mm. Mediante la variación del radio de la entalla, r, se estudiará el efecto del tamaño relativo entalla-componente sobre el límite de fatiga.

Una vez obtenido el gradiente de tensiones, se calcula el factor de concentración de tensiones, k_t , que es la relación entre la máxima tensión obtenida en la raíz de la entalla, σ_{max} , y la tensión aplicada neta, S_a .

$$k_t = \frac{\sigma_{max}}{s_a} \tag{1}$$

Téngase en cuenta que en este trabajo siempre que se habla de tensiones y coeficientes de concentración de esfuerzos es referente a sección neta. Se ha aplicado un factor de conversión para tener los datos referentes a sección neta.

$$S_a = S_{bruta} \cdot \frac{A_{bruta}}{A_{neta}} \tag{2}$$

Siendo A_{bruta} y A_{neta} el valor de las áreas bruta y neta, respectivamente, de la sección de la probeta. Es en tamaños de entalla grandes donde existe una mayor diferencia entre los valores referidos a sección neta y bruta. Véase, por ejemplo, la probeta con entalla de radio 3 mm en la que se tiene un área neta de tan sólo 3.14 mm², lo que corresponde a un 6.25 % del área bruta.

En la figura 3 se representan los gradientes de tensiones σ_{yy} obtenidos para los radios de entalla 0.6, 1.3, 2 y 3 mm que son los correspondientes a las probetas fabricadas. Es necesario indicar que en estas gráficas no todos los gradientes tienen la misma longitud en el eje de abscisas. Esto se debe a que el gradiente se extiende desde la raíz de la entalla hasta D/2 = 4 mm y esa distancia difiere según sea el radio de entalla en cada caso. Se puede apreciar como la tensión σ_{yy} máxima alcanzada en la raíz de la entalla disminuye cuanto mayor es el tamaño de la entalla. Asimismo, es notable señalar que el gradiente de tensiones en entallas de mayor tamaño tiene menor pendiente que en entallas más pequeñas. Estos dos hechos son un signo claro de la influencia del efecto de tamaño relativo entalla-componente y toma relevancia en los casos de entallas grandes. Igualmente, se aprecia que la tensión σ_{yy} , a partir de una determinada distancia a la raíz de la entalla, es menor a valor 1. Si se realiza el cálculo integral de la tensión total en el área neta de la zona de la entalla se aprecia como su valor es igual al valor de la tensión aplicada en el área bruta de la probeta en el modelo de elementos finitos, en este caso valor 1. Es por ello que, para conseguir el equilibrio en la sección neta, el valor de la tensión tenga que ser menor que 1 en una determinada zona.



Figura 3. Evolución del gradiente de tensiones delante de la grieta para diversos tamaños de entalla.

Para observar con mayor detalle el efecto de tamaño relativo entalla-componente sobre el gradiente de tensiones en la entalla se muestra la figura 4, en la que únicamente se ha representado el gradiente de tensiones σ_{yy} en los primeros 0.09 mm a partir de la raíz de la entalla, que se corresponde con el valor de L/2 de este material del modelo de Taylor [5], que se usará posteriormente para hacer la predicción a fatiga. En dicha figura se observa como para tamaños de entalla pequeños hay un claro descenso del valor de la tensión σ_{yy} entre la raíz de la entalla y el punto a distancia L/2. Sin embargo, en tamaños de entalla mayores, esta caída de tensión es mínima debido a la pendiente casi horizontal del gradiente de tensiones, la cual está influenciada por el efecto de tamaño relativo entalla-componente.



Figura 4. Gradientes de tensiones para diferentes radios de entalla en una distancia L/2 desde la raíz de la entalla.

4. PREDICCIONES A FATIGA

Una vez obtenido el gradiente de tensiones, se calcula el factor de fatiga en la entalla, k_f , que es el cociente entre el límite de fatiga de un componente sin entalla, S_{FL} , y el límite de un componente entallado, S_{FL}^N .

$$k_f = \frac{S_{FL}}{S_{FL}^N} \tag{3}$$

Las predicciones teóricas del límite de fatiga se han hecho siguiendo el Método del Punto, propuesto por Taylor [5], que está basado en la idea inicial de Peterson [6] que consiste en que el fallo se produce si, a una distancia L/2 de la raíz de la entalla, la tensión alcanza el valor del límite de fatiga. Para este estudio se ha utilizado el valor de L = 0.18 mm [7].

En la figura 5 se comparan, para los tamaños de entalla estudiados, los valores de los factores de concentración de tensiones k_t y la predicción del factor de fatiga en la entalla k_f , obtenido con el método de Taylor [5]. Ambos factores se representan frente al valor del radio de entalla adimensionalizado, 2r/D.



Figura 5. Representación de los factores k_t y k_f frente al radio de entalla adimensional.

Según la curva del factor k_b se puede apreciar que, para tamaños de entalla pequeños, su valor es igual a 3, ya que este caso representa el problema ideal de un agujero circular en una placa de dimensiones infinitas. Se ve también una disminución del valor de este factor cuanto mayor es el tamaño de la entalla hasta alcanzar valor 1. Esto se debe a la disminución de la sección neta del componente que se produce si la entalla aumenta su tamaño y se ve afectado por el tamaño relativo entallacomponente.

Si se analiza la curva del factor k_f , se puede apreciar que en tamaños de entallas pequeños su valor es cercano a 1, es decir, en estos casos la entalla no tiene influencia en el comportamiento a fatiga del componente. Sin embargo, a medida que aumenta el tamaño de la entalla también lo hace el valor del factor k_f hasta llegar a un máximo. Para la geometría definida en este trabajo, el máximo valor de k_f se consigue para radio de entalla r = 0.6 mm. A partir de este punto, el valor de k_f disminuye si aumenta el tamaño de entalla, concretamente hasta llegar a valor 1 en entallas muy grandes. Este hecho se debe igualmente a la fuerte influencia del tamaño relativo entallacomponente. Al aumentar el tamaño de entalla, la sección neta resistente disminuye hasta ser mínima y esto provoca la casi desaparición del gradiente de tensiones, siendo su representación gráfica prácticamente horizontal tal y como se muestra en las figuras 3 y 4. Hay que tener en cuenta que estos resultados son válidos para la geometría de probeta definida en este trabajo.

5. RESULTADOS EXPERIMENTALES

Todos los ensayos se hacen en una máquina servo hidráulica a una frecuencia de 8 Hz, con carga axial de onda sinusoidal y bajo control de carga con R = -1. Los ensayos finalizan bien por la rotura de la probeta o bien por run-out, el cual se sitúa en $3.5 \cdot 10^6$ ciclos.

Las curvas S-N se construyen siguiendo el método propuesto por la Sociedad Japonesa de Ingenieros Mecánicos (JSME) que describe la técnica para conseguir una curva con solo 14 ensayos [8,9]. La razón por la que se decide seguir este método es debido a la poca cantidad de acero inoxidable disponible para la fabricación de probetas. El método propuesto divide la curva S-N en dos tramos, un tramo inclinado, formado por 8 ensayos repartidos en cuatro niveles de tensión, y una línea horizontal que representa el límite de fatiga y se define con 6 ensayos en los que se alternan las roturas y run-outs. La división en ese número de ensayos para cada zona está basada en la obtención de un intervalo de confianza similar en ambas partes.

4.1 Procedimiento recta inclinada.

Para este método se necesita una estimación de las tensiones correspondientes a $5 \cdot 10^4$ ciclos y a $1 \cdot 10^6$ (S_A y S_B respectivamente). Inicialmente se estima la tensión a 10^3 ciclos como $0.9 \cdot S_{\text{UTS}}$, y la tensión a 10^6 ciclos como $0.5 \cdot S_{\text{UTS}}$, siguiendo la recomendación habitual en los libros de máquinas [10]. Con estos dos puntos se interpola para obtener el valor requerido S_A . A partir de estos datos, se calcula el paso de tensión d_1 que separa los diferentes escalones de tensión que forman esta parte inclinada.

$$d_1 = \frac{S_A - S_B}{3} \tag{4}$$

El primer ensayo se hace a una tensión $S_0 = S_A - d_I$. Se realizan sucesivos ensayos restando el paso de tensión d_I hasta que se obtenga el primer run-out (lo ideal es obtenerlo entre el tercer y el cuarto ensayo para no desperdiciar muchas probetas). A partir de este primer run-out se definen los cuatro niveles de tensión superiores mediante el paso d_I . Lo siguiente es conseguir dos ensayos con rotura en cada escalón de tensión hasta completar los 8 valores necesarios para esta recta.

4.2 Procedimiento recta horizontal.

Se procede a buscar el límite de fatiga mediante el método de la escalera. Se toma como primer valor de los 6 necesarios el run-out obtenido en la parte inclinada. En esta zona también es necesario calcular un paso de tensión, d_2 , mediante el producto del valor de la tensión del run-out obtenido en la parte inclinada, S(1), y el coeficiente de variación de la recta inclinada calculada previamente $\mu(S)$.

$$d_2 = \mathcal{S}(1) \cdot \mu(\mathcal{S}) \tag{5}$$

Se procede a realizar ensayos siguiendo una escalera, que consiste en subir la tensión por valor del paso d_2 si el ensayo anterior ha sido run-out o disminuir la tensión por valor del paso d_2 si el ensayo previo termina en rotura. Finalmente, el límite de fatiga se calcula haciendo la media aritmética de las tensiones de los seis últimos ensayos del tramo de escalera contados a partir del run-out obtenido en la parte inclinada. En la figura 6 se puede ver un ejemplo del método.



Figura 6. Ejemplo curva S-N con 14 ensayos.

Este método se ha aplicado a las probetas entalladas descritas anteriormente. Actualmente sólo se tienen dos curvas S-N completas y son las correspondientes a las entallas de radio 0.6 y 2 mm, representadas en las figuras

7 y 8 respectivamente. En el caso de la probeta de radio de entalla 0.6 mm, el límite de fatiga obtenido es 232.67 MPa, con un factor de entalla $k_f = 1.41$. En el caso de la probeta de radio de entalla 2 mm, el límite de fatiga obtenido ha sido 278.40 MPa, con un factor de entalla $k_f = 1.13$. Las diferencias entre los resultados experimentales con las predicciones teóricas son de un 27.6 % en el radio de entalla 0.6 mm y un 15.5 % en el radio de entalla 2 mm.



Figura 7. Curva S-N para radio de entalla 0.6 mm.



Figura 8. Curva S-N para radio de entalla 2 mm.

Por otra parte, las curvas S-N del resto de tamaños de entalla están en desarrollo. Actualmente se tiene finalizada la parte inclinada y varios puntos de la parte horizontal de todas ellas, por lo que se puede estimar los límites de fatiga con cierto grado de confianza. En la figura 9 se muestran los límites de fatiga obtenidos experimentalmente, algunos en curso actualmente, y los obtenidos de forma teórica mediante los métodos de Taylor [5], Peterson [6] y Chaves et al. [11]. Tal y como puede apreciarse, los límites de fatiga experimentales son ligeramente superiores a los estimados teóricamente. Hay que resaltar los valores del límite de fatiga experimental correspondientes a las entallas de radio 1.3 y 3 mm, los cuales son mayores que el límite de fatiga liso del material, SFL. A priori este dato puede parecer contradictorio, pues el límite de fatiga de un componente sin entalla debe ser mayor que el del mismo componente entallado. Este atípico fenómeno fue anunciado hace casi un siglo por unos autores que realizaron una gran

cantidad de ensayos de fatiga en aceros inoxidables [12]. Posteriormente fue ratificado por Frost [13], quien justifica el hecho a una fuerte deformación previa (mecanizado, deformación en frío, etc.) de las probetas, lo que eleva el límite de fatiga hasta casi el doble del correspondiente al material liso. En un futuro, se pretende hacer un estudio más en profundidad de este fenómeno.



Figura 9. Comparación entre los límites de fatiga experimentales y las predicciones teóricas mediante varios métodos.

6. RESUMEN Y CONCLUSIONES

En este trabajo se ha realizado un estudio sobre el efecto del tamaño relativo entalla-componente en la concentración de tensiones y en el comportamiento a fatiga. También se han realizado ensayos de fatiga en probetas de acero inoxidable AISI 304L con diferentes tamaños de entalla y se han comparado los datos obtenidos con las predicciones teóricas realizadas con diversos métodos.

En el comportamiento a fatiga de probetas entalladas se aprecia una clara influencia del tamaño relativo entallacomponente, destacando en aquellos casos en los que el tamaño de entalla es de mayores dimensiones que la sección neta del componente. Por tanto, la estimación de vida a fatiga de un componente que posea entallas de tamaño relativo considerable debe hacerse teniendo en cuenta tanto el propio tamaño de la entalla como la proximidad a otras superficies del componente.

Se han obtenido resultados experimentales que pueden parecer sorprendentes en relación al límite de fatiga de probetas entalladas, en concreto que el límite de fatiga experimental, ya conocido en la literatura, es superior al del material liso en dos de los cuatro casos estudiados. Este fenómeno debe ser ratificado con la finalización de todos los ensayos restantes y un posterior análisis y estudio más profundo sobre los diferentes factores que pueden haber influido como, por ejemplo, el proceso de mecanizado de las probetas.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al Ministerio de Economía y Competitividad del Gobierno de España por la financiación del proyecto DPI2014-56904-P.

REFERENCIAS

- Frost, N. E. (1959). Proc Instn Mech Eng, 173, 811-827.
- [2] Lukás, P., Kuzk, L., Weiss, B., Stickler, R. (1986). Non-damaging notches in fatigue. Fatigue Fract Eng M, 9, 195-204.
- [3] El Haddad, M.H., Topper, T.H., Smith, K.N. (1979). Prediction of non-propagating cracks. Eng Fract Mech, 11, 573-584.
- [4] Chaves, V., Navarro, A., Madrigal, C. (2015). Stage I crack directions under in-phase axial-torsion fatigue loading for AISI 304L stainless steel. Int J Fatigue, 80, 10-21
- [5] Taylor, D. (1999). Geometrical effects in fatigue: a unifying theoretical model. Int J Fatigue, 21, 413-420.
- [6] Peterson, R. E. (1959). Notch sensitivity, En: Metal Fatigue (Sines, G. y Waisman, J. L. editors), McGraw-Hill, New York.
- [7] Beretta, G., (2016). Tesis doctoral: Fatiga en componentes con concentradores de tensión bajo carga biaxial, Universidad de Sevilla.
- [8] Tanaka, T., Nishijima, S., Ichikawa, M. (1987). Statistical research on fatigue and fracture. Elsevier Applied Science, London.
- [9] BS ISO 12107:2003.
- [10] Budynas, R.G, Nisbett, J.K. (2015). Mechanical engineering design. McGraw-Hill, New York.
- [11] Chaves, V., Madrigal, C., Navarro, A. (2017). Fatigue limit predictions at stress concentrations using FEA and microstructural fracture mechanics Theor Appl Fract Mech, 87, 11-20.
- [12] Oberg, T. T., Johnson, J. B. (1937). Fatigue properties of metals used in aircraft construction at 3450 and 10600 cycles. Proc. Amer. Soc. Testing Mater., 37(2), 195-205.
- [13] Frost, N.E., Marsh, K.J., y Pook, L.P. (1974). Metal Fatigue. Clarendon Press, Oxford.

COMPARACIÓN DE DIFERENTES MODELOS DE FATIGA MULTIAXIAL PARA PREDICCIÓN DE DAÑO DE RODAMIENTOS DE GRAN TAMAÑO BAJO CARGAS ALEATORIAS

I. Portugal^{1, 2*}, M. Olave¹, A. Zurutuza³, A. López³, M. Muñiz-Calvente², A. Fernández-Canteli²

¹Área de Mecánica, IK4-Ikerlan
 C/ José Mari Arizmendiarreta, 20500, Arrasate-Mondragón, España
 ²Escuela Politécnica de Ingeniería de Gijón, Universidad de Oviedo
 C/ Luis Ortiz Berrocal s/n, 33203, Gijón, España
 ³Laulagun Bearings
 Harizti Industrialdea 201-E, 20212, Olaberria, España

^{*} Persona de contacto: iportugal@ikerlan.es

RESUMEN

En la actualidad existen multitud de componentes sometidos a condiciones de carga alternada de carácter aleatorio durante su vida útil. Por este motivo, es necesario desarrollar modelos de predicción de fallo que garanticen los requisitos exigibles de fiabilidad estructural del componente, así como su correcto funcionamiento durante la vida útil. En este trabajo se presenta una comparativa entre diferentes modelos de fatiga multiaxial no proporcional, incluyendo modelos de tensión tangencial ortogonal y modelos de plano crítico basados en tensiones (como McDiarmid y Findley), deformaciones (como Brown-Miller) o la energía (como Fatemi-Socie y Smith-Watson-Topper) para rodamientos de gran tamaño. Para ello, se incluye el efecto de cargas aleatoriamente distribuidas mediante una nueva metodología basada en el cálculo del tensor de tensiones en función del tiempo. Partiendo de esta premisa, se obtienen los valores de los parámetros seleccionados, que se identifican con el modelo de fallo, cuyos valores críticos se toman como referencia para determinar el daño a fatiga mediante la curva de Wöhler. La metodología propuesta permite un análisis comparativo entre los resultados alcanzados mediante los diferentes modelos de fatiga, en función de su grado de conservadurismo, así como un posterior contraste con los resultados experimentales en laboratorio. De este modo, se abriría la puerta de un camino para crear un nuevo modelo que se adecue a los resultados de fatiga en un funcionamiento real en campo.

PALABRAS CLAVE: modelos de fatiga, multiaxial, cargas aleatorias, tensiones, deformaciones

ABSTRACT

Currently, a number of components are exposed to alternated random load conditions during their service life. For this reason, failure prediction models are indispensable to ensure the requirements of structural reliability of the component, as well as its correct operation during its service life. In this work, a comparison is made among different multiaxial non-proportional fatigue models, including orthogonal shear stress and critical plane models based on stresses (such as McDiarmid and Findley), strains (such as Brown Miller) or energy (Fatemi-Socie and Smith-Watson-Topper). With this aim, the action of randomly distributed load histories is taken into account using a novel methodology based on the calculation of the stress tensor as function of time. Following this premise, the value of the selected parameters identified with the failure criterion is obtained, from which the critical values are considered as a reference to determine fatigue damage by the Wöhler curve. The methodology proposed allows a comparison to be achieved among the results from the different fatigue models referred to their degree of safety reserve, as well as their subsequent contrast to the experimental lab results. This way, a path to create a new model that adjusts to the results of a real test would be opened.

KEYWORDS: fatigue models, multiaxial, random loading, stresses, strains

INTRODUCCIÓN

Existen numerosos componentes industriales (ruedas ferroviarias, rodamientos, levas, engranajes, etc. [1]) que soportan el fenómeno Rolling Contact Fatigue (RCF), es decir, fatiga por el contacto del material bajo rodadura. Aunque las condiciones de carga en estos componentes son de diverso tipo, el fenómeno se produce y afecta a todos de manera similar [2].

El fenómeno de RCF provoca la aparición de una grieta debajo de la superficie de contacto tras un proceso de alternancia de tensiones y deformaciones que puede conducir al fallo dependiendo de la particular aplicación. Dado que la localización crítica no es conocida *a priori*, y que la relación entre tensiones y deformaciones no es lineal, la predicción de fallo resulta ser una tarea compleja [3]. En todo caso, es bien conocido que se trata de un problema de Hertz debido a la presión aplicada en la superficie del componente. La mayor parte de la literatura se ha centrado en el estudio de tensiones o deformaciones tangenciales como principales causas de la iniciación de grieta, aunque ello no signifique que el efecto de las tensiones y deformaciones normales sean despreciables [4].

En general, los componentes reales están sometidos a historias de carga de magnitud y posicionamiento variable. En consecuencia, el problema debe ser contemplado y analizado como un caso general de solicitación multiaxial y no proporcional, que engloba como caso particular, el de solicitación uniaxial [5].

En el caso de rodamientos, la normativa internacional dispone actualmente de métodos probabilísticos para una predicción inicial fiable de la vida bajo RCF, como el procedimiento de cálculo de ISO 281 [6]. La normativa define una probabilidad de supervivencia del componente del 90%. Todas las hipótesis adoptadas en este método se basan en que el elemento rodante realiza un desplazamiento a velocidad constante. En los casos en los que el elemento rodante está oscilando, es necesario recurrir a nuevas hipótesis debido a que el comportamiento tensional debajo de la superficie varía con las cargas radiales y las oscilaciones puras. Por otro lado, el funcionamiento de la lubricación es menos eficiente para oscilaciones, por lo que la comparación es lo bastante compleja como para que no sea suficiente añadir un factor corrector [7].

El principal objetivo de este trabajo es analizar comparativamente la respuesta de diferentes modelos de fatiga multiaxial. Existen numerosas teorías para dar respuesta a este tipo de problema, que tratan de encontrar un criterio adaptable a cualquier caso y aplicación, como alternativa al método de ISO 281, que se juzga excesivamente conservador [8].

El trabajo se centra en teorías de plano crítico, basadas en una interpretación física del mecanismo de daño por

fatiga [9]. El estado tensional y deformacional en los diferentes planos se analiza para definir la magnitud del daño máximo, y así definir el plano crítico. Estos criterios utilizan fórmulas que tienen en cuenta las tensiones y/o deformaciones, tanto en la dirección normal como tangencial y los combinan con parámetros de ajuste específicos del material correspondiente [10]. El daño final en el punto examinado se relaciona con el daño resultante en el plano crítico específico. Aunque existen diferentes teorías para determinar la orientación del plano crítico, lo más reseñable es que se admite la ausencia de interacción entre los diferentes planos [11].

La forma habitual de predecir la vida de un componente, es decir, de estimar el número de ciclos precisos para alcanzar el fallo, consiste en la aplicación de la regla de Palmgren-Miner, que establece un índice para reflejar la acumulación de daño producido por la aplicación de la historia aleatoria de cargas [12]. En este cálculo de fatiga se relacionan tensiones y deformaciones con los ciclos necesarios hasta rotura determinado experimentalmente como campo S-N o de Wöhler, este permite constatar que el incremento de tensión o deformación disminuye el número de ciclos necesarios para producir la rotura. Si la intersección de la tensión/deformación y el número ciclos coincide con la propia curva o se sitúa por encima, esto significaría una iniciación de grieta [5].

DESCRIPCIÓN DE LA METODOLOGÍA

La evaluación del daño bajo una historia de cargas aleatorias multiaxiales necesita el soporte de una metodología. El problema principal aparece en la interpretación de la tensión equivalente deducida del espectro de cargas, debido a que los valores extremos de tensiones o deformaciones normales y tangenciales resultantes no coinciden en el tiempo [13].

2.1. Obtención de tensiones y deformaciones

La simulación numérica permite obtener datos parciales de tensiones y deformaciones. La respuesta consiste en una serie de datos que contienen los resultados de las tensiones y deformaciones en función de los cuatro parámetros de entrada: Q (valor de la carga en Newtons), z (profundidad en mm), β (longitud en grados) y α (latitud en grados). β y α se representan en grados para adecuarse a formas de cuerpos no paralelepípedos (figura 1).



Figura 1: Representación de α , β y z del material
2.2. Definición de ciclos

El mayor problema consiste en definir qué es un ciclo para poder aplicar el algoritmo de rainflow y obtener la amplitud y su media. De hecho, la complejidad de las cargas hace que en un análisis individual, la tensión/deformación normal, las dos tensiones tangenciales y la resultante de ambas presenten diferente números de ciclos. Por ello, se opta por utilizar la tensión/deformación tangencial resultante y aplicar el algoritmo propuesto en [13], ya que 1a tensión/deformación tangencial es la causa principal de rotura en casos de RCF [11]. Este comportamiento haría imposible que los ciclos se pudieran definir con un inicio y final común por lo que cada ciclo se analizará individualmente.

2.3. Modelos de fatiga

Dentro del análisis individual del ciclo, se obtiene una tensión o deformación equivalente, o un parámetro que puede ser definido mediante el uso de las fórmulas desarrolladas en diferentes modelos de fatiga multiaxial:

2.3.1. Tensión tangencial máxima ortogonal

Lundberg y Palmgren descubrieron que cuando una rodadura pura está actuando sobre la pista de un componente, la tensión crítica resulta ser la tensión tangencial ortogonal en el plano perpendicular a la superficie. Su valor es equivalente al valor máximo debajo de la superficie en un plano inclinado a 45º [14]. Este valor τ se puede obtener directamente tras interpolar las cargas para obtener las componentes del tensor de tensiones. El valor máximo de la tensión tangencial del elemento rodando sobre el eje de la pista sería la tensión tangencial máxima ortogonal. Esto significa que gráficamente la tensión sería la amplitud del rango máximo de esa tensión, teniendo en cuenta que en RCF el máximo y el mínimo valor tienen un valor absoluto igual, con signos contrarios, por lo que la amplitud sería el pico de la curva de la tensión tangencial, tal y como se puede apreciar en la figura 2:



Figura 2: Máxima tensión tangencial ortogonal

2.3.2. Criterio de McDiarmid

Este criterio se incluye dentro del grupo de plano crítico, así denominados porque consideran el plano con la orientación que hace máximo el parámetro de salida, en este caso, identificado con la variación de la tensión tangencial dentro de un ciclo de carga [15]. El criterio se desarrolló para casos de fatiga multiaxial en los que la iniciación de grietas se debe fundamentalmente a las tensiones tangenciales, sin considerar la influencia de las tensiones normales como parámetro secundario.

La fórmula propuesta por McDiarmid es:

$$McD = \frac{\Delta \tau_{\max}}{2} + \frac{t}{2 \cdot R_m} \sigma_{n,\max}$$
(1)

donde $\Delta \tau_{max}$ es el rango máximo de la tensión tangencial, t el límite de fatiga, R_m la resistencia mecánica y $\sigma_{n,max}$ el valor máximo de la tensión normal. El límite de fatiga y la resistencia mecánica para el material 42CrMo4 se han obtenido de la literatura [15], siendo en este caso los valores 515 MPa y 1600 MPa, respectivamente.

2.3.3. Findley

En el criterio de Findley la amplitud de la tensión tangencial equivalente se calcula teniendo en cuenta el valor máximo de la tensión normal en el plano en el que se produce la máxima tensión tangencial equivalente [16]. A pesar de las diferencias teóricas, la aparición de la grieta se rige por los mismos parámetros que el criterio de McDiarmid, siendo la expresión del parámetro de Findley:

$$Fi = \frac{\Delta \tau_{\max}}{2} + k_{Fi} \cdot \sigma_{n,\max}$$
⁽²⁾

donde k_{Fi} es una constante de material extraída de los ensayos. Para el material 42CrMo4 el valor su de 0,13 [2].

2.3.4. Brown-Miller

Tras observar la rápida propagación de las microgrietas, Brown y Miller proponen considerar las deformaciones normales y tangenciales en el plano de la tensión tangencial máxima, para el que la fatiga multiaxial sucede para bajos ciclos.

Este criterio combina los resultados de los ensayos de tracción y torsión con un rango de deformación constante. Se necesitan dos parámetros de deformación para describir el proceso de fatiga, debido a que tanto la deformación normal como la tangencial reducen la vida a fatiga [17]. El parámetro de Brown-Miller es:

$$BM = \gamma_a + k_{BM} \cdot \varepsilon_{n,\max} \tag{3}$$

donde γ_a es la amplitud de la deformación tangencial y k_{BM} el coeficiente del efecto de la deformación normal, de valor 0,3 para el material 42CrMo4 [17]. Por último, $\varepsilon_{n,max}$ es el valor máximo de la deformación normal.

2.3.5. Smith-Watson-Topper

En este criterio se ignora la influencia de las tensiones y deformaciones tangenciales. El parámetro de referencia es resultado del producto de la máxima tensión normal y la máxima deformación normal en el plano en el que se produce la deformación.

Cuando el ciclo de carga es no proporcional, la aplicación de este parámetro resulta complicada debido a la rotación de las direcciones principales. En este caso, el parámetro SWT se define como el máximo entre todas las orientaciones posibles del producto de la amplitud de la deformación y la tensión normal máxima:

$$SWT = \sigma_{n,\max} \cdot \frac{\varepsilon_{n,\max}}{2} \tag{4}$$

2.3.6. Fatemi-Socie

Este criterio tiene en cuenta el rango de deformaciones tangenciales en vez del de las tensiones. Además, introduce como parámetro la tensión normal máxima perpendicular al plano donde sucede la máxima propagación de la deformación tangencial, que refleja la iniciación de grieta siguiendo la expresión:

$$FS = \gamma_a \cdot \left(1 + k_{FS} \cdot \frac{\sigma_{n,\max}}{R_m} \right)$$
(5)

donde k_{FS} es una constante del material, de valor 1 para el material 42CrMo4 [2].

2.4. Curvas de Wöhler

Se ha realizado una búsqueda en la literatura sobre ensayos del material 42CrMo4, con el fin de determinar el campo S-N que resulta ser diferente para cada modelo. Aplicando la corrección de Goodman con el diagrama de Haigh es posible transformar los resultados de un R=0,1 a un R=-1.

La curva equivale al volumen tensionado de la probeta que equivale al volumen del material bajo la máxima carga hertziana del elemento rodante.

Esto significa que la curva requiere una conversión cada vez que la simulación alcanza un número diferente de elementos rodantes debido al incremento de la probabilidad de fallo.

Dado que estos resultados se deducen de un ensayo de tracción, la curva obtenida tan sólo puede ser válida para McDiarmid y Findley. Sin embargo, la curva para la tensión tangencial máxima ortogonal se obtiene aplicando un factor reductor igual a $\sqrt{3}$ [2]. A su vez, la curva de Brown-Miller se obtiene dividiendo la curva por el módulo de Young para convertir la escala de tensiones a deformaciones. La situación para Fatemi-

Socie y Smith-Watson-Topper es más compleja, ya que ambos combinan parámetros de tensiones y deformaciones. Por lo tanto, para deducir su curva, se debe hacer una conversión sustituyendo las tensiones por los propios parámetros de FS y SWT.

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

En el caso de estudio se trata de un rodamiento de grandes dimensiones, del material 42CrMo4. Analizando el rodamiento en diferentes localizaciones (cada 5° de β) se detecta la localización de las zonas más dañadas, tal y como se puede ver en la figura 3.



Figura 3: Daño en el rodamiento para cada modelo

Todos los modelos tienen 2 localizaciones que destacan sobre el resto: 165° y 230°. A continuación, se procede al cálculo en la zona de 165° para comprobar si efectivamente el punto más crítico se encuentra aquí o en un lugar cercano. Para ello, se consideran intervalos de cálculo cada de 0,26° en β .

Tras analizar una discretización menor, se confirma la localización exacta del punto crítico, que se encuentra en z=0,7 mm, α =55° y β =165°. Los resultados para cada modelo se exponen en la figura 4.



Figura 4: Daño crítico para cada modelo

El resultado de los cálculos aplicando la normativa ISO es de 0,85, el cual es solamente superado por el modelo de McDiarmid. Sin embargo, estos resultados corresponden a un análisis en el que la bola empieza a girar siempre desde el mismo sitio, lo que además de irreal, propicia ciertas posiciones para las que el resultado es más crítico de lo debido. Por ello, se repite el análisis forzando que la probabilidad de que una bola inicie su rodadura sea igual para cualquier posición β , efecto que representa la incertidumbre de la posición de la bola por el efecto del deslizamiento. Esto reduce el daño y se puede ya hablar de un daño "de zona".

Tal y como se puede apreciar en la figura 5 este evento en particular hace que la bola oscile constantemente en el mismo rango. Esto crea un pico mientras que la vasta mayoría de la zona permanece con daño nulo. Si la bola iniciara la rodadura en cualquier localización con la misma probabilidad, la suma de todas las repeticiones de este evento sería el propio valor medio (línea roja). Tal y como se aprecia, el daño experimenta una disminución.



Figura 5: Distribución del daño con probabilidad de inicio de bola uniforme

Una vez analizado este efecto para todos los modelos, se obtienen los valores de daño de la figura 6, notoriamente más bajos que los de la figura 4.



Figura 8: Daño crítico con iniciación de bola distribuida

CONCLUSIONES

En un caso real, la bola no inicia siempre la rodadura en el mismo lugar, aunque tampoco existe deslizamiento que contribuya idealmente a una distribución completamente homogénea de la posición de iniciación. Por lo tanto, el daño sufrido en el rodamiento previsiblemente alcanza un estado intermedio entre los valores mostrados en las figuras 4 y 6.

El modelo más conservador es McDiarmid, pero el resto de modelos presentan valores similares, por lo que se prevé que el resultado real se debería mantener en ese orden de magnitud. En cualquier caso, se presenta una metodología que proporciona resultados menos conservadores con cada uno de los modelos que los de la normativa ISO.

REFERENCIAS

- G. Donzella, A. Mazzù, C. Petrogalli. Failure assessment of subsurface rolling contact fatigue in surface hardened components, *Eng. Fract. Mech.* 103, 26–38, 2013.
- [2] M. Ciavarella, F. Monno. A comparison of multiaxial fatigue criteria as applied to rolling contact fatigue, *Tribol. Int.* 43 (11), 2139–2144, 2010.
- [3] T. A. Harris, M. N. Kotzalas. Essential Concepts of Bearing Technology, 2006.
- [4] A. Otsuka, K. Tohgo, H. Ishida, S. Yoo, M. Shibata. Crack growth in rolling contact fatigue and mode II fatigue under compression stress field, *J. Soc. Mat. Sci.* **41** (466), 1136–1141, 1992.
- [5] J. Papuga, Mapping of fatigue damages, program shell of FE-calculation. Ph.D. thesis, 2005.
- [6] J. Halme, P. Andersson. Rolling contact fatigue and wear fundamentals for rolling bearing diagnostics, *Journal of Engineering Tribology* 224 (4), 377–393, 2010.
- [7] F. Schwack, M. Stammler, G. Poll, A. Reuter. Comparison of life calculations for oscillating bearings considering individual pitch control in wind turbines, *Journal of Physics* **753**, 1–10, 2010.
- [8] F. Yang, H. Xiaodiao, C. Jie, W. Hua, H. Rongjing. Reliability-based residual life prediction of large-size low-speed slewing bearings, *Mech. Mach. Theory* 81, 94–106, 2014.
- [9] A. Carpinteri, C. Ronchei, D. Scorza, S. Vantadori. Critical plane orientation influence on multiaxial high-cycle fatigue assessment, *Physical Mesomechanics Journal* 18 (4), 348–354, 2015.
- [10] J. A. Araújo, A. Carpinteri, C. Ronchei, A. Spagnoli, S. Vantadori. An alternative definition of the shear stress amplitude based on the maximum rectangular Hull method and application to the C-S (Carpinteri-Spagnoli) criterion, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* **37** (7) 764–771, 2014.
- [11] I. Papadopoulos. Critical Plane Approaches in High-Cycle Fatigue: on the Definition of the Amplitude and Mean Value of the Shear Stress Acting on the Critical Plane, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 21 (3), 269–285, 1998.

- [12] V. Anes, L. Reis, M. D. Freitas. Random accumulated damage evaluation under multiaxial fatigue loading conditions, *Frat. ed Integrità Strutt.* 33, 309–318, 2015.
- [13] I. Portugal, M. Olave, A. Zurutuza, A. López, M. Muñiz-calvente, A. Fernández-Canteli. Methodology to evaluate fatigue damage under multiaxial random loading, *Eng. Fract. Mech.* 185, 114–123, 2017.
- [14] G. J. Moyar, V. Sharma. Orthogonal Shear Stress Amplitude as a Function of Rolling Contact Ellipticity and Depth, J. Tribol. 119 (October), 3– 6, 1997.
- [15] D. L. McDiarmid. A general criterion for high cycle multiaxial fatigue failure, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 14 (4), 429–453, 1991.
- [16] H. Kakuno, Y. Kawada. A new criterion of fatigue strength of a round bar subjected, *Fatigue Eng. Mater. Struct.* 2, 229–236, 1979.
- [17] M. Brown, K. Miller. A Theory for Fatigue Under Multiaxial Stress-Strain Conditions, *Proceedings* of the Institute of Mechanical Engineers 187, 745– 756, 1973.

Influencia del hidrógeno en la velocidad de crecimiento de grieta de aceros CrMo y CrMoV templados y revenidos

L.B. Peral^{1*}, S.Blasón¹, A.Zafra¹, F.J.Belzunce¹ y C.Rodríguez¹

Escuela Politécnica de Ingeniería de Gijón (Universidad de Oviedo), campus universitario, 33203 Gijón, España

* Persona de contacto: luisborjapm@gmail.com

RESUMEN

Con objeto de seleccionar el acero más apropiado para manejar hidrógeno a alta presión, se ha evaluado la velocidad de crecimiento de grieta por fatiga de los grados de acero templados y revenidos 2.25Cr1Mo y 2.25Cr1Mo0.3V mediante ensayos realizados al aire después de precargar las muestras con hidrógeno en un reactor a 195 bares y 450°C durante un tiempo de 21 horas. Se utilizaron pines cilíndricos, para medir el contenido de hidrógeno introducido en los aceros mediante el el reactor y la desorción de hidrógeno a temperatura ambiente y probetas compactas para la determinación de la velocidad de crecimiento de grieta por fatiga. Finalmente, se han utilizado técnicas de microscopía electrónica de barrido para estudiar las superficies de fractura de las probetas ensayadas y comparar los micromecanismos de fractura operativos en cada caso. Utilizando las condiciones de precarga indicadas se ha conseguido introducir en los aceros cantidades significativas de hidrógeno, siendo además esta cantidad mayor en el grado de acero aleado con vanadio (los carburos de vanadio,VC, son trampas fuertes de hidrógeno). En cuanto a los ensayos de crecimiento de grieta por fatiga, la presencia de hidrógeno en los aceros 2.25Cr1Mo ha propiciado un incremento significativo de la velocidad de crecimiento de grieta por fatiga inferiores a 10Hz. Por otro lado, el efecto de los carburos de vanadio ha mejorado significativamente la resistencia a la propagación de grieta en presencia de hidrógeno.

PALABRAS CLAVE: Fragilización por hidrógeno, Fatiga, Crecimiento de grieta, Aceros templados y revenidos

ABSTRACT

In order to select the most appropriate steel to deal with pressurized hydrogen during long times, the fatigue crack propagation rate of quenched and tempered 2.25Cr1Mo and 2.25Cr1Mo0.3 steel grades was evaluated by means of tests performed on pre-charged specimens in a hydrogen reactor at 195 bar and 450°C during 21 hours. Cylindrical samples to measure the hydrogen content and their desorption kinetics at room temperature and compact tensile specimens to determine the fatigue crack growth rate were used. Finally, scanning electronic microscopy was used in the study of fracture surfaces. Using the aforementioned pre-charge conditions, significant amounts of hydrogen were introduced, being larger in the 2.25Cr1Mo0.3V steel grade (vanadium carbides provide strong hydrogen in the 2.25Cr1Mo grades for frequencies lower than 10 Hz. On the other hand, the presence of vanadium carbides has significantly improved the fatigue crack propagation performance when hydrogen is present.

KEYWORDS: Hydrogen embrittlement, Fatigue, Crack growth rate, Quenched and tempered steels.

1 INTRODUCCIÓN

Los depósitos utilizados para el almacenamiento de hidrógeno deben ser capaces de prestar un servicio seguro durante largos períodos de tiempo en contacto directo con un ambiente de hidrógeno bajo una fuerte presión interna, por lo que es esencial asegurar una buena resistencia a la fragilización por hidrógeno. Generalmente, en estas instalaciones se emplean los aceros aleados con cromo, cromo-molibdeno o cromomolibdeno-vanadido, templados y revenidos de bajo límite elástico, pero con el propósito de disminuir el espesor de los depósitos sería conveniente recurrir a aceros con límites elásticos mayores, que sin embargo son más susceptibles a la fragilización por hidrógeno. [1]. Este tipo de instalaciones suelen trabajar bajo presiones de hidrógeno muy altas, lo que junto con las solicitaciones cíclicas a las que están sometidas y, a la entrada y difusión de hidrógeno en la microestructura del acero que tiene lugar en el curso del servicio, dan lugar a unas condiciones de servicio muy exigentes, bajo las que se debe garantizar la integridad de la instalación en la vida prevista. Por este motivo, es necesario comprender el modo en el que el hidrógeno interactúa con el acero, desencadenando el proceso de fragilización bajo un determinado nivel de carga aplicada y una determinada concentración de hidrógeno, que debemos conocer y relacionar con el micromecanismo de fallo operativo en cada caso. Es preciso recordar que la mayoría de los trabajos experimentales realizados en los últimos años han contemplado, fundamentalmente, la influencia del hidrógeno en el deterioro de las propiedades mecánicas medidas bajo condiciones estáticas de carga, mientras que la influencia del hidrógeno en el comportamiento a fatiga, no ha recibido, hasta muy recientemente la atención necesaria [2].

Por otro lado, existen dos formas básicas de analizar los efectos del hidrógeno en las propiedades mecánicas de los aceros: ensayo de las probetas de acero cuando a la vez actúa sobre ellas una fuerte presión de hidrógeno (aplicación de la carga mecánica al mismo tiempo que la probeta se expone al hidrógeno gaseoso a presión) y ensayo al aire de probetas pre-cargadas con hidrógeno (aplicación de la carga mecánica después de la exposición al ambiente de hidrógeno), y en este segundo caso, las probetas se pueden cargar a alta temperatura, desde una atmósfera de hidrógeno gaseoso a presión o bien electroquímicamente desde una solución acuosa a temperatura ambiente [3]. En este trabajo se ha empleado la precarga térmica, que tiene la ventaja de que al utilizar una temperatura superior a la ambiente, y dada la variación exponencial del coeficiente de difusión con la temperatura, la cinética de entrada de hidrógeno en el acero se puede acelerar significativamente, por lo que tras unas pocas horas podemos alcanzar niveles de hidrógeno semejantes a los que tendríamos tras años de servicio a temperatura ambiente. Sin embargo, el mayor inconveniente de esta forma de actuación reside en la necesidad de llevar a cabo el ensayo mecánico justo tras la carga de hidrógeno (una vez enfriada la probeta) con objeto de limitar su salida.

En este trabajo se ha estudiado la influencia de la presencia de hidrógeno en la velocidad de crecimiento de grieta por fatiga de aceros CrMo y CrMoV templados y revenidos. Además, el efecto del hidrógeno sobre la velocidad de crecimiento de grieta se ha relacionado con la cantidad de hidrógeno existente en las probetas en el transcurso del ensayo y también se han determinado los micromecanismos de fallo operativos en cada caso.

2 PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

La tabla 1 muestra la composición química de los grados de acero objeto de estudio. En el caso del acero CrMo, se llevó a cabo una austenización a 940°C seguido de un temple en agua y se aplicaron dos revenidos diferentes: 690°C durante 30 horas y 600°C durante un tiempo de 2 horas. Por otro lado, el acero CrMoV fue austenizado a 925°C, seguido de un temple en agua y el revenido se ejecutó a 650°C durante 2 horas.

Tabla	1.	Composición	química	(%	en	peso)	del	acero
2.25Cr	$\cdot 1M$	10 (a) y 2.25C	r1Mo0.3	V(b)			

С	Mn	Si	Cr	•	N	i	l	Mo
0.143	0.563	0.157 2.23		3	0.09			1
(a)								
С	Mn	Si	Cr	Ni Mo		V		
0.15	0.52	0.086	2.27	0.186		1.0)6	0.3
(b)								

La precarga de hidrógeno gaseoso se llevó a cabo en un autoclave de hidrógeno disponible en Fundación ITMA, Avilés (Asturias). Todas las probetas se precargaron en las mismas condiciones: una presión de 195 bares, una temperatura de 450°C y durante un tiempo de 21 horas y, para extraer las probetas del autoclave se realizó siempre una rampa de enfriamiento con una duración de 1 hora, desde 450°C hasta 80°C, manteniendo la presión de hidrógeno. A continuación, el proceso de extracción de las probetas del autoclave requiere entre 5 y 10 minutos, hasta introducirlas en nitrógeno líquido (-196°C), donde se mantuvieron hasta la realización de los ensayos correspondientes.

El contenido de hidrógeno introducido en el autoclave se midió en muestras cilíndricas de 30 mm de longitud y 10 mm de diámetro (de aproximadamente 20 g de peso) en un analizador de hidrógeno LECO DH603. El fundamento de medida del equipo se basa en la diferencia de conductividad térmica entre un flujo de gas de referencia (nitrógeno puro) y un flujo de gas portador que, además de nitrógeno puro, también contiene el hidrógeno extraído de la muestra calentada a 1100°C durante 400 segundos. Por otro lado, con objeto de evaluar la desorción de hidrógeno a temperatura ambiente se realizaron también medidas de la cantidad de hidrógeno retenido para diferentes intervalos de mantenimiento a temperatura ambiente. A partir de las curvas de desorción obtenidas se pudo evaluar el coeficiente de difusión del hidrógeno de cada uno de los grados de acero estudiados. En todos los casos, antes de introducir las muestras en el analizador de hidrógeno, se desengrasaron en un baño de acetona con ultrasonidos durante un tiempo de 5 minutos.

El estudio experimental se completó con ensayos de medida de la velocidad de crecimiento de grieta por fatiga, que fueron realizados sobre probetas compactas, CT, de 48 mm de ancho y 10 mm de espesor, preagrietadas igualmente por fatiga hasta una relación longitud de grieta/ancho, a/W=0.2. La metodología empleada en estos ensayos se adecuó a la norma ASTM E647 [4]. Se empleó una relación de carga R=0.1 y la medida del avance de la grieta en el ensayo se realizó con un extensómetro CTOD. Se utilizó una frecuencia nominal de 10 Hz y, en el caso de las probetas precargadas con hidrógeno, se emplearon también frecuencias de 1 y 0.1 Hz.

3 RESULTADOS

3.1. Microestructura y dureza

En la figura 1 se muestran las microestructuras de los aceros CrMo y CrMoV tomadas con un MEB JEOL-5600 tras los tratamientos citados. En los tres casos se observa la precipitación de carburos tanto en las fronteras como en el interior de los granos austeníticos. Se hace notar la presencia de carburos alineados en las lajas martensíticas a la menor temperatura de revenido (600°C, Figura 1.b) y su globalización y engrosamiento a medida que aumenta ésta. La tabla 2 muestra la dureza y las propiedades a tracción medidas en estos tres grados de acero.



Figura 1. Martensita revenida. (a) CrMo (T+R690). (b) CrMo (T+R600). (c) CrMoV (T+R650)

Tabla 2. Propiedades mecánicas tracción y dureza

Grado de acero	HB	σ _y (MPa)	σ _R (MPa)	A (%)
CrMo, T+R690	170	430	580	27
CrMo, T+R600	285	761	887	19.5
CrMoV T+R650	262	667	829	20

3.2 Curvas de desorción de hidrógeno

En la figura 2 se muestran las curvas de desorción de hidrógeno correspondientes a los tres grados de acero analizados, junto con el coeficiente de difusión (D_{app}) calculado en cada caso [5]. Se ha representado la variación de hidrógeno (en ppm) en función del tiempo de permanencia de la muestra a temperatura ambiente (TA) en minutos en el caso de los aceros 2.25Cr1Mo y en horas en el caso del acero 2.25Cr1Mo0.3V.





Por su parte, la tabla 3 muestra la concentración inicial de hidrógeno, la concentración final o hidrógeno residual y el tiempo necesario para la salida de todo el hidrógeno difusible.

Tabla 3. Hidrógeno inicial (C_{H0}), final (C_{Hf}) y tiempo necesario para la salida del hidrógeno difusible de la probeta (ϕ =10 mm)

Grado de acero	C _{H0} (ppm)	C _{Hf} (ppm)	t (horas)
CrMo, T+R690	0.62	0.2	7
CrMo, T+R600	1.3	0.6	15
CrMoV T+R650	3.8	3.4	500

En el caso del acero CrMo, se observa que el grado más endurecido, con trampas microestructurales más fuertes, muestra un mayor contenido inicial y final de hidrógeno (mayor solubilidad) y menor coeficiente de difusión (aproximadamente 2.5 veces menor) que el revenido a mayor temperatura. En lo que respecta al grado de acero aleado con vanadio, se midió una concentración de hidrógeno inicial y residual muy superior, así como un coeficiente de difusión muy inferior al resto, lo que se justifica en virtud de la presencia de pequeños carburos de vanadio, que se sabe actúan como trampas fuertes de hidrógeno en los aceros [6].

3.3 Ensayos de crecimiento de grieta por fatiga

En la figura 3 se muestran las curvas de velocidad de crecimiento de grieta por fatiga (da/dN) frente a la amplitud del factor de intensidad de tensión (Δ K) obtenidos con los tres grados de acero para las diferentes frecuencias de ensayo. El efecto acelerador del hidrógeno sobre la velocidad de propagación de grietas por fatiga solo se aprecia para frecuencias inferiores a 10 Hz (1 Hz y 0.1 Hz), siendo tanto mayor cuanto menor es la frecuencia de ensayo [2, 3, 7]. Además, en la misma figura se ha indicado el tiempo de ensayo transcurrido para alcanzar diferentes valores de Δ K.

Por otro lado, en la figura 4 se muestra la relación entre la velocidad de crecimiento de grieta con hidrógeno $(da/dN)_{H}$ bajo la menor frecuencia utilizada (0.1 Hz) y la velocidad de crecimiento de grieta medida en los ensayos realizados al aire (da/dN)aire para diferentes valores del parámetro ΔK en los tres grados de acero estudiados. Este cociente da como resultado un factor multiplicador de la velocidad de crecimiento de grieta debido a la presencia de hidrógeno, que es indicativo de la susceptibilidad a la presencia de este elemento (FIH) en las condiciones en las que se han realizado los ensayos (R=0.1 y 0.1 Hz). Se hace notar que el incremento de la velocidad de crecimiento de grieta debida al efecto del hidrógeno es tanto mayor cuanto menor es el factor ΔK aplicado. Este efecto no fue observado en el grado de acero aleado con vanadio, mostrando una mayor resistencia ante el efecto del hidrógeno.







Figura 3. Crecimiento de grieta por fatiga. da/dN vs ΔK . (a) CrMo (T+R690°C). (b) CrMo (T+R600°C). (c) CrMoV (T+R650)



Figura 4. Efecto del hidrógeno sobre la velocidad de crecimiento de grieta. R=0.1 y 0.1 Hz.

4 **DISCUSION**

A la hora de discutir los resultados obtenidos es necesario recordar que al solicitar mecánicamente una probeta CT precargada con hidrógeno, el hidrógeno presente en la región del frente de la grieta difundirá hacia la región de máxima triaxialidad que existe justo delante del frente de la misma, donde se acumulará (véase la figura 5), dando lugar al fenómeno de fragilización (descohesión de determinadas intercaras, mecanismo HEDE, y/o plastificación localizada favorecida por el hidrógeno, mecanismo HELP). De este modo, la influencia de la frecuencia de ensayo en la velocidad de crecimiento de grieta por fatiga dependerá del tiempo que tiene el hidrógeno para moverse en cada ciclo de fatiga para alcanzar una concentración suficiente en la región de proceso.



Figura 5. Esquema de la zona de proceso

Así, el efecto acelerador del hidrógeno en la velocidad de crecimiento de grieta por fatiga constatado a las frecuencias más bajas, inferiores a 10 Hz (ver figura 3 y 4), podría ser explicado a partir de las distancias efectivas de difusión del hidrógeno en cada ciclo de fatiga, x, que se pueden estimar a partir de la aplicación de la segunda ley de Fick, ecuación 1.

 $x = \sqrt{Dt}$

siendo D el coeficiente de difusión del hidrógeno en el acero y t el tiempo disponible en cada ciclo. En la tabla 4 se muestran las distancias efectivas de difusión calculadas para los tres grados de acero estudiados y para las distintas frecuencias de ensayo empleadas.

Se pone así de manifiesto que cuando se utilizan frecuencias altas (10 Hz), la duración del ciclo de carga de fatiga es muy pequeño y las distancias de difusión del hidrógeno también lo son, de manera que el enriquecimiento de hidrógeno que tiene lugar en el frente de grieta es apenas significativo y la velocidad de crecimiento de grieta por fatiga apenas varía en relación a la medida en los ensayos al aire (ver figura 3). Sin embargo, al disminuir la frecuencia de ensayo, las distancias efectivas de difusión del hidrógeno en el ciclo de carga aumentan significativamente, alcanzando ya valores que permiten la acumulación del hidrógeno en el frente de la grieta (la difusión del hidrógeno estaría en estas circunstancias acoplada con la velocidad de crecimiento de grieta), posibilitando la existencia de la denominada zona de proceso fragilizada por la acumulación de hidrógeno, lo que explicaría el aumento de la velocidad de crecimiento de la grieta por fatiga en los grados de acero CrMo. En el caso del grado de acero CrMoV el efecto del hidrógeno sería mucho menor. A este respecto, se hace notar que la distancia efectiva de difusión del hidrógeno en el acero con vanadio bajo 0.1 Hz es similar a la del acero 2.25Cr1Mo revenido a 690°C bajo 10 Hz. Como se comentó anteriormente, el acero aleado con vanadio presenta una mayor capacidad para retener el hidrógeno debido a la presencia de carburos de vanadio en su microestructura, lo que posibilita la retención del hidrógeno en este tipo de trampas, evitando de esta manera su difusión hacia la zona de proceso y su fragilización.

	D	10 Hz	1 Hz	0.1 Hz
Acero	(m^2/s)	0.1 s/ciclo	1 s/ciclo	10 s/ciclo
CrMo T+R690°C	6.3 10 ⁻¹⁰	8	25	80
CrMo T+R600°C	2.5 10-10	5	16	50
CrMoV T+R650°C	7.5 10 ⁻¹²	0.9	3	9

Así mismo, es importante destacar, que a partir de un determinado valor de AK (o de una determinada velocidad, da/dN), la velocidad de crecimiento de grieta obtenida para los dos grados de acero CrMo se mantiene prácticamente constante independientemente del valor ΔK aplicado, es decir, muestra un comportamiento típico de un proceso de fractura asistido por el medio ambiente (en este caso asistido por el hidrógeno), en el que la grieta avanza bajo el efecto combinado de la tensión local de tracción aplicada y la concentración de hidrógeno acumulado en la región del frente de grieta y no debido al ciclo de fatiga. No obstante, otra explicación más factible a este tipo de comportamiento, estaría fundamentada en la pérdida progresiva del hidrógeno retenido en la probeta a lo largo del ensayo. Por ejemplo, en el caso del acero CrMo T+R690 al cabo de 10 h de ensayo a 1 Hz, la probeta de fatiga habría perdido ya todo el hidrogeno difusible y la curva de la velocidad de crecimiento de grieta se superpondría con la obtenida al aire (figura 3a). Por el contrario, en el ensavo realizado sobre el mismo acero a 0.1 Hz y en los ensayos realizados sobre el mismo acero revenido a 600°C bajo 1 y 0.1 Hz, al final de cada uno de los ensayos citados todavía

quedaría hidrógeno en la probeta de manera que la velocidad de crecimiento de grieta por fatiga es todavía mayor que la medida al aire. Finalmente, en el acero CrMoV, con un coeficiente de difusión del hidrógeno mucho menor y distancias efectivas de difusión muy pequeñas, el efecto acelerador del hidrógeno sobre la velocidad de crecimiento de grieta por fatiga es ya siempre muy pequeño.

3.4. Fractografía

Con el objetivo de evaluar el modo en el que la presencia de hidrógeno modifica los micromecanismos de fallo que operan en cada caso, se muestra unas fractografías correspondientes al grado de acero CrMo T+R600°C, donde el mecanimo característico en la probeta ensayada sin hidrógeno consistió en la formación de las típicas estrías de fatiga (figura 6a), mientras que en la probeta precargada con hidrógeno y ensayada a 0.1 Hz se observaron dos mecanismos característicos de la fractura asistida por hidrógeno: intergranular y PRHIC, plasticity related hydrogen induced cracking, desgarros plásticos de las intercaras de las lajas y paquetes martensíticos (figura 6b) [8].



Figura 6. 2.25Cr1Mo (R600°C) (a)Sin H. (b) Con H a 0.1 Hz ($\Delta K \approx 40 \text{ MPa} \cdot m^{0.5}$)

5 CONCLUSIONES

La presencia de hidrógeno acelera notablemente la velocidad de crecimiento de grieta por fatiga de los

grados de acero CrMo, tanto más cuanto menor es la frecuencia, debido al aumento de la distancia efectiva de difusión en el ciclo de carga.

El acero CrMoV tiene un coeficiente de difusión de hidrógeno mucho menor, en virtud de la existencia de trampas fuertes de VC, que atrapan el hidrógeno y reducen su movilidad, mejorando así notablemente el comportamiento a fatiga en presencia de hidrógeno.

Finalmente, al utilizar probetas precargadas, éstas pierden progresivamente el hidrógeno en el transcurso del ensayo de fatiga, por lo que es necesario controlar el tiempo de ensayo y evitar prolongarlo en exceso.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer la financiación recibida del Ministerio de Energía y Competitividad en el marco del proyecto MAT2014-58738-C3-1-R, S.Blasón la financiación de su contrato en el mismo proyecto y L.B. Peral la del suyo, en este caso financiado por el Principado de Asturias dentro del proyecto FC-GRUPIN14-001.

REFERENCIAS

[1] Gangloff R.P., Sommerday B.P. Edit., Gaseous hydrogen embrittlement of materials in energy technologies, Woodhead Publishing, 2012.

[2] Murakami Y., Matsuoka S., Effect of hydrogen on fatigue crack growth of metals, *Engineering Fracture Mechanics*, 77 (2010) 1926-1940.

[3] Murakami Y., Effects of hydrogen in metal fatigue, Proceedings of the international hydrogen energy development forum, Fukuoka, Japan (2007) 96-105.

[4] ASTM E647, Standard test method for measurement of fatigue crack growth rates, Annual Book of ASTM Standards, Vol. 03.01, 2015.

[5] Crank J., The Mathematics of diffusion. Brunel University Uxbridge. Second Edition, 1975.

[6] Lee T., "Effects of Vanadium Carbides on Hydrogen Embrittlement of Tempered Martensitic Steel", *Met. Mater. Int.*, Vol. 22, No 3 (2016), pp. 364-372.

[7] Vergani L., Colombo C. and Sciuccati A. Influence of hydrogen environment on crack growth rate. Gruppo Italiano di frattura (2012) 635-642.

[8] Nibur K.A., "The Relationship Between Crack-tip Strain and Subcritical Cranking Tresholds for Steels in High-Pressure Hydrogen Gas", The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International 2012.

ANÁLISIS CRÍTICO DE PARÁMETROS DE RUGOSIDAD 2D EN RELACIÓN A LA PREDICCIÓN EN FATIGA E INTRODUCCIÓN A LA CARACTERIZACIÓN TOPOGRÁFICA 3D

Zabala, Alaitz¹; Blunt, Liam²; Tato, Wilson¹; Gomez, Xabier¹; Aginagalde, Andrea¹; Llavori, Iñigo¹

¹Surface Technologies, Mondragon University, Loramendi 4, 20500 Arrasate.Modragon, Spain

² EPSRC Advanced Metrology Hub, University of Huddersfield, Queensgate, Huddersfield UK *Persona de contacto: azabalae@mondragon.edu

RESUMEN

A pesar de que el efecto de la topografía superficial en la vida a fatiga es ampliamente aceptado, aún se desconocen los principios básicos del rol de la rugosidad superficial. Los enfoques actuales que consideran la influencia de la rugosidad en la predicción de la vida a fatiga pueden clasificarse como correctores de superficie (C_f) y factores de concentración de tensiones (K_t). Estos enfoques describen la superficie en función del proceso de fabricación (mecanizado, forja...) o mediante parámetros descriptores de altura bidimensionales (R_a , R_z ...). El presente trabajo tiene como objetivo analizar las inherentes limitaciones de los parámetros y técnicas de caracterización bidimensionales más comúnmente utilizados y proporciona una visión sobre la aplicación de la caracteristicas topográficas de amplitud, espaciales y funcionales, las cuales se consideran importantes para la correlación con el comportamiento a fatiga.

PALABRAS CLAVE: Topografía superficial, rugosidad superficial, topografía 3D, comportamiento a fatiga

ABSTRACT

Although the effect of surface topography on fatigue life is widely accepted, the underlying role of surface roughness from first principles is still poorly understood. Currently used approaches to consider surface influence on fatigue life prediction can be broadly classified into surface corrector factors (C_f) and stress concentration factors (K_t). Those approaches describes the surface according to the manufacturing process (machined, forged...), or using 2D height descriptor parameters (R_a , R_z ...). The present work aims at highlighting the inherent limitations of the most commonly employed 2D surface measurement and characterization techniques, and provides an insight into the 3D/areal characterization process and latest areal surface topography parameters important for fatigue performance correlation.

KEYWORDS: Surface topography, surface roughness, 3D topography, fatigue performance

1. INTRODUCTION

La influencia de la topografía superficial en la resistencia a fatiga es ampliamente aceptada. Las irregularidades micro-geométricas que constituyen la rugosidad superficial pueden tratarse como *notches* microscópicos, los cuales promueven la iniciación de grieta a través de concentradores locales de tensión, reduciendo la vida a fatiga [1-2]. A pesar de que otros parámetros pueden también afectar al comportamiento a fatiga (p. ej. la microestructura y las tensiones residuales) [3-4], el impacto de la topografía superficial resulta más significativo cuando la vida de iniciación de grieta es notable (es decir, en la fatiga de ciclos altos, HCF) [5-6].

Uno de los primeros trabajos publicados en relación al efecto de la topografía superficial en la vida a fatiga fue llevado a cabo por Thomas en 1923 [7], el cual identificó los efectos perjudiciales de las irregularidades micro-geométricas en el comportamiento a fatiga. Desde entonces, muchos estudios se han centrado en el análisis del rol de la rugosidad superficial en la fatiga [8-9].

La literatura técnica proporciona un factor de corrección empírico, generalmente conocido como el factor de superficie $C_{\rm f}$, [10] que puede utilizarse para ajustar el límite de endurancia si la rugosidad del espécimen difiere de las condiciones estándar. Este factor de corrector de superficies categoriza el acabado superficial en términos cualitativos, en función del proceso de fabricación (mecanizado, forjado...) o presenta el factor de una manera más cuantitativa mediante el uso parámetros de rugosidad basadas generalmente en parámetros medios de altura (R_a). Las asperezas de las que se constituye la rugosidad superficial pueden también ser tratadas como *notches* microscópicos, introduciendo el factor de concentración de tensión $K_{t.}$ Este factor puede ser computado mediante parámetros geométricos de superficie [11], y/o mediante el método de los elementos finitos (MEF) [12].

La desviación media aritmética del perfil de rugosidad, $R_{\rm a}$, sigue siendo el parámetro más utilizado para describir la rugosidad de las probetas de fatiga. Sin embargo, debido al rol clave de la rugosidad en la fatiga, existe una creciente necesidad de procedimientos de caracterización superficial que permitan identificar las características que afectan en el comportamiento a fatiga.

El presente trabajo tiene como objetivo analizar las inherentes limitaciones de los parámetros y técnicas de caracterización bidimensionales más comúnmente utilizados y proporciona una visión sobre la aplicación de la caracterización topográfica 3D incluyendo los parámetros topográficos más vanguardistas para cuantificar las características topográficas de amplitud, espaciales y funcionales, las cuales se consideran importantes para la correlación con el comportamiento a fatiga.

2. ANÁLISIS CRÍTICO DE Ra

Los enfoques actuales para caracterizar la rugosidad superficial en fatiga dependen típicamente de un único parámetro de amplitud, R_a , que describe el valor promedio aritmético de la desviación del perfil por encima y por debajo de una línea central (ver ecuación 1) [13]. Generalmente, valores altos de R_a se relacionan con una menor resistencia en fatiga.

$$R_{\rm a} = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^{N} |y_i|.$$
 (1)

El uso del parámetro R_a sigue siendo útil como control de calidad de procesos de fabricación definidos y suficientemente estables. Sin embargo, se trata de un parámetro muy generalista para describir la naturaleza funcional de la superficie. Características topográficas con un gran impacto en fatiga como el radio de la punta del micro*-notch* o el espaciado entre los *notches* no son tenidos en cuenta, ya que la R_a solo cuantifica los valores verticales de la superficie.

Con el objetivo de mostrar la influencia en fatiga del radio de la punta del micro-*notch* y el espaciado entre *notches*, se han generado 2 perfiles sinusoidales con el mismo valor de R_a . Modificando la frecuencia del seno se han obtenido perfiles con diferentes radios y espaciados. Cabe destacar que estos perfiles también presentan los mismos valores de R_t y R_z , definidos como la altura total del perfil en la longitud de evaluación y la máxima altura media calculada en cada longitud de evaluación, respectivamente [13]. Estos parámetros

describen las características de altura extremas y han sido sugeridas como buenos indicadores del comportamiento a fatiga debido a su capacidad de reflejar los 'peores defectos' de la superficie [14].

Se han realizado cálculos de elementos finitos bidimensionales (2D, Figura 2) para obtener el K_t generado en los perfiles simulados, calculado como:

$$K_{\rm t} = \sigma_{11} / \sigma_{\infty} , \qquad (2)$$

donde, σ_{11} es la tensión normal y σ_{∞} es la tensión remota aplicada. Ya que $\sigma_{\infty} = 1$ MPa, K_{t} es igual a σ_{11} .





Figura 1. Perfiles simulados, $R_a = 0.8 \ \mu m$ en todos los casos. a): longitud de onda de 50 μm . b) longitud de onda de 10 μm .

Estudios realizados sobre la iniciación de fisuras bajo cargas de fatiga uniaxiales y multiaxiales revelan que el daño a fatiga comienza en un cristal individual, generalmente en la superficie [15]. Desde este punto de vista, los valores más altos de K_t se relacionan con nucleaciones de fisuras prematuras, y por tanto, con una menor resistencia a fatiga.



Figura 2. Condiciones de contorno y fuerzas aplicadas en el modelo numérico.

La Figura 3 muestra los resultados de las simulaciones. Como se esperaba, el valor máximo de K_t se ubica en el punto más bajo del valle para ambos casos. Adicionalmente, el K_t mínimo se encuentra en los puntos más altos de los perfiles debido a la relajación de tensiones producida por la pérdida local de la rigidez. De los resultados obtenidos se observa que el perfil con el menor radio del valle y el menor espaciado entre los *notches* es la que presenta el mayor K_t . Desde el punto de vista de la mecánica de la fractura, los radios más agudos se relacionan con una menor resistencia a fatiga [16]. En cuanto al efecto de espaciado, la literatura sugiere que una mayor resistencia a fatiga se asocia a distancias menores entre los notches debido al denominado "notch interference effect" [6]. Cabe destacar que este efecto corresponde a situaciones donde se considera el mismo radio del notch, lo cual no se cumple en los perfiles simulados en este trabajo. Sin embargo, este efecto es visible en la Figura 3, ya que se observa una relajación de tensiones mayores en el perfil con el menor espaciado entre los notches. Por lo tanto, se podría esperar un menor K_t en el caso de que el radio del notch fuese el mismo, siendo consistente con los resultados de la literatura.



Figura 3. Resultados numéricos de los perfiles simulados. Figura superior: longitud de onda de 10 μ m, $K_t=2.4$; Figura inferior: longitud de onda de, $K_t=1.4$.

Tal como se ha mencionado anteriormente, los valores más altos de K_t se asocian con una iniciación de grieta prematura. Sin embargo, otro aspecto importante en la fatiga es el efecto del gradiente de tensiones. Un valor alto de este gradiente indica que la tensión decae rápidamente cerca del *hot-spot*. Por lo tanto, para un mismo valor de K_t una grieta de cierta longitud crecerá a una velocidad mayor si existe un menor gradiente de tensiones, siendo la resistencia a fatiga menor.

La Figura 4 muestra la evolución del K_t a diferentes profundidades para cada perfil simulado. Por un lado, se observa que el perfil con el K_t más alto es la que tiene el mayor gradiente de tensiones. Por otro lado, el perfil con el menor K_t tiene el menor gradiente de tensiones. Por lo tanto, desde cierta profundidad en adelante una grieta crecerá a una velocidad mayor en la simulación con el menor K_t [17].



Figura 4. Evolución del factor de concentración de tensiones (K_t) a diferentes profundidades para las 2 superficies simuladas.

El presente estudio resalta las limitaciones inherentes del parámetro R_a . Diferentes perfiles con el mismo R_a pueden mostrar distintas características en términos de tensiones que conducen a una resistencia a fatiga diferente. Esto indica que el parámetro R_a puede no ser el más adecuado para describir el papel de la rugosidad superficial en la resistencia a fatiga.

3. CARACTERIZACIÓN 2D Vs 3D

La caracterización en perfil 2D continúa desempeñando un papel importante en la evaluación de la topografía superficial. Esta técnica tradicional se basa en un sistema de medición de contacto, donde un palpador recorre la superficie a medir durante una distancia predeterminada, registrando las desviaciones verticales del palpador, y por lo tanto, de la superficie. Los aspectos positivos de ésta técnica que hacen que sea la preferida por la industria se basan fundamentalmente en el corto tiempo de medida, el menor coste del equipo y el hecho de que se trata de una técnica consolidada [18]. Sin embargo, ha de tenerse en cuenta que la naturaleza de la topografía superficial es tridimensional, y por lo tanto existen limitaciones inherentes en el uso de estas técnicas bidimensionales.

La medición en perfil y su caracterización dificulta determinar la naturaleza exacta de la topografía superficial en área. La Figura 5 presenta una representación en perfil (2D) y área (3D) del mismo componente cubriendo el mismo área de medida. Tal y como se puede observar, los valles presentes en la superficie pueden identificarse claramente en la representación de área, mientras que el perfil no permite identificar si proceden de valles u hoyos.

La medición en área proporciona información más complete respecto a la topografía superficial, no solo en la identificación cualitativa de las características de la superficie (agujeros, valles, texturas...), sino que los tamaños, formas y volúmenes pueden también determinarse cuantitativamente. Dado que los perfiles 2D coinciden con la intersección de un plano vertical con la superficie, puede que no llegue a atravesar valles o cumbres presentes en la superficie real, llegando a captar parte de las características presentes.



Figure 5. Perfil extraído de una medición en área demostrando la posible ambigüedad de la medición 2D.

Asimismo, cabe considerar que la medición en área presenta más significancia estadística en comparación al equivalente en perfil. El mayor volumen de datos adquiridos incrementa la independencia de los datos, reduciendo la varianza de los parámetros y por lo tanto resultando en una representación más cercana de la 'superficie real' [19].

Finalmente, también cabe destacar que la geometría del palpador influencia la cantidad de información que puede adquirirse en una superficie dada. El palpador, que típicamente es cónico (60°) con una punta de 4 micras de diámetro, produce un suavizado del perfil real, debido al efecto de filtrado mecánico (Figure 6).



Figure 6. Suavizado de la superficie adquirida debido a la geometría del palpador [20].

La caracterización en área (3D) es capaz por lo tanto de proporcionar una representación más precisa de la topografía superficial y podría permitir una más precisa correlación con el comportamiento a fatiga.

4. PARÁMETROS TOPOGRÁFICOS 3D PARA FATIGA

Como señalaron X. Jiang *et al.*, la disciplina de la metrología superficial está pasando por un gran cambio de paradigma en las últimas décadas, desde la caracterización en perfil a la caracterización 3D [21].

La norma ISO 25178:2 [22] recientemente publicada abarca más de 30 parámetros topográficos para la caracterización superficial. En lo que respecta a las reglas de designación de los parámetros de área, la letra mayúscula 'S' (de 'surface') es utilizada en 3D en vez de la letra 'R' (de 'roughness') en 2D. También ha de resaltarse que a diferencia de los parámetros 2D, los cuales se computan a lo largo de varias longitudes de muestreo, los parámetros tridimensionales se calculan en un área de muestreo y no se distingue la nomenclatura para determinar si proceden de la superficie primaria, la de rugosidad u ondulación. Las taxonomías históricamente adoptadas como la rugosidad y ondulación han sido reemplazadas por el concepto de superficie limitada en escala 'scale-limited surface', superficie en la cual se computan los parámetros topográficos. La superficie limitada en escala representa la superficie resultante tras el post-procesado, el cual se basa en: (i) la extracción de componentes irrelevantes de forma y (ii) filtrado (si aplica) para eliminar componentes de frecuencia no deseados del estudio. A diferencia de la caracterización 2D, en la cual se aplica el filtrado sistemáticamente, el concepto del filtrado funcional está adquiriendo reconocimiento. Como señaló Stout et al. [23], el filtrado debería aplicarse únicamente cuando el ancho de banda de los contenidos frecuenciales que afectan a las propiedades funcionales es entendido. Por lo tanto, se sugiere que las superficies no deberían ser filtradas más allá de la eliminación de los componentes de forma para el estudio del comportamiento de componentes sometidos a fatiga.

Los parámetros de área se clasifican entre parámetros de campo (*'field parameters'*) y parámetros de característica (*'feature parameters'*). Los parámetros de campo se basan en estadísticas de toda la superficie, mientras que los parámetros característica se definen en datos de segmentos de la superficie previamente identificados. Se han identificado varios parámetros de área como potenciales indicadores del comportamiento a fatiga. A continuación se presenta un resumen y descripción de los parámetros más relevantes identificados hasta la fecha, donde:

- Se muestran las aproximaciones discretas de las formulaciones dado que las superficies son siempre muestreadas y digitalizadas (para las descripciones continuas se remite al lector a [24]).

-La Figura 7 muestra el sistema de coordenadas utilizada para definir los parámetros topográficos 3D, donde η es el valor medio de la superficie.



Figura 7. Sistema de coordenadas utilizado para definir los parámetros topográficos 3D.

4. 1 Parámetros de altura

La vida a fatiga depende en gran medida de la rugosidad superficial cuando la altura media de las asperezas supera al de los defectos intrínsecos del material [16]. Los parámetros descriptores de altura son por lo tanto necesarios para caracterizar las probetas de fatiga. Dentro de los descriptores de altura, la rugosidad media (S_a) , parámetro análogo al 2D R_a se define del siguiente modo:

$$S_{a} = \frac{1}{MN} \sum_{j=1}^{N} \sum_{i=1}^{M} \left| \eta \left(x_{i}, y_{j} \right) \right|,$$
(3)

donde M y N son el número de muestras en cada eje. Tal y como se ha mencionado en la sección 2, la caracterización debe incluir otros parámetros con el objetivo de caracterizar todos los atributos que afectan a la vida a fatiga. Como demostró Andrews *et al.*, el promedio de vida a fatiga disminuye cuando incrementa la desviación estándar de la altura de las asperezas [16]. Por lo tanto, el parámetro de altura media cuadrática, el cual corresponde a la desviación estándar de la distribución de alturas, debería incluirse en el análisis:

$$S_{q} = \sqrt{\frac{1}{MN} \sum_{j=1}^{N} \sum_{i=1}^{M} \eta^{2} \left(x_{i}, y_{j} \right)} .$$
 (4)

Entre los parámetros que describen las características extremas de la altura de la superficie, el parámetro S_v , que describe la profundidad máxima de los valles ha sido destacado. Tal y como se esperaba, valores altos de S_v se correlan con menor resistencia a fatiga [24].

Debido al rol funcional predominante de los valles en relación a los picos en el comportamiento a fatiga, el parámetro de asimetría estadística 's*kewness*' presenta el potencial de proporcionar resultados funcionalmente relevantes respecto a los valles de la superficie. La asimetría estadística (S_{sk}) cuantifica la simetría de la

distribución e altura y se evalúa matemáticamente del siguiente modo:

$$S_{\rm sk} = \frac{1}{MNS_{\rm q}^3} \sum_{j=1}^{N} \sum_{i=1}^{M} \eta^3 \left(x_i, y_j \right).$$
 (5)

Un valor S_{sk} negativo indica predominancia de valles, mientras que valores positivos de S_{sk} indican predominancia de picos.

Adicionalmente, la Curtosis de la superficie describe la forma de la distribución de alturas y se describe del siguiente modo:

$$S_{\rm ku} = \frac{1}{MNS_{\rm q}^4} \sum_{j=1}^{N} \sum_{i=1}^{M} \eta^4 \left(x_i, y_j \right).$$
(6)

Un valor de Curtosis superior a 3 ($S_{ku}>3$) indica una distribución de altura estrecha y se presenta físicamente como una superficie con 'picos más puntiagudos'. Una superficie con una distribución de alturas puramente gaussiano presentaría los siguientes valores: $S_{sk}=0$ y $S_{ku}=3$.

Por lo tanto, un valor negativo de S_{sk} y valores elevados de S_{ku} podrían indicar una vida reducida a fatiga. Sin embargo, cabe resaltar que el parámetro S_{ku} en particular es muy sensitivo a valores atípicos de la superficie y por lo tanto puede presentar una alta dispersión.

4.2. Parámetros espaciales

Los parámetros espaciales se determinan y cuantifican mediante herramientas basadas en la Trasformada de Furier y en la autocorrelación [19].

Tal y como se ha demostrado en la sección 2, las propiedades espaciales de la textura tienen un gran impacto en la concentración de tensiones, y por extensión, en la vida a fatiga. Por lo tanto, la longitud de autocorrelación, S_{al} , ha sido sugerido como un buen indicador del comportamiento a fatiga [24]. Este parámetro se describe como la distancia horizontal de la función de autocorrelación que presenta la más rápida caída al valor predeterminado de 0.2, y es una medida cuantitativa de la distancia a lo largo de la superficie en al cual se podría encontrar una textura que es estadísticamente diferente respecto a la posición de origen.

Es por ello que un valor alto de S_{al} indica que la superficie está predominada por componentes gran longitud de onda, es decir, que la textura presenta un gran espaciado entre asperezas y viceversa. Suraratchai *et al.* [12] analizaron el efecto de la orientación de la textura en relación a la dirección de carga axial en la vida a fatiga, demostrando que cuando la dirección de la

textura es paralela al eje de carga, el factor de concentración de tensiones generado es muy baja. La caracterización de la direccionalidad de la textura es por lo tanto de gran interés. El parámetro de relación de aspecto de la textura, Str, permite evaluar si la superficie presenta direccionalidad o no. El valor de este parámetro adimensional varía entre 0 y 1. Si el valor de $S_{\rm tr}$ es cercano a 1 indica que la superficie es isótropa (es decir, que presenta las mismas características en todas las direcciones, p. ej. una superficie granallada), y un valor cercano a 0 corresponde a superficies anisótropas (es decir, que presentan estructuras orientadas y/o periódicas, p. ej. superficies mecanizadas). Para los casos en donde se identifica direccionalidad ($S_{tr} \sim 0$), el parámetro de dirección de textura, Std, proporciona la dirección expresada en grados, en sentido anti horario.

4.3. Parámetros funcionales

Los parámetros funcionales se calculan desde la curva de Abbott-Firestone obtenida mediante la integración de la distribución de altura de toda la superficie (ver Figura 8). Representa el porcentaje de material atravesado (en relación al área cubierta) para una profundidad dada y permite analizar la superficie en distintas regiones (pico 'peak', nucleo 'core' y valle 'valley'). La norma ISO 25178-2 define dos umbrales arbitrarios (10% y 80%) para definir estas regiones, y los parámetros funcionales se calculan siguiendo esta definición. El parámetro de volumen de vacío, Vvv, ha sido identificado como un buen indicador del comportamiento a fatiga. Este parámetro se define como el volumen de vacío en la zona del valle (entre los ratios de material de 80% al 100%), tal y como se muestra en la Figura 8.



Figura 8: Curva de Abbot Firestone Curve (en rojo). Regiones de pico 'peak'(rosa), nucleo 'core' (verde) y valle 'valley' (azul) se identifican siguiendo los umbrales por defecto definidos en la norma ISO 25178-2 (10%, 80%).

Menores valores de volumen de vacío podrían indicar radios de punta de valle superiores, lo cual resulta en un mejor comportamiento a fatiga [23].

5. CONCLUSIONES

Se han presentado las limitaciones inherentes de las técnicas de medición y caracterización superficial 2D más comúnmente utilizadas. Se ha mostrado que la definición de la topografía basada en la rugosidad media (R_a) resulta insuficiente para la correlación con el comportamiento a fatiga.

La caracterización topográfica en área permite una mejor representación de la superficie. Se ha proporcionado una visión sobre el proceso de caracterización topográfica 3D y los parámetros topográficos 3D críticos para el comportamiento a fatiga identificados hasta la fecha. Basándose en el conocimiento actual, se sugiere el uso de los siguientes parámetros topográficos 3D para la caracterización topográfica de piezas ,sometidas a fatiga: S_a , S_q , S_{al} , S_{sk} , y V_{vv} .

REFERENCIAS

- [1] MR. Bayoumi, AK. Abdellatif. Effect of surface finish on fatigue strength, Engineering Fracture Mechanics, 51, 861-70, 1995.
- [2] SK. Ås, B. Skallerud, BW. Tveiten, B. Holme. Fatigue life prediction of machined components using finite element analysis of surface topography. International Journal of Fatigue, 27, 1590-6, 2005.
- [3] D. Novovic, RC. Dewes, DK. Aspinwall, W. Voice, P. Bowen. The effect of machined topography and integrity on fatigue life. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 44, 125-134, 2004.
- [4] H. Itoga, K. Tokaji, M. Nakajima, HN. Ko. Effect of surface roughness on step-wise S–N characteristics in high strength steel. International Journal of Fatigue, 25, 379-385, 2003.
- [5] Y. Murakami, K. Takahashi, T. Yamashita. Quantitative evaluation of the effect of surface roughness on fatigue strength (Effect of depth and pitch of roughness). Nippon Kikai Gakkai Robunshu, A Hen/Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers Part A, 63, 1612-1619, 1997.
- [6] M. Yukitaka. Effect of Surface Roughness on Fatigue Strength. Metal Fatigue, Elsevier Science Ltd,Oxford, 2002, pp. 305-320.
- [7] TR. Thomas. Effect of scratches and of various workshop finishes upon the fatigue strength of steel. Engineering, **16**, 449-85, 1923.

- [8] PG. Fluck. The influence of surface roughness on fatigue life and scatter of test results of two steels. Proceedings American Society for Testing and Materials, 51, 584-92, 1951.
- [9] R. Konečná, M. Kokavec, G. Nicoletto. Surface conditions and the fatigue behavior of nodular cast iron. Procedia Engineering, 10, 2538-43, 2011.
- [10] YL Lee, ME Barkey, HT Kang. Metal Fatigue Analysis, Elsevier, 2012.
- [11] D. Arola, CL. Williams. Estimating the fatigue stress concentration factor of machined surfaces. International Journal of Fatigue, 24, 923-930, 2002.
- [12] M. Suraratchai, J. Lmido, C.Mabru, R. Chieragatti. Modelling the influence of machined Surface roughness on the fatigue life of aluminium alloy. International Journal Of Fatigue, **30**, 2119-2126, 2008.
- [13] ISO 4287: 1997. Geometrical Product Specifications (GPS)—Surface texture: Profile methoed—Terms, definitions and surface texture parameters.
- [14] D. Novovic, R.C. Dewes, D.K. Aspinwall, W. Voice, P. Bowen. Effect of machined topography and integrity on fatigue life. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 44, 125-34, 2004
- [15] D. Socie, G. Marquis. Multiaxial Fatigue, SAE, Portland, OR2000.
- [16] S. Andrews, S. Huseyin. A computer model for fatigue crack growth from rough surfaces. International Journal of Fatigue, 22, 619-630, 2000.
- [17] D. Taylor, The theory of critical distances: a new perspective in fracture mechanics, Elsevier, 2010.
- [18] Stout, K. & Blunt, L. Three Dimensional Surface Topography. Butterworth-Heinemann, London, 2000.
- [19] RK. Leach. Characterisation of areal surface texture. Springer, 2013.
- [20] B. Bhushan. Introduction to tribology. John Wiley & Sons, 2013.
- [21] X. Jiang, P.J. Scott, D.J. Whitehouse, L. Blunt. Paradigm shifts in surface metrology. part i. historical philosophy. Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Science, 463 (2085), 2071.2099, 2007.
- [22] ISO 25178-2 2012 Geometrical Product Specification (GPS)—Surface Texture: Areal (International Organisation for Standardization).
- [23] K. Stout. The Development of Methods for the Characterisation of Roughness in Three Dimensions. Publisher, 1993.
- [24] DT. Ardi, YG. Li, L. Blunt, MR. Bache. Surface topography and the impact on fatigue performance. Surface Topography: Metrology and Properties, 3, 015007, 2015.

RESISTENCIA A FATIGA DE ARMADURAS PASIVAS CON MALLAS ELECTRO-SOLDADAS QUE CONTIENEN SOLDADURAS NO ESTRUCTURALES

M. Iordachescu^{1*}, A. Valiente¹, M. De Abreu¹

¹E.T.S.I. Caminos, Canales y Puertos, Universidad Politécnica de Madrid C/ Profesor Aranguren 3, 28040, Madrid, España * Persona de contacto: mihaela.iordachescu@upm.es

RESUMEN

Las mallas electro-soldadas que se emplean como armaduras en grandes estructuras de hormigón requieren a veces para su puesta en obra soldaduras por arco eléctrico no estructurales, que permanecen incorporadas a las mallas indefinidamente. Existe el riesgo de que estas soldaduras fragilicen localmente las mallas y reduzcan su resistencia y su vida a fatiga. En este trabajo se presentan los resultados obtenidos en ensayos de fatiga de barras de acero de armar conteniendo soldaduras cruciformes respectivamente realizadas por electro-soldeo y por arco eléctrico. Los ensayos interrumpidos por superar una duración equivalente a vida útil fueron continuados con ensayos de tracción de las mismas probetas para detectar los daños, tales como pérdidas de resistencia y ductilidad en las armaduras ensayadas. El análisis micro-fractográfico reveló los mecanismos físicos del daño iniciado en los dos procesos de soldeo y extendido por los ciclos fatiga. Los resultados muestran que las armaduras con soldaduras no estructurales, adecuadamente diseñadas y ejecutadas pueden soportar cargas de fatiga superiores a la capacidad resistente que las normativas vigentes atribuyen a las mallas electro-soldadas. El tipo de daño observado en estos casos no altera la vida útil a fatiga ni la capacidad resistente a tracción de las armaduras afectadas.

PALABRAS CLAVE: mallas electro-soldadas de alta resistencia, fatiga, vida útil, soldeo por resistencia, soldeo por arco eléctrico

ABSTRACT

The research provides experimental data and assesses the effect of tack welding on the fatigue life of high-strength electrowelded wire reinforcement (WWR) meshes used for bridges construction which, when inappropriately executed, can lead to substantial loss of strength and local embrittlement into the joint area, as well as to shorter fatigue lives. Hence, fatigue tests of specimens containing two types of cruciform joints, respectively obtained by electro-welding and by tack welding, were carried out and interrupted in case of surpassing the endurance limit. The experiments were followed by tensile tests of the survival specimens in order to detect the damage effects from the strength and ductility losses of the main mesh reinforcement. Micro fractographic analysis revealed the physical mechanisms of damage induced by tack welding and fatigue. It resulted that adequate designed and executed tack welds can bear fatigue loads higher than the fatigue resistance of WWR as specified by technical codes. The type of damage that might be generated does not affect the fatigue life nor the tensile loading capacity of the WWR.

KEYWORDS: high-strength welded wire reinforcement mesh, fatigue life, electric resistance welding, arc welding

1. INTRODUCCIÓN

Hoy día, las mallas electro-soldadas de alta resistencia (WWR) constituyen una alternativa eficiente a las armaduras pasivas tradicionales para estructuras avanzadas de hormigón armado. Su utilización en puentes para la construcción de grandes vigas con sección en I contribuye a reducir significativamente los costes de ejecución [1]. Las mallas WWR se fabrican bajo altos estándares de calidad empleando un soldeo por resistencia eléctrica (electro-soldeo) que optimiza la soldadura de los nudos (en lo sucesivo EW) mediante la variación controlada de la fuerza con que se comprimen las barras a unir y de la intensidad de la corriente eléctrica aplicada.

Junto a las soldaduras estructurales de los nudos, las mallas electro-soldadas de las vigas en I pueden contener excepcionalmente soldaduras por arco eléctrico no resistentes de pequeño tamaño que unen la malla al resto de la armadura de la viga. La función de estas soldaduras es configurar provisionalmente el conjunto de la armadura con la estabilidad y solidez que requieren la puesta en obra y el vertido del hormigón [1, 4]. Esta técnica de soldadura no estructural por arco eléctrico se denomina tack-welding (en adelante TW) y procede de otras tecnologías donde se emplea con carácter transitorio para el posicionamiento correcto, previo a la soldadura definitiva, de chapas y otras formas estructurales de grandes dimensiones [3]. Sin embargo, en estas aplicaciones el proceso el proceso de soldeo final elimina las soldaduras TW, a diferencia de lo que ocurre cuando se emplean en construcción con la finalidad indicada. La excepcionalidad de uso de las soldaduras TW se debe precisamente a los riesgos que entrañan para la integridad estructural de las armaduras si no se adoptan precauciones especiales de soldeo que tengan muy en cuenta el contenido de carbono del acero de armar respecto al diseño del proceso y la pericia de los soldadores respecto a la ejecución. En ausencia de estas medidas, las alteraciones metalúrgicas locales que producen las soldaduras TW pueden dar lugar a concentraciones de tensión y a enclaves de material frágil [5, 6] que debilitan la capacidad resistente de las armaduras frente a las cargas estáticas y cíclicas [7-10]. Salvo excepciones [4], los códigos técnicos de estructuras de hormigón no incluyen especificaciones para asegurar la integridad estructural de armaduras con mallas electro-soldadas que contengan soldaduras TW, especialmente frente al fallo por fatiga. Esta ausencia constituye un freno para la utilización de las mallas en grandes estructuras donde serían una solución económica y sostenible por el alto número y la repetitividad de vigas de gran tamaño que requieren.

El presente trabajo es una investigación experimental sobre el comportamiento a fatiga de muestras de mallas electrosoldadas con soldaduras EW por resistencia eléctrica y soldaduras TW por arco eléctrico. Los ensayos de fatiga con resultado de vida ilimitada se han complementado ensayando a tracción hasta rotura las probetas que han sobrevivido a la acción de la carga cíclica. Los micromecanismos del daño causado por el efecto conjunto de las soldaduras y la fatiga han sido analizados por microscopía SEM mediante observación fractográfica y microestructural.

Las probetas ensayadas procedían del desmantela-miento de una viga en I de gran tamaño destinada con otras iguales a sostener el tablero en uno de los vanos de un puente con estructura de hormigón armado. Para facilitar la fabricación de las vigas, se habían añadido soldaduras TW en cruz a la malla electro-soldada que constituía la armadura longitudinal y transversal de la viga. La viga se seleccionó aleatoriamente antes de ser colocada en el puente y se desmanteló para llevar a cabo la experimentación presentada en este trabajo. Las probetas de ensayo se extrajeron de la zona de la armadura más solicitada a fatiga y consistían en muestras rectas de distintos estribos integrados en la malla electro-soldada. Todas las muestras contenían una soldadura EW y una soldadura TW en cruz que unían el estribo a sendas barras de la armadura longitudinal de la viga e incluían un corto fragmento de las mismas.

2. VIDA A FATIGA Y EVALUACIÓN DE RESUL-TADOS COMPLEMENTARIOS

2.1. Ensayos de fatiga

Las probetas utilizadas para los ensayos de fatiga se extrajeron de los estribos del ala inferior de una viga en I desmantelada antes de ser puesta en obra. La armadura transversal y la armadura longitudinal de la viga estaban integradas en una malla electro-soldada de fábrica con soldaduras EW en cruz que unían los estribos y las barras longitudinales de mayor diámetro. Las de menor diámetro también se habían unido a algunos estribos mediante soldaduras TW en cruz, añadidas para facilitar la construcción de la viga en una planta de montaje próxima a la obra. Las probetas de ensayo cortadas de los estribos medían 40 cm de longitud y contenían sendas soldaduras de cada tipo, que conservaban una pequeña parte de la barra longitudinal soldada al estribo.

Los estribos de procedencia de las probetas eran barras corrugadas D20 de acero de armar (12,8 mm de diámetro) A615, grado 520. Las armaduras longitudinales soldadas a los estribos y mantenidas en las probetas de ensayo eran alambres corrugados, del mismo acero, pero del tipo D8 (8,1 mm de diámetro) las de soldadura EW y del tipo D4 (5,7 mm de diámetro) las de soldadura TW. La Figura 1a muestra la configuración general de las probetas, cuyas dimensiones se recogen en la Tabla 1. Las dos uniones soldadas estaban ejecutadas en generatrices opuestas de la barra D20, a una distancia t-w superior a los 24 mm necesarios para no interaccionar. En la Figura 1b puede verse una de las probetas antes del ensayo de fatiga. El alambre D8 de la unión electro-soldada EW se desprendió durante el desmantelamiento de la viga en una de las probetas (Figura 1c) y el ensayo de fatiga se realizó con una entalla semicilíndrica en el lugar del alambre soldado.



Figura 1. a) Configuración de las probetas para el ensayo de fatiga; b) Vista general de las probetas antes de ensayo; c) Probeta singular, con entalla semicilíndrica producida por el desprendimiento del alambre D8 de la soldadura EW, al extraer la probeta de la viga

Los ensayos de fatiga se llevaron a cabo en una máquina servo-hidráulica con una capacidad de carga axial de 100 kN. Se empleó una onda de carga armónica de 30 Hz de frecuencia. Los intervalos de carga aplicados fueron 5-10 kN, 5-15 kN y 5-20 kN. El límite inferior común de 5 kN y el límite superior de 10 kN del primer intervalo fueron proporcionados por el proyectista como carga permanente y como carga máxima accidental de los estribos en la ubicación ocupada por las probetas en el interior de la viga. El límite superior de 20 kN es el resultado de sumar al límite inferior una carrera de tensiones de 115 MPa, que supera ligeramente las especificadas por los códigos técnicos [4, 11, 12] como resistencia a fatiga de las mallas electro-soldadas con soldaduras TW (110 MPa) o sin ellas (100 MPa), siempre que el soldeo haya sido realizado de acuerdo con las especificaciones de la normativa. El límite superior de 15 kN se adoptó como valor intermedio. La Tabla 1 resume los datos de cada ensavo de fatiga, junto con los resultados obtenidos.

Tabla 1. Dimensiones de las probetas, datos de ensayo y resultados obtenidos en los ensayos de fatiga.

Probeta		I-1	I-2	I-3	I-4*
D:	L	395	368	356	400
[mm]	W	242	122	96	145
[]	t	213	158	124	170
Carga de fatig Min ÷ Max [k	ga [N]	5÷10 (límite servicio)	5÷15 (intermedio)	5÷20 (garantizado WWR)	5÷20 (garantizado WWR)
Carrera de tensiones, [M	Pa]	38	77	115	115
Resultado/		Sin fallo	Sin fallo	Fallo EW	Sin fallo
10° ciclos		4,65	10,40	2,60	12,51

*Alambre D8 separada de la unión electro-soldada durante el desmantelamiento de la viga

Como indica la Tabla 1, sólo una de las probetas falló en el ensayo de fatiga. El fallo tuvo lugar en la soldadura EW, tras $2,60 \cdot 10^6$ ciclos de carga bajo 115 MPa de carrera de tensiones, y cumple por tanto las condiciones de resistencia a la fatiga especificadas por los códigos técnicos para las mallas electro-soldadas con soldaduras TW y sin ellas: superar $2 \cdot 10^6$ ciclos bajo carreras de tensiones respectivas de 110 MPa [4] y de 100 MPa [11,12]. Los demás ensayos de fatiga fueron interrumpidos después de haber superado un número considerablemente mayor de ciclos. Tal como pone de manifiesto la Figura 2, el límite de fatiga de las probetas ensayadas está muy por encima del rango máximo de tensiones de servicio y excede las carreras de tensiones mínimas especificadas por los códigos técnicos para que la vida a fatiga de las mallas electro-soldadas destinadas a armaduras pasivas supere 2.10° ciclos.

2.2. Ensayos de tracción post-fatiga

Con el fin de detectar los efectos de la acumulación de carga cíclica sobre la resistencia y la ductilidad de los alambres D20 a través de daños inducidos en la soldadura TW, las tres probetas que superaron el ensayo de fatiga fueron seguidamente sometidas a tracción simple hasta rotura. Como muestra la Figura 3a, las probetas se instrumentaron con dos extensómetros resistivos de distinta base de medida. La base del primero abarcaba la soldadura TW a fin de captar los efectos locales del daño, mientras que la del segundo se situó lejos de la influencia de ambas soldaduras. Las Figuras 3b, 3c y 3d muestran las curvas tensión ingenieril-elongación porcentual obtenidas en los tres ensayos con cada extensómetro. La curva con menor elongación máxima de cada figura corresponde al extensómetro cuya base de medida incluía la soldadura TW.



Figura 2. Resultados de los ensayos de fatiga y comparación con datos existentes en la literatura [4]



Figura 3. Curvas carga-alargamiento de los ensayos de tracción post-fatiga en zonas afectadas térmicamente por el soldeo TW y zonas libres de la influencia de los procesos de soldeo: a) I-1; b) I-2; c) I*-4; d) Instrumentación del ensayo de tracción y ubicación de la estricción

Tabla 2. Características mecánicas post-fatiga de las probetas

Probeta	I-1	I-2	I-4*
Módulo de elasticidad, [GPa]	205	207	170
0.35% Limite elástico, [MPa]	669	625	596
Resistencia a tracción, [MPa]	802	780	778
Alargamiento bajo carga máxima [%]	3,4	3,5	5,1

*Alambre D8 separada de la unión electro-soldada durante el desmantelamiento de la viga

En todas las probetas ensayadas, el colapso se produjo por inestabilidad plástica y estricción de la barra D20, fuera de la zona de influencia de las dos soldaduras. La Tabla 2 muestras las propiedades mecánicas correspondientes a las curvas tensión-elongación obtenidas fuera de dicha zona. El límite elástico de las barras es la tensión correspondiente a una deformación del 0,35%, según la definición de ACI 318R-9 [13]. La forma de las tres curvas carga-elongación, el modo de fallo y las propiedades mecánicas derivadas de los ensayos de tracción son perfectamente consistentes con las especificaciones del acero de armar ASTM A615 grado 520 [14]. Al comparar la pareja de curvas de cada figura se observan diferencias en la pendiente inicial y en la rama transición al máximo de carga, que son atribuibles a las singularidades geométricas y metalúrgicas locales debidas a la soldadura TW. El bajo módulo de elasticidad medido en la probeta I-4* (Figura 3c y Tabla 2) podría deberse a la elongación no uniforme de toda su superficie a consecuencia de la flexión producida por la entalla semicilíndrica que ocasionó el desprendimiento del alambre D8.



Figura 4. Detalles de la soldadura EW de la probeta I-2: a) Vista macroscópica; b, c) Concentradores de tensión en la barra D20 debidos a la formación de rebabas; d) Entalla en una de las rebabas con fisuras en fase iniciación; e) fisura con propagación interrumpida.

2.3. Daño físico de fatiga y análisis de fallo

El daño físico generado por las cargas de fatiga en las probetas ensayadas se analizó empleando muestras metalográficas procedentes de las soldaduras EW y TW contenidas en las probetas. Para ello, las superficies resultantes de pulir y atacar las muestras con Nital al 2%, se examinaron micro-fractográficamente mediante microscopía electrónica de barrido (SEM).

La Figura 4 muestra la soldadura EW de la probeta I-2, tras la aplicación de $10,4 \cdot 10^6$ ciclos de carga con 77 MPa de carrera de tensiones y tras la posterior rotura a tracción simple. A nivel macroscópico (Figura 4a,b,c) no se aprecian daños en la unión soldada que representen riesgos para la integridad estructural de la barra D20. Sin embargo, a nivel microscópico, se observa la presencia de concentradores geométricos de tensión en la barra D20, debidos a la formación de rebabas propias del soldeo por resistencia eléctrica. La asimetría se debe a la excentricidad de la carga de aplicada para comprimir entre si las partes a unir. La solidificación de la mezcla de metal fundido y plastificado de la rebaba creó la entalla con diferentes puntos de iniciación de fisuras que puede verse en la Figura 4d. Observados a más aumentos, se aprecia que las fisuras emanan de formaciones de Widmanstätten de grano grueso (Figura 4e) desarrolladas en la zona termomecánicamente afectada (TMAZ) de la soldadura perteneciente la barra D20. Sin embargo, a pesar del potencial de esta microestructura para la fisuración por fatiga, la carrera de tensiones aplicada fue insuficiente para pasar de la fase de iniciación a la de propagación, y el daño generado ni siquiera actuó como iniciador del proceso de estricción después de que la barra alcanzase en el ensayo la misma carga de inestabilidad plástica adquirida en el proceso de fabricación.



Figura 5. Detalles de la soldadura EW de la probeta I-3 y de la rotura por fatiga: a) Vista macroscópica; b) Superficie de fractura; c) Concentrador de tensiones generado por las rebabas en la barra D20 y dividido en dos por la fisura de fatiga; d) Superficie de fisuración por fatiga con iniciación múltiple; e) Micromecanismo de fisuración activado en la zona TMAZ de la barra D20.

La Figura 5 muestra la soldadura EW y la rotura por fatiga de la probeta I-3 tras la aplicación de $2,6 \cdot 10^6$ ciclos de carga con 110 MPa de carrera de tensiones. El proceso de fisuración por fatiga se ha desarrollado en una de las dos secciones transversales de la barra D20 donde la zona afectada termomecánicamente (TMAZ) de la barra aflora a la superficie (Figura 5a). La fisura ha crecido a través del acero ferrito-perlítico no afectado por el soldeo (Figura 5d), siguiendo un frente de avance elíptico (Figura 5b). El crecimiento ha cesado al alcanzar el tamaño capaz de producir el colapso por sobrecarga del ligamento resistente para la carga máxima de 20 kN aplicada en los ciclos de fatiga. La iniciación se ha producido en uno de los concentradores de tensión debidos a la formación de las rebabas durante el electro-soldeo de la unión cruciforme ente la barra D20 y el alambre D8. La analogía entre las Figuras 4a y 5a y entre las Figuras 4c y 5c es total, salvo una gran diferencia que explica los resultados obtenidos en ambos ensayos y se debe a las carreras de tensiones aplicadas: las fisuras incipientes de las Figuras 4d y 4e no han superado la fase de iniciación en la probeta I-3, mientras que han superado esta fase y la de propagación en la probeta I-4. El factor determinante de un comportamiento tan distinto es la activación del micromecanismo de rotura de las facetas de Widmanstätten por pseudo-clivaje en la zona TMAZ de la barra D20 (Figura 5e). La mayor carrera de tensiones, intensificada por el efecto de las rebabas como concentrador de tensiones, dio lugar a la activación.

La Figura 6 muestra la soldadura EW de la probeta I*-4, sin el alambre D8 por haberse de desprendido de la unión soldada durante el desmantelamiento de la viga de procedencia. La probeta había soportado 12,5.10⁶ ciclos de carga bajo una de carrera de tensiones 115 MPa antes de la rotura a tracción simple. En la Figura 6a se observan concentradores de tensiones con la misma geometría que los de las Figuras 4a y 5a, también consecuencia de la formación de rebabas durante el electro-soldeo de la unión cruciforme ente la barra D20 y el alambre D8. El análisis microfractográfico de una de las entallas formada por las rebabas (Figura 6b) revela la existencia de dos fisuras incipientes (Figura 6c), probablemente generadas durante el ensayo de fatiga, que no llegaron a propagarse. La única diferencia entre esta probeta y la I-3 es la ausencia del alambre D8 en el ensayo, por haberse desprendido durante el desmantelamiento de la viga para la extracción de probetas. El concentrador de tensiones generado por las rebabas sin el alambre D8 es menos severo y su acción combinada con la carrera de tensiones es insuficiente para activar el micromecanismo de fisuración de la Figura 5.e.



Figura 6. Detalles de la soldadura EW de la probeta I*-4: a) Vista macroscópica; b) Concentradores de tensión en la barra D20 debidos a la formación de rebabas; c) Entalla en una de las rebabas con fisuras detenidas en la fase de iniciación



Figura 7. Soldadura TW de la probeta I-2: a) Vista macroscópica; b, c) Concentradores de tensión en la barra D20 en el pié de cordón, con fisuración en la línea de fusión.

Las soldaduras no estructurales TW pueden verse en las Figuras 7 y 8 para las probetas I-2 e I-3, es decir, tras $10,4\cdot10^6$ y $2,6\cdot10^6$ ciclos de carga bajos carreras de tensiones respectivas 77 y 115 MPa, seguidos de tracción simple hasta rotura. Las Figuras 7a y 8a indican que la profundidad de las zonas térmicamente afectada (HAZ)

de las soldaduras TW es casi la misma que la de las zonas termomecánicamente afectadas (TMAZ) de las soldaduras EW, aunque los concentradores de tensión generados en el pie de cordón son menos severos en estas últimas que en las primeras. Esto se debe al acertado diseño del proceso de soldeo por arco eléctrico empleado en las soldaduras TW, que confirma la ausencia de cambios metalúrgicos capaces de poner en riesgo la integridad estructural de la barra D20.

No obstante su menor severidad, los concentradores de tensión han actuado en ambas probetas como iniciadores de fisuras de fatiga que se han propagado por la línea de fusión de la soldadura hasta detenerse en la zona soldada (la zona ocupada por el baño de metal fundido durante el soldeo), tras ser desviado su avance por alguna singularidad geométrica o metalúrgica (Figuras 7 b, c y Figura 8b).



Figura 8. Soldadura TW de la probeta I-3: a) Vista macroscópica; b) Concentradores de tensión en el pié de cordón de la barra D20s, con fisuración múltiple en la línea de fusión; c) Detalle de la fisuración en la línea de fusión; d) Orientación aleatoria de la micro-estructura ferrito-perlítica por recristalización fina en la zona térmicamente afectada en la barra D20; e) Orientación longitudinal de la microestructura ferrito-perlítica en la barra D20.

En relación con el efecto de las soldaduras TW sobre la vida a la fatiga de las armaduras estudiadas, es muy significativo señalar que la probeta I-3 no falló por fatiga en la soldadura TW sino en la soldadura EW, poniendo de manifiesto que la zona HAZ de la primera es menos crítica para la resistencia a la fatiga que la zona TMAZ de la segunda. Ello se debe a las microestructuras características generadas por el soldeo en ambas zonas de la barra D20. A diferencia de las formaciones de Widmanstätten levemente orientadas que contiene la zona TMAZ, la microestructura de granos recristalizados de perlita y ferrita de la zona HAZ no muestra ninguna orientación en las inmediaciones de la línea de fusión (Figura 8d), desde donde cambia gradualmente hasta convertirse en la microestructura ferritoperlítica longitudinalmente orientada de la barra D20 (Figura 8e). La orientación aleatoria de los granos evita

que el avance de la fisura de fatiga se desvíe de la línea de fusión y penetre hacia el interior de la barra. La fisuración de la soldadura TW a lo largo de la línea de fusión podría llegar a crear una entalla muy superficial en la barra D20 por desprendimiento del alambre D4, pero el efecto de esta entalla en la vida a fatiga de la barra D20 sería nula, ya que lo ha sido el de la entalla sensiblemente más severa de la probeta I*-4, debido al desprendimiento del alambre D8 en la soldadura EW (Figura 1c).

3. CONCLUSIONES

Los resultados experimentales la investigación presentada en este trabajo indican que la vida a fatiga de las mallas electro-soldadas empleadas como armaduras pasivas en grandes estructuras de hormigón armado no se acorta por la utilización de soldaduras por arco eléctrico no estructurales TW (tack weld), para facilitar la puesta en obra.

Los ensayos de fatiga se han realizado con probetas extraídas de vigas de hormigón armado de gran tamaño desmanteladas con este fin cuando se encontraban en espera de ser puestas en obra. La malla electro-soldada que constituía la armadura longitudinal y transversal de las vigas incluía también soldaduras TW empleadas para facilitar su fabricación. Las probetas ensayadas era barras de estribos que contenían una soldadura TW y una electro-soldadura (EW) a sendos alambres de la armadura longitudinal. Los resultados de los ensayos ponen de manifiesto que las soldaduras TW no sólo no limitan la vida a fatiga de las mallas bajo las cargas cíclicas de servicio extremas, sino que son menos limitativas que las soldaduras EW bajo las cargas cíclicas máximas especificadas por la normativa técnica para las mallas electro-soldadas. El comportamiento de las probetas a tracción simples tras superar los ensayos de fatiga, así lo confirma.

El análisis microestructural y microfractográfico de las probetas mediante microscopía SEM indica que el diseño del proceso de soldeo de la soldaduras TW es el factor determinante de que no debiliten la resistencia a fatiga de las mallas electro-soldadas. La iniciación de la fisuración por fatiga guarda un gran paralelismo en las soldaduras TW y EW, pero si la propagación llega a producirse, la microestructura de las zonas respectivas HAZ y TMAZ hace que siga caminos muy diferentes en cada tipo de soldadura, sin riesgo para la integridad estructural de la malla en el caso de las soldaduras TW y con graves consecuencias en el de las soldaduras EW.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen la ayuda recibida por parte de DRAGADOS S.A. y del Ministerio de Ciencia e Innovación de España a través del proyecto BIA 2014-53314-R.

REFERENCIAS

- W. Amorn, J. Bowers, A. Girgis, M.K. Tadros. Fatigue of Deformed Wire Reinforcements, PCI Journal (2007) 2-16.
- [2] Welding handbook, 9th Edition, Vol. 3, Welding Processes, Part 2, (American Welding Society), 2007
- [3] Welding handbook, 9th Edition, Vol. 2, Welding Processes, Part 1, (American Welding Society), 2004
- [4] BA 40/9: Tack welding of reinforcing bars, Manual for Roads and Bridges, Highways Agency, UK, 2013.
- [5] E. Harati, L. Karlsson, L-E. Svenson, K. Dalaei. The relative effects of residual stresses and weld toe geometry on fatigue life of weldments, Int. J of Fatigue, (2015) 160-165.
- [6] J. Baumgartner. Review and considerations on the fatigue assessment of welded joints using reference radii, Int. J of Fatigue, (2017) 459-468.
- [7] S. Maropoulos, D. Fasnakis, Ch. Voulgaraki, S. Papanikolaou, A. Maropoulos. Fatigue testing of reinforced concrete steel bars, Materials Science and Engineering, 160 (2016), doi: 10.1088/1757-899X/160/1/012067
- [8] K.T. Burton, E. Hognestad. Fatigue tests on reinforcing bars - tack welding of stirrups. ACIJ 64, 1967, 244-52
- [9] H. Hobbacher. Recommendations for the fatigue design of welded joints and components, Springer (2016)
- [10] Eurocode 3: Design of Steel structures Part 1-9: Fatigue, 2004, European Committee for Standardization (CEN)
- [11] AASHTO LRFD Bridge design specifications, 7th Edition, 2016, American Association of State Highway and Transportation Officials (ASHTO).
- [12] EN 1992-1-1 (Eurocode 2), Design of concrete structures - Part 1-1, Annex C 2004, European Committee for Standardization (CEN).
- [13] ACI 318R-9: Building Code Requirements for Reinforced Concrete, 2008, American Concrete Institute (ACI).
- [14] ASTM A1064, Standard specification for carbonsteel wire and welded wire reinforcement, plain and deformed, for concrete, 2017, ASTM.

MODELO DE ZONA COHESIVA PARA EL ESTUDIO DE LA FATIGA ASISTIDA POR EL AMBIENTE

C. Betegón^{1*}, S. del Busto¹, E. Martínez-Pañeda²

¹Departamento de Ingeniería de la Construcción y Fabricación, Universidad de Oviedo, 33203, Gijón, España ²Department of Engineering, Cambridge University, CB2 1PZ Cambridge, UK ^{*}Persona de contacto: cova@uniovi.es

RESUMEN

El fallo por fatiga debida a esfuerzos mecánicos repetitivos en un ambiente de hidrógeno es un problema que se repite con frecuencia en muchos componentes industriales y aplicaciones ingenieriles. Se propone un marco numérico generalizado para el estudio del inicio y de la propagación de grietas en fatiga mediante un modelo de fisura cohesiva capaz de modelizar el daño debido a la carga cíclica y a la fragilización por hidrógeno. El marco numérico desarrollado incluye, de forma acoplada, (i) transporte de masa, incorporando la influencia de las trampas microestructurales, (ii) comportamiento mecánico caracterizado por la teoría de Plasticidad J2 en deformaciones finitas, y (iii) agrietamiento, por medio de una ley de tracción-separación. El modelo reproduce cualitativamente las tendencias relevantes observadas en los ensayos experimentales y las diferencias cuantitativas existentes son discutidas extensamente. Los resultados muestran que para alcanzar un acuerdo cuantitativo es necesario que la concentración de hidrógeno en la zona del proceso de fractura sea significativamente mayor, sugiriendo la necesidad de incorporar otros efectos, como el endurecimiento a nivel local debido a los gradientes de deformación plástica.

PALABRAS CLAVE: Fragilización por hidrógeno, Modelos de Zona Cohesiva, difusión del hidrógeno, análisis de elementos finitos, crecimiento de grietas por fatiga

ABSTRACT

Structural integrity problems in corrosive environments often arise due to cyclic loading. A general purpose FE framework for initiation and subsequent crack growth by means of a cohesive zone model, capable of modeling damage due to cyclic loading and hydrogen embrittlement, is proposed. The coupled numerical framework presented builds upon: (i) mass transport, incorporating the influence of microstructural traps, (ii) mechanical behaviour characterized by finite J2 plasticity theory, and (iii) cracking, by means of a traction-separation law. The model qualitatively reproduces the relevant trends showed in experimental tests and quantitative differences are extensively discussed. Results show that higher levels of hydrogen concentration in the fracture process zone are needed to achieve a quantitative agreement with experiments, suggesting the need to incorporate other effects, such as strain gradient hardening.

KEYWORDS: Hydrogen embrittlement, Cohesive Zone Model, hydrogen diffusion, finite element analysis, fatigue crack growth

1. INTRODUCCIÓN

Los materiales metálicos son ampliamente utilizados en las estructuras y en los componentes industriales, siendo susceptibles al fenómeno de fragilización por hidrógeno, lo que causa una disminución de la ductilidad y la tenacidad, ocasionando fallos prematuros y catastróficos en las estructuras de acero. A pesar de que existe cierta controversia acerca de los mecanismos atomísticos implicados en la fragilización por hidrógeno, existe cierto consenso en base a observaciones experimentales de los dos mecanismos básicos responsables del agrietamiento asistido por hidrógeno (HEDE), y la plastificación local producida por el hidrógeno (HELP). Los modelos basados en el mecanismo HEDE son capaces de capturar la principal tendencia experimental para los aceros de alta resistencia, "véase [1]", y dada la naturaleza del problema a analizar, los modelos de zona cohesiva constituyen una potente herramienta numérica, capaz de capturar la degradación del material producida por el hidrógeno. La mayoría de los intentos han sido aplicados para carga monotónica. Sin embargo, muchos de los componentes estructurales en la industria trabajan bajo cargas de fatiga, "Una revisión de los modelos de zona cohesiva para la evaluación de la fragilización por hidrógeno en estructuras de acero se puede encontrar en [2]". En el presente trabajo se ha desarrollado un marco generalizado para el estudio de la fatiga asistida por el ambiente mediante la teoría de las deformaciones finitas, y se ha analizado en profundidad la capacidad predictiva del modelo.

2. MARCO NUMÉRICO

Se ha desarrollado un marco numérico generalizado a partir de una formulación cohesiva sensible a la concentración de hidrógeno y al daño cíclico. En la Sección 2.1 se describe la difusión acoplada mediante analogía con transferencia de calor, la Sección 2.2. se refiere a la formulación del modelo de zona cohesiva cíclico y dependiente del hidrógeno, "La descripción más detallada se puede encontrar en [3]".

2.1. Difusión acoplada mediante analogía con transferencia de calor

La difusión del hidrógeno gobernada por la tensión hidrostática se caracteriza por una modificación de la ley de Fick, bajo la consideración del potencial químico constante μ_L y la condición de equilibrio de Oriani, "ver expresión (1), siendo \mathcal{D}_e el coeficiente de difusión efectiva según expresión (2)".

$$\frac{D}{D_e} \frac{dC_L}{dt} = \mathcal{D} \nabla^2 C_L - \nabla \left(\frac{\mathcal{D} C_L}{\mathcal{R} \mathcal{T}} \bar{V}_H \nabla \sigma_H \right)$$
(1)

$$\mathcal{D}_e = \mathcal{D} \frac{\mathcal{C}_L}{\mathcal{C}_L + \mathcal{C}_T (1 - \theta_T)} \tag{2}$$

Donde C_L es la concentración de hidrógeno en la red, θ_T la ocupación de los sitios por las trampas de hidrógeno, \overline{V}_H es el volumen parcial molar, \mathcal{R} es la constante de los gases y T la temperatura.

Finalmente, la ecuación de difusión es implementada mediante una subrutina UMATHT haciendo uso de la posibilidad de acoplar temperatura y desplazamiento, disponible en el software de elementos finitos de ABAQUS, mediante analogía entre transferencia de calor y difusión de masa, véase la analogía entre las ecuaciones de difusión y transferencia de calor en la tabla 1, "según [4]".

Tabla 1. Analogía entre transferencia de calor y difusión de masa

Transferencia de calor	Difusión de masa
$ ho c_p rac{\partial \mathcal{T}}{\partial t} + abla q = 0$	$\frac{\partial C_i}{\partial t} + \nabla \boldsymbol{J} = 0$
$\dot{U}=c_p\dot{\mathcal{T}}$	$\frac{\partial C}{\partial t} = \frac{\partial (C_L + C_T)}{\partial t}$
\mathcal{T}	C_L
Cp	$\mathcal{D}/\mathcal{D}_{e}$
ho	1

Se considera un potencial químico constante como condición de contorno, "siguiendo [5]", con lo que la concentración de hidrógeno C_b depende de la tensión hidrostática σ_H , "según expresión (3)".

$$C_L = C_b \exp\left(\frac{\bar{V}_H \sigma_H}{\mathcal{R}T}\right) \tag{3}$$

Las densidad de las trampas de hidrógeno debida a las dislocaciones, dependiente de la deformación plástica local, sigue la relación fenomenológica de Kumnick y Johnson donde el número de trampas por unidad de volumen N_T esta relacionada con la deformación plástica ε_p , "según expresión (4)".

$$\log N_T = 23.26 - 2.33 \exp(-5.5 \varepsilon_p)$$
 (4)

2.1. Modelo de Zona Cohesiva

Los modelos de zona cohesiva describen el comportamiento del material a través de una relación constitutiva, que gobierna la degradación y separación del material. En este trabajo se ha adoptado la ley cohesiva de Xu-Needleman, "véase [6]", donde la respuesta cohesiva se caracteriza por la relación entre la tracción normal T_n y el correspondiente salto de desplazamiento Δ_n , " véase expresión (5), donde el trabajo de separación \emptyset_n viene dado por la expresión (6)".

$$T_n = \frac{\phi_n}{\delta_n} \left(\frac{\Delta_n}{\delta_n}\right) \exp\left(-\frac{\Delta_n}{\delta_n}\right)$$
(5)
$$\phi_n = \exp(1) \sigma_{max,0} \delta_n$$
(6)

Los parámetros σ_{max} y δ_n son la tensión de tracción máxima y la separación correspondiente a σ_{max} , respectivamente. El subíndice "o" indica que $\sigma_{max,0}$ es la tensión de tracción inicial, que puede ser reducida debido a la fatiga asistida por el ambiente. La respuesta normal en ausencia de degradación debido al daño cíclico sigue una forma exponencial, "véase figura 1".



Figura 1. Ley tracción-separación en ausencia de carga cíclica.

El daño cíclico se incorpora por medio de una formulación de modelo de zona cohesiva irreversible propuesto por Roe y Siegmund, "véase [7]". El modelo incorpora (i) condiciones de carga y descarga, (ii) acumulación del daño cíclico, y (iii) condición de contacto entre las caras de la grieta. Se define una tracción efectiva de zona cohesiva \tilde{T} , "véase expressión (7), donde *D* es la variable de daño".

$$\tilde{T} = \frac{T}{(1-D)} \tag{7}$$

Con lo que σ_{max} está relacionada con $\sigma_{max,0}$ mediante la variable de daño *D*, "véase expresión (8)".

$$\sigma_{max} = \sigma_{max,0} \cdot (1 - D) \tag{8}$$

La ley de evolución del daño sigue los principios básicos de los modelos de daño continuo, en particular: (i) el daño solo empieza a acumularse cuando la separación acumulada es mayor que la separación crítica, (ii) el incremento del daño está relacionado con el incremento de la separación, y (iii) existe un límite de resistencia a fatiga por debajo del cual el material puede resistir infinitos ciclos sin romperse, "véase expresión (9)".

$$\dot{D}_{c} = \frac{\left|\dot{\Delta}n\right|}{\delta_{\Sigma}} \left[\frac{\mathrm{T}_{n}}{\sigma_{max}} - \frac{\sigma_{f}}{\sigma_{max,0}}\right] H(\bar{\Delta}_{n} - \delta_{n}) \quad (9)$$

Con $\overline{\Delta}_n = \int |\Delta n| dt \ y \ H$ la función de Heaviside. Se han introducido dos nuevos parámetros: σ_f , el límite de resistencia a fatiga y δ_{Σ} , la longitud cohesiva acumulada. El modelo también incorpora el daño monotónico, con lo que la variable de daño se define como el máximo de las contribuciones cíclica y monotónica, siendo esta última actualizada cuando el valor almacenado de Δ_n es mayor que δ_n , "véase expresiones (10) y (11)".

$$D = \int \max(\dot{D}_c, \dot{D}_m) dt \tag{10}$$

$$\dot{D}_m = \frac{\max(\Delta_n)|_{t_i} - \max(\Delta_n)|_{t_{i-1}}}{4\delta_n}$$
(11)

La respuesta cohesiva debe definirse para las condiciones de carga y descarga, compresión y contacto entre las caras de la grieta, "donde la condición de carga y descarga se corresponde con la expresión (12), mientras que las condiciones de compresión y contacto se corresponden con las expresiones (13) y (14), respectivamente".

$$T_n = T_{n,max} + \left(\frac{\sigma_{max} e}{\delta_n}\right) \cdot \left(\Delta_n - \Delta_{n,max}\right)$$
(12)

Donde $T_{n,max}$ y $\Delta_{n,max}$ son la tensión de tracción y la separación normal máximas, respectivamente.

$$T_{n} = \frac{\phi_{n}}{\delta_{n}} \exp\left(-\frac{\Delta_{n}}{\delta_{n}}\right) \frac{\Delta_{n}}{\delta_{n}} + T_{n,max} - \sigma_{max} e \frac{\Delta_{n,max}}{\delta_{n}} + \alpha \cdot \sigma_{max,0} \cdot \exp(1) \cdot \exp\left(-\frac{\Delta_{n}}{\delta_{n}}\right) \left(\frac{\Delta_{n}}{\delta_{n}}\right)$$
(13)

Donde la condición de compresión implica que se ha alcanzado $\Delta_n = 0$ y $T_n < 0$, siendo $\alpha = 10$, "siguiendo [7]".

$$T_n = A \cdot \sigma_{max,0} \cdot \exp(1) \cdot \exp\left(-\frac{\Delta_n}{\delta_n}\right) \left(\frac{\Delta_n}{\delta_n}\right) \quad (14)$$

Donde la condición de contacto implica que $\Delta_n < 0$ y el fallo por completo del elemento cohesivo (D = 1), habiéndose despreciado los efectos de fricción, "según [7]".

La respuesta cohesiva en condiciones de control por carga para $\Delta\sigma/\sigma_{max,0} = 1$ y relación de tensiones nula R = 0, muestra que la separación acumulada aumenta con el número de ciclos, comenzando el daño por fatiga cuando la separación acumulada $\overline{\Delta}_n$ empieza a ser mayor que δ_n , bajando la rigidez y la tensión de tracción cohesivas, "según se observa en la figura 2".



Figura 2. Respuesta cohesiva en condiciones de control por carga.

Por otra parte, la ley tracción-separación en presencia de hidrógeno puede reformularse mediante la relación propuesta por Serebrinsky et al., donde $\sigma_{max,0}$ es la tensión cohesiva en ausencia de hidrógeno, θ_H la cobertura de hidrógeno, y $\sigma_{max}(\theta_H)$ la tensión cohesiva crítica dependiente de esta última, "véase expresión (15)".

$$\frac{\sigma_{max}(\theta_H)}{\sigma_{max,0}} = 1 - 1.0467\theta_H + 0.1687\theta_H^2$$
(15)

Donde θ_H se define como una función de la concentración de hidrógeno *C* y la energía libre de Gibbs Δg_b^0 a partir de la isoterma de Langmuir-McLean, "véase expresión (16)".

$$\theta_H = \frac{C}{C + \exp\left(\frac{-\Delta g_b^0}{\mathcal{R}T}\right)} \tag{16}$$

Para la ley tracción-separación en función de la concentración de hidrógeno expresada en wppm, "Obtenida a partir de la ecuación (15) para $\Delta g_b^0 = 30 \text{ kJ/mol y } T = 298 \text{ K}$ ", se observa un decrecimiento gradual de energía de fractura al aumentar el contenido de hidrógeno, "según puede verse en la figura 3".



Figura 3. Efecto de la concentración de hidrógeno en la ley tracción-separación que caracteriza el comportamiento cohesivo.

3. RESULTADOS

La capacidad predictiva del modelo de zona cohesiva para capturar la velocidad de crecimiento de grietas por fatiga en presencia de hidrógeno es evaluada teniendo en cuenta la influencia del ambiente, la frecuencia de aplicación de la carga de fatiga, el límite elástico, el coeficiente de endurecimiento y las condiciones de constricción. A continuación, se muestran los resultados obtenidos y una discusión de los mismos.

La formulación descrita en las Sección 2 se implementa en un código propio de elementos finitos. Las tensiones y deformaciones más allá de la punta de la grieta se calculan a partir de una formulación de contorno, donde la región de la grieta se modeliza mediante un dominio circular y la carga externa en modo I se aplica en el contorno exterior del círculo por medio de un desplazamiento impuesto, "véase expresiones (17) y (18)".

$$u(r,\theta) = K_I \frac{1+\nu}{E} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) (3-4\nu-\cos\theta) \quad (17)$$
$$v(r,\theta) = K_I \frac{1+\nu}{E} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) (3-4\nu-\cos\theta) \quad (18)$$

Donde $u \neq v$ son los desplazamientos en las direcciones horizontal y vertical, $r \neq \theta$ son las coordenadas polares de cada nodo, $E \neq v$ son las propiedades elásticas del material y K_I es el factor de intensidad de tensiones elástico que cuantifica la carga externa aplicada.

3.1. Influencia del ambiente

El análisis de la influencia del ambiente se lleva a cabo comparando los resultados obtenidos para un ambiente inerte y un ambiente agresivo donde las concentraciones van desde 0.1 a 1wppm, correspondiente a una solución acuosa de NaCl al 3%. El material considerado se corresponde a una aleación en base de hierro, con un límite elástico de 250 MPa. La frecuencia considerada es de 1Hz y la relación de tensiones R = 0.1, típica de los ciclos de llenado de hidrógeno en los vehículos impulsados por pilas de combustible.



Figura 4. Influencia del ambiente: (a) crecimiento de grieta vs número de ciclos para $\Delta K/K_0 = 0.1$, y (b) velocidad de crecimiento de grieta vs amplitud de la carga.

Los resultados, "según se observa en la figura 4", revelan una fuerte influencia del ambiente, con un incremento acusado de las velocidades de crecimiento de grieta con el contenido de hidrógeno.

3.2. Influencia de la frecuencia de aplicación de la carga

Se analizó la influencia de la frecuencia de aplicación de la carga para una aleación en base de hierro realizando ensayos lentos donde el tiempo de duración del ensayo excede del tiempo de difusión ($\bar{f} \rightarrow 0$), y ensayos rápidos donde el tiempo de duración del ensayo es mucho menor que el tiempo de difusión ($\bar{f} \rightarrow \infty$). "La frecuencia normalizada \bar{f} viene dada por la expresión (19)."

$$\bar{f} = \frac{f \cdot R_0^2}{\mathcal{D}} \tag{19}$$

Donde R_0 es la longitud plástica de referencia y D el coeficiente estándar de difusión.



Figura 5. Influencia de la frecuencia en una aleación de base hierro: (a) crecimiento de grieta vs número de ciclos, y (b) distribución de la concentración de hidrógeno en la red en la vecindad de la grieta para $\Delta a/R_0 = 0.8$, $\Delta K/K_0 = 0.2$, $C_b = 1$ wppm.

Los resultados, "según se observa en la figura 5", muestran claramente que la propagación de grietas se ve favorecida en ensayos lentos. Hay poca sensibilidad a la frecuencia de la carga aplicada debido a que la diferencia de la concentración de hidrógeno en la red entre ambos ensayos es menor que el 10%.

3.3. Influencia del límite elástico

Para evaluar el papel del límite elástico se considera un acero de alta resistencia con un límite elástico de 1200 MPa y el resto de propiedades mecánicas las mismas que la aleación de base de hierro.



Figura 6. Velocidad de crecimiento de grietas vs frecuencia normalizada en un acero de alta resistencia, $\Delta K/K_0 = 0.2$, R = 0.1, $C_b = 1$ wppm

Los resultados, "según se observa en la figura 6", muestran que el modelo numérico captura de forma cualitativa las observaciones experimentales, bajas frecuencias de carga facilitan el transporte del hidrógeno hacia la punta de grieta, aumentando la velocidad de propagación de grietas. Sin embargo, el límite superior de crecimiento de grietas correspondiente a las frecuencias más bajas es menos de 1.5 veces el valor correspondiente a las frecuencias más altas, en contra de las observaciones experimentales que sitúan la diferencia en torno a 5-10 veces, "véase [8]".

3.3. Influencia del coeficiente de endurecimiento

La influencia del coeficiente de endurecimiento por deformación en la velocidad de crecimiento de grieta es analizada para el caso del acero de alta resistencia con un límite elástico de 1200 MPa. "La ley de endurecimiento isotrópico viene dada por la expresión (20)."

$$\sigma = \sigma_Y \left(1 + \frac{E\varepsilon_p}{\sigma_Y} \right)^N \tag{20}$$



Figura 7. Velocidad de crecimiento de grietas por fatiga vs frecuencia normalizada para un acero de alta resistencia con diferentes N. Resultados obtenidos para $\Delta K/K_0 = 0.2$, R = 0,1, $C_b = 1$ wppm

Los resultados, "según se observa en la figura 7", muestran que, para valores elevados del coeficiente de endurecimiento N, se favorece la velocidad de propagación de grieta, aunque no suficientemente para que exista concordancia con los resultados experimentales.

3.3. Influencia de las condiciones de constricción

Se prescribe diferentes condiciones de triaxialidad en el frente de grieta por medio de una formulación de contorno modificada basada en el parámetro elástico T.



Figura 8. Velocidad de crecimiento de grietas por fatiga vs frecuencia normalizada para un acero de alta resistencia con $\sigma_{\rm Y} = 1200 \text{ MPa}$ y diferentes condiciones de constricción. Resultados obtenidos para $\Delta K/K_0 = 0.2, R = 0,1, C_b = 1$ wppm.

Los resultados, "según se observa en la figura 8", muestran un incremento sustancial de la velocidad de crecimiento de grieta al aumentar la constricción, aunque las diferencias en la velocidad de propagación de grietas entre los ensayos lentos y los ensayos rápidos son casi insignificantes, si se compara con las observaciones experimentales.

4. CONCLUSIONES

Los análisis numéricos de propagación de grietas por fatiga capturan cualitativamente la degradación y fallo de una amplia gama de aleaciones metálicas en ambientes agresivos. Sin embargo, la incapacidad del modelo basado en la plasticidad convencional para capturar de forma cuantitativa las observaciones experimentales hace necesario utilizar otros modelos de plasticidad que recojan la influencia de los gradientes de deformación plástica. Recientemente, E. Martínez-Pañeda et al. han analizado la difusión del hidrógeno hacia la zona del proceso de fractura considerando la influencia de los gradientes de deformación plástica, mostrando que se alcanzan niveles de concentración de hidrógeno en la red muy elevados en la vecindad de la grieta, "Véase [5]".

REFERENCIAS

- R. P. Gangloff, Hydrogen assisted cracking of high strength alloys, in Comprehensive Structural Integrity, pp. 1–194, Ed. New York: Elsevier Science, 2003.
- [2] L. Jemblie, V. Olden, O. M. Akselsen, A review of cohesive zone modelling as an approach for numerically assessing hydrogen embrittlement of steel structures, *Phil. Trans. R. Soc.*, 375, 20160411, 2017.
- [3] S. del Busto, C. Betegón, E. Martínez-Pañeda, A cohesive zone framework for environmentally assisted fatigue, *Eng. Fract. Mech.*, 185, 210-226, 2017.
- [4] O. Barrera et al., Modelling the coupling between hydrogen diffusion and the mechanical behavior of metals. *Computational Materials Science*, **122**, 219-228, 2016.
- [5] E. Martínez-Pañeda, S. del Busto, C. F. Niordson, C. Betegón, Strain gradient plasticity modeling of hydrogen diffusion to the crack tip, *Int. J. Hydrogen Energy*, **41**, 10265–10274, 2016.
- [6] X.P.Xu, A. Needleman, Void nucleation by inclusion debonding in a crystal matrix. *Model. Simul. Mater. Sci. Eng.*, 1, 111-136, 1993.
- [7] K. L. Roe, T. Siegmund, An irreversible cohesive zone model for interface fatigue crack growth simulation, *Eng. Fract. Mech.*, **70**, 209–232, 2003.
- [8] H. Tanaka, et al., Effect of hydrogen and frequency on fatigue behaviour of SCM435 steel for storage cylinder of hydrogen station, *Trans JSME* A, 73, 1358-1365, 2007.

APLICACIÓN DE UN MODELO DE PLASTICIDAD CÍCLICA MULTIAXIAL PARA CARGAS NO PROPORCIONALES

C. Madrigal, V. Chaves y A. Navarro

Dpto. Ing. Mecánica y Fabricación, Escuela Técnica Superior de Ingeniería. Universidad de Sevilla. Avda. Camino de los Descubrimientos, s/n. 41092. Sevilla. E-mail: cmadrigal@us.es

RESUMEN

El Método de las Deformaciones Locales es habitualmente utilizado en la industria para calcular la vida de componentes sometidos a cargas de fatiga de bajo número de ciclos. Sin embargo, su aplicación está limitada a cargas uniaxiales. La extensión del método al caso general de cargas multiaxiales, requiere la generalización de las ecuaciones de flujo plástico al caso multiaxial. Este trabajo se basa en un modelo de plasticidad que reproduce el comportamiento plástico estabilizado de metales sometidos a cargas multiaxiales, incorporando todos los ingredientes del Método de las Deformaciones Locales, como curvas cíclicas, ciclos de histéresis o efecto memoria. El modelo está basado en la idea de distancia en el espacio de tensiones, que se calcula a través un tensor métrico. Este tensor, que es una propiedad del material, puede ser calculado experimentalmente. Por otro lado, la regla de flujo emplea otra propiedad del material denominada módulo de endurecimiento. Este trabajo describe un procedimiento novedoso para el cálculo de estas propiedades en el caso de que la carga sea no proporcional. La aplicación de la metodología desarrollada se adapta a diferentes tipos de datos experimentales, ya que los datos disponibles varían según los ensayos realizados.

ABSTRACT

In the low cycle fatigue regime, the Local Strain Approach is commonly used in industry to effect fatigue life predictions. However, it is limited to the uniaxial loading case. The first step in the extension of this methodology to the multiaxial case requires the generalization of the plasticity flow equations. This work describes a constitutive model that reproduces the behaviour of stabilized metals subjected to multiaxial cyclic loads. It also incorporates all the common ingredients of the Local Strain Approach, such as cyclic curves, hysteresis loops and memory effect. The model is based on the idea of distance in the stress space which is calculated with a metric tensor. This metric tensor is a material property and can be empirically determined. In addition, the flow rule employs another material property known as endurance modulus. The procedures developed to calculate both material properties from experimental data are shown for the non-proportional loading case. The application of these techniques provides a variety of tools that employs different experimental input data, as the available data may not always be completed.

PALABRAS CLAVE: Fatiga multiaxial, plasticidad cíclica, Método de las Deformaciones Locales.

1 INTRODUCCIÓN

El Método de las Deformaciones Locales es ampliamente utilizado en sectores de la industria de la automoción, de la aeronáutica y de la aeroespacial para el cálculo de vida a fatiga a bajo número de ciclos [1–3]. Cuando la carga es uniaxial, el uso de la curva de comportamiento cíclico junto con los ciclos de histéresis, la regla de Neuber, el efecto memoria y la curva ε -N, permite calcular las tensiones y deformaciones locales en el borde de la entalla.

En trabajos anteriores [4–9] se ha presentado un modelo de plasticidad que pretende ser empleado en la generalización de la metodología sugerida en el Método de las Deformaciones Locales al caso multiaxial. El modelo es capaz de simular el comportamiento bajo cargas multiaxiales a partir de las curvas de comportamiento cíclico halladas de ensayos uniaxiales. Sin embargo, cuando un material se somete a cargas no-proporcionales, puede experimentar un endurecimiento adicional. Si esto ocurre, es necesario reajustar los parámetros del modelo para que pueda recoger este cambio de comportamiento, ya que la curva obtenida de un ensayo uniaxial no aporta información sobre la cantidad de endurecimiento extra que experimenta el material.

Por este motivo, se ha desarrollado una metodología para el cálculo de los parámetros del modelo para el caso en que las cargas sean no-proporcionales. Esta metodología se ha planteado de forma genérica para que se adapte con facilidad a distintos tipos de datos experimentales, ya que los estudios experimentales disponibles en la literatura, no siempre se componen de los mismos resultados. Por último se incluye la aplicación de los procedimientos descritos para la caracterización del material de los clásicos resultados experimentales de Lamba y Sidebottom [10].

2 MODELO

A continuación se incluye un breve repaso de las características más importantes del modedo, necesario para introducir el presente trabajo. Este resumen se va a limitar al caso particular de una carga combinada de traccióntorsión, ya que es un caso de carga multiaxial suficientemente sencillo como para ser reproducido en ensayos experimentales. Una explicación más extensa y general del modelo puede encontrarse en [4–9].

Como en todo modelo de plasticidad cíclica, la primera componente es el criterio de fluencia, que establece el comienzo de la plastificación cuando la longitud del vector tensión alcanza un determinado valor crítico. Como es de esperar, este valor crítico depende del material en cuestión. La novedad radica en que la forma de medir la longitud del vector tensión también depende del material.

De esta forma, en materiales isótropos, que se ajustan a la métrica de von Mises, la longitud del vector tensión en un ensayo de tracción-torsión, donde las únicas componentes de tensión no nulas son la tensión longitudinal σ y la tangencial τ , se mide mediante la siguiente métrica

$$|\boldsymbol{\sigma}| = \sqrt{\frac{2}{3}\sigma^2 + 2\tau^2} \tag{1}$$

Esta cantidad está relacionada con la tensión equivalente de von Mises, $\bar{\sigma}_{vM}$, de la forma

$$|\boldsymbol{\sigma}| = \sqrt{\frac{2}{3}}\sqrt{\sigma^2 + 3\tau^2} = \sqrt{\frac{2}{3}}\bar{\sigma}_{vM} \tag{2}$$

Por otro lado, es bien sabido que ciertos materiales se ajustan mejor al criterio de Tresca. Para estos materiales, por analogía, la forma de medir la longitud del vector tensión será

$$|\boldsymbol{\sigma}| = \sqrt{\frac{1}{2}\sigma^2 + 2\tau^2} \tag{3}$$

que está relacionada con la tensión equivalente de Tresca, $\bar{\sigma}_T$, como sigue

$$|\boldsymbol{\sigma}| = \sqrt{\frac{2}{4}}\sqrt{\sigma^2 + 4\tau^2} = \sqrt{\frac{2}{4}}\bar{\sigma}_T \tag{4}$$

En general, un material cualquiera tendrá un comportamiento intermedio entre ambos criterios y para ellos la medida de la longitud del vector tensión, que denominaremos en lo que sigue Q, será función de dos parámetros que se determinan de forma experimental:

$$Q = |\boldsymbol{\sigma}| = \sqrt{g_{\sigma}\sigma^2 + 2g_{\tau}\tau^2} \tag{5}$$

El segundo bloque, o regla de endurecimiento, relaciona la cantidad de deformación plástica que se produce cuando la longitud del vector tensión se incrementa un diferencial dQ

$$d\boldsymbol{\varepsilon}^{\mathbf{p}}| = \Phi(Q)dQ \tag{6}$$

donde se ha introducido una nueva función, $\Phi(Q)$, denominada *módulo de endurecimiento*, que también puede deducirse de datos experimentales.

La última componente del modelo de comportamiento, la regla de flujo, se obtiene de manera natural de las dos anteriores. Por un lado, la ecuación (5) indica que la superficie de plastificación es una circunferencia centrada en el origen en los ejes $\sqrt{g_{\sigma}\sigma} - \sqrt{2g_{\tau}\tau}$. Por otro lado, la (6) indica que solo se produce deformación plástica cuando se incrementa la longitud del vector tensión, o lo que es lo mismo, cuando el estado tensional se aleja del origen. Todo esto parece indicar que la deformación plástica debe definirse invocando la regla de la normal

$$d\boldsymbol{\varepsilon}^{\mathbf{p}} = \Phi(Q)dQ\boldsymbol{n} \tag{7}$$

donde n es el gradiente a la superficie de fluencia

$$\boldsymbol{n} = \frac{\partial |\boldsymbol{\sigma}|}{\partial \boldsymbol{\sigma}} = \frac{\partial Q}{\partial \boldsymbol{\sigma}} \tag{8}$$

Para el caso particular que nos ocupa, una carga combinada de tensión-torsión, calculamos las componentes del vector normal derivando parcialmente la ecuación (5)

$$n_{1} = \frac{\partial Q}{\partial \sigma} = \frac{g_{\sigma}\sigma}{Q}$$

$$n_{2} = \frac{\partial Q}{\partial \tau} = \frac{2g_{\tau}\tau}{Q}$$
(9)

y con ellas obtenemos el incremento del módulo de vector tensión

$$dQ = \mathbf{n} \cdot d\boldsymbol{\sigma} = \frac{g_{\sigma}\sigma}{Q}d\sigma + \frac{2g_{\tau}\tau}{Q}d\tau \qquad (10)$$

Introduciendo (9) y (10) en (7) se obtienen los incrementos de deformación plástica

$$\begin{bmatrix} d\varepsilon^{\mathbf{p}} \\ d\gamma^{\mathbf{p}} \end{bmatrix} = \frac{\Phi(Q)}{Q^2} \begin{bmatrix} g_{\sigma}^2 \sigma^2 & 2g_{\sigma}g_{\tau}\sigma\tau \\ 2g_{\sigma}g_{\tau}\sigma\tau & 4g_{\tau}^2\tau^2 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} d\sigma \\ d\tau \end{bmatrix}$$
(11)

y añadiendo los términos elásticos de la deformación mediante la ley de Hooke se llega a la deformación total

$$\begin{bmatrix} d\varepsilon \\ d\gamma \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E} + \frac{\Phi(Q)}{Q^2} g_{\sigma}^2 \sigma^2 & 2\frac{\Phi(Q)}{Q^2} g_{\sigma} g_{\tau} \sigma\tau \\ 2\frac{\Phi(Q)}{Q^2} g_{\sigma} g_{\tau} \sigma\tau & \frac{1}{G} + 4\frac{\Phi(Q)}{Q^2} g_{\tau}^2 \tau^2 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} d\sigma \\ d\tau \end{bmatrix}$$
(12)

Este sistema de ecuaciones diferenciales se puede integrar para hallar la evolución de las deformaciones en función de las tensiones o puede ser invertido para simular un ensayo controlado en deformación y obtener las tensiones a partir de las deformaciones impuestas

$$d\sigma = \frac{\left(\frac{1}{G} + 4g_{\tau}^{2}\tau^{2}\frac{\Phi(Q)}{Q^{2}}\right)d\varepsilon - 2g_{\sigma}g_{\tau}\sigma\tau\frac{\Phi(Q)}{Q^{2}}d\gamma}{\frac{1}{EG} + \frac{\Phi(Q)}{Q^{2}}\left(\frac{4g_{\tau}^{2}\tau^{2}}{E} + \frac{g_{\sigma}^{2}\sigma^{2}}{G}\right)}$$
(13)
$$d\tau = \frac{-2g_{\sigma}g_{\tau}\sigma\tau\frac{\Phi(Q)}{Q^{2}}d\varepsilon + \left(\frac{1}{E} + g_{\sigma}^{2}\sigma^{2}\frac{\Phi(Q)}{Q^{2}}\right)d\gamma}{\frac{1}{EG} + \frac{\Phi(Q)}{Q^{2}}\left(\frac{4g_{\tau}^{2}\tau^{2}}{E} + \frac{g_{\sigma}^{2}\sigma^{2}}{G}\right)}$$

Estas ecuaciones son válidas siempre que $dQ = d|\sigma|$ sea positivo. Si fuera nulo o negativo nos encontraríamos ante una carga neutra o una descarga que por simplicidad omitimos en este resumen.

3 CARACTERIZACIÓN DEL MATERIAL

La aplicación del modelo en la simulación del comportamiento de un material real requiere el cálculo de los parámetros característicos descritos en la sección anterior. En concreto, es necesario hallar las constantes de la métrica, $g_{\sigma} y g_{\tau}$, así como el módulo de endurecimiento, $\Phi(Q)$.

En caso de cargas proporcionales, trabajos previos [8] describen la metodología para el cálculo de estos parámetros a partir de las curvas cíclicas del material. Esto es así ya que el objetivo de este modelo es la aproximación del comportamiento estabilizado del material para ser utilizado en el cálculo de la vida a fatiga. Tiene por tanto sentido despreciar los efectos transitorios y utilizar las curvas cíclicas estabilizadas para caracterizar el material. Sin embargo, es bien conocido que la cantidad de endurecimiento experimentado por el material bajo cargas proporcionales puede ser diferente al que aparece bajo cargas no-proporcionales [11]. Es más, la cantidad de endurecimiento adicional depende del grado de no-proporcionalidad de la carga, siendo el mayor el debido a una carga de tensión-torsión desfasadas 90° [12]. Por este motivo, es interesante estudiar este caso, que corresponde al comportamiento extremo. Para cargas noproporcionales con menor desfase, el comportamiento estará comprendido entre éste y el caso proporcional.

Según el modelo, estas historias de carga pueden ser simuladas mediante la ecuación (13) obtenida en el apartado anterior, y siempre que no se produzca una descarga. Ahora bien, teniendo en cuenta que el módulo de endurecimiento, $\Phi(Q)$, aumenta con el módulo del vector tensión, Q, y que este crecimiento es muy rápido cuando el valor de Q se aproxima a un cierto nivel de saturación, si los niveles de tensión alcanzan estos valores elevados próximos a la saturación, los términos 1/E, 1/G y 1/EGserán despreciables frente a los que multiplican a $\Phi(Q)$, que serán varios órdenes de magnitud mayor. Este es precisamente el caso de una carga tensión-torsión desfasada 90°. Eliminando estos términos, las ecuaciones se reducen a

$$d\sigma = \frac{2g_{\tau}\tau}{\frac{4g_{\tau}^{2}\tau^{2}}{E} + \frac{g_{\sigma}^{2}\sigma^{2}}{G}} (2g_{\tau}\tau d\varepsilon - g_{\sigma}\sigma d\gamma)$$

$$d\tau = \frac{-g_{\sigma}\sigma}{\frac{4g_{\tau}^{2}\tau^{2}}{E} + \frac{g_{\sigma}^{2}\sigma^{2}}{G}} (2g_{\tau}\tau d\varepsilon - g_{\sigma}\sigma d\gamma)$$
(14)

de donde

$$\frac{d\sigma}{2g_{\tau}\tau} = \frac{d\tau}{-g_{\sigma}\sigma} \to g_{\sigma}\sigma d\sigma + 2g_{\tau}\tau d\tau = 0$$
(15)

Comparando esta igualdad con la ecuación (10), se tiene que

$$QdQ = 0 \to dQ = 0 \tag{16}$$

que indica la existencia de órbitas estables en las soluciones de las ecuaciones diferenciales de comportamiento. A la vista de la ecuación (15), que podría reescribirse como

$$\sqrt{g_{\sigma}}\sigma d(\sqrt{g_{\sigma}}\sigma) + \sqrt{2g_{\tau}}\tau d(\sqrt{2g_{\tau}}\tau) = 0.$$
(17)

que es la ecuación de una circunferencia en forma diferencial en los ejes ($\sqrt{g_{\sigma}}\sigma - \sqrt{2g_{\tau}}\tau$), se deduce que el vector tensión no cambia de magnitud pero se encuentra rotando como consecuencia del desfase entre las deformaciones. Este resultado concuerda con los modelos teóricos y las observaciones experimentales [11] y proporciona un sencillo método para ajustar las constantes de la métrica válidos para simulaciones de cargas noproporcionales.

3.1 Ajuste de las constantes de la métrica

Como se ha comentado más arriba, la ecuación (17) es la ecuación de una circunferencia de radio R

$$(\sqrt{g_{\sigma}}\sigma)^2 + (\sqrt{2g_{\tau}}\tau)^2 = R^2 \tag{18}$$

cuyos cortes con los ejes de coordenadas son equidistantes, por lo que

$$\sqrt{g_{\sigma}}\sigma = \sqrt{2g_{\tau}}\tau\tag{19}$$

estableciéndose así una relación entre las constantes de la métrica:

$$\frac{g_{\tau}}{g_{\sigma}} = \frac{1}{2} \left(\frac{\sigma}{\tau}\right)^2 \tag{20}$$

Dado que la ecuación (13) no depende del valor concreto de esta dos constantes, sino de la relación entre ellas, podemos tomar $g_{\tau} = 1$ que, como se verá en el siguiente apartado, es bastante conveniente.

3.2 Ajuste del módulo de endurecimiento

En trabajos previos se ha mostrado que el módulo de endurecimiento puede ser fácilmente hallado a partir de

los datos de un ensayo uniaxial de tracción [8]. El procedimiento entonces propuesto sigue siendo válido para caracterizar el comportamiento no-proporcional siempre que la curva uniaxial que se emplee se haya obtenido después de haber endurecido el material, sometiéndolo a una carga no-proporcional, por ejemplo, a una carga de tensión-torsión desfasadas 90°. De hecho, en caso de tener esta curva disponible, esta sería la manera más apropiada de calcularlo. No obstante, analizando los datos experimentales de la literatura, no es habitual encontrar esta curva por lo que es en ocasiones necesario utilizar un método aproximado alternativo.

Una curva que sí suele incluirse en los trabajos experimentales es la curva equivalente en alguna de sus variantes, que, aunque no sea una curva de comportamiento propiamente dicha, es habitualmente utilizada para caracterizar el comportamiento estabilizado del material. De esta forma, una alternativa sencilla al método anteriormente descrito consiste en utilizar la curva equivalente en lugar de la obtenida en un ensayo uniaxial de tracción, y utilizarla como si de una curva uniaxial se tratase. Esto tiene un cierto sentido ya que en un ensayo uniaxial, las magnitudes equivalentes habituales de von Mises y Tresca coinciden con las tensiones y deformaciones. Si sólo existe una tensión σ , se tiene que

$$Q = \sqrt{g_\sigma}\sigma \to dQ = \sqrt{g_\sigma}d\sigma \tag{21}$$

у

$$n_1 = \frac{g_\sigma \sigma}{\sqrt{g_\sigma}\sigma} = \sqrt{g_\sigma} \tag{22}$$

con esto la deformación plástica viene dada por

$$d\varepsilon^{\mathbf{p}} = \Phi(Q)dQn_1 = \Phi(Q)g_{\sigma}d\sigma \tag{23}$$

y el módulo de endurecimiento se obtiene a partir de la pendiente de la parte plástica de la curva equivalente $h = \frac{d\sigma}{d\varepsilon^p}$ como

$$\Phi(Q) = \frac{1}{g_{\sigma}h} \tag{24}$$

Recordemos que este método supone que la curva equivalente obtenida de un ensayo no-proporcional coincide con la curva equivalente de un ensayo uniaxial realizado después de dicho ensayo no-proporcional. Sin embargo, esto no siempre es cierto, por lo que es conveniente plantear otro procedimiento que sirva para obtener el módulo de endurecimiento de una curva equivalente, sin suponerla coincidente con la del ensayo uniaxial. Para ello, se va a suponer que la curva equivalente de partida ha sido hallada en un ensayo tensión-torsión 90° fuera de fase, ya que, como se ha visto anteriormente, esta combinación causa la mayor cantidad de endurecimiento adicional posible.

Las curvas equivalentes más habituales son la que repre-

senta la tensión y deformación de von Mises

$$\bar{\varepsilon}_{vM} = \sqrt{\varepsilon^2 + \frac{1}{3}\gamma^2}$$

$$\bar{\sigma}_{vM} = \sqrt{\sigma^2 + 3\tau^2}$$
(25)

y la proveniente del criterio de Tresca

$$\bar{\varepsilon}_T = \sqrt{\varepsilon^2 + \frac{4}{9}\gamma^2}$$

$$\bar{\sigma}_T = \sqrt{\sigma^2 + 4\tau^2}$$
(26)

Según el modelo aquí descrito, las magnitudes equivalentes se calculan mediante el módulo de la tensión y de la deformación, quedando

$$\bar{\varepsilon} = \sqrt{\frac{1}{g_{\sigma}}\varepsilon^2 + \frac{1}{2g_{\tau}}\gamma^2}$$

$$\bar{\sigma} = \sqrt{g_{\sigma}\sigma^2 + 2g_{\tau}\tau^2}$$
(27)

De forma general, estas curvas equivalentes se pueden unificar en una sola con la siguiente notación

$$\bar{\varepsilon} = \sqrt{c_{\varepsilon}\varepsilon^2 + c_{\gamma}\gamma^2}$$

$$\bar{\sigma} = \sqrt{c_{\sigma}\sigma^2 + c_{\tau}\tau^2}$$
(28)

Ahora bien, como hemos mencionado más arriba, estas curvas se suponen obtenidas de ensayos controlados en deformación donde las señales son proporcionales y están desfasadas 90°

$$\varepsilon = \varepsilon_a \cos \omega t$$

$$\gamma = \gamma_a \sin \omega t = k \varepsilon_a \sin \omega t$$
(29)

Estas deformaciones producirán unas tensiones que estarán desfasadas un cierto ángulo con respecto a las deformaciones y que, una vez estabilizadas, sus amplitudes estarán relacionadas según la ecuación (20)

$$\sigma = \sigma_a \cos(\omega t + \phi)$$

$$\tau = \tau_a \sin(\omega t + \phi) = \sqrt{\frac{g_\sigma}{2g_\tau}} \sigma_a \sin(\omega t + \phi)$$
(30)

Introduciendo (29) y (30) en (28) se obtiene

$$\bar{\varepsilon} = \sqrt{c_{\varepsilon}\varepsilon_{a}^{2}\cos\omega t + c_{\gamma}k^{2}\varepsilon_{a}^{2}\sin\omega t}$$

$$\bar{\sigma} = \sqrt{c_{\sigma}\sigma_{a}^{2}\cos(\omega t + \phi) + c_{\tau}\frac{g_{\sigma}}{2g_{\tau}}\sigma_{a}^{2}\sin(\omega t + \phi)}$$
(31)

que son ondas de pequeña amplitud que oscilan sobre un valor medio. Si ignoramos estas oscilaciones, los valores medios de las señales quedan en forma diferencial

$$d\bar{\varepsilon} = \frac{\sqrt{c_{\varepsilon}} + \sqrt{c_{\gamma}k^2}}{2} d\varepsilon_a$$

$$d\bar{\sigma} = \frac{\sqrt{c_{\sigma}} + \sqrt{c_{\tau}\frac{g_{\sigma}}{2g_{\tau}}}}{2} d\sigma_a$$
 (32)

Por otro lado, el incremento de deformación axial plástica puede hallarse sustituyendo (30) y su derivada en (11), de forma que

$$d\varepsilon^{\mathbf{p}} = \frac{\Phi(Q)}{Q^2} g_{\sigma}^2 \sigma_a^2 \cos\left(\omega t + \phi\right) d\sigma_a \tag{33}$$

es decir que es una señal senoidal desfasada tanto como la tensión

$$d\varepsilon^{\mathbf{p}} = d\varepsilon_a \cos\left(\omega t + \phi\right) \tag{34}$$

Por último, unificando la relación entre las magnitudes equivalentes y las amplitudes de la deformación y la tensión, recogidas en la ecuación (32), con(33) y (34), se llega a

$$\frac{d\bar{\varepsilon}}{\sqrt{c_{\varepsilon}} + \sqrt{c_{\gamma}k^2}} = \Phi(Q)g_{\sigma}\frac{d\bar{\sigma}}{\sqrt{c_{\sigma}} + \sqrt{c_{\tau}\frac{g_{\sigma}}{2g\tau}}}$$
(35)

de donde se obtiene la ecuación general del módulo de endurecimiento

$$\Phi(Q) = \frac{1}{g_{\sigma}h} \left(\frac{\sqrt{c_{\sigma}} + \sqrt{c_{\tau} \frac{g_{\sigma}}{2g_{\tau}}}}{\sqrt{c_{\varepsilon}} + \sqrt{c_{\gamma}k^2}} \right)$$
(36)

donde h es la pendiente de la curva equivalente $h = \frac{d\bar{\sigma}}{d\bar{\varepsilon}}$.

4 APLICACIÓN Y RESULTADOS

La metodología propuesta en el apartado anterior ha sido empleada para reproducir los clásicos resultados experimentales obtenidos por Lamba y Sidebottom [10]. Se ha escogido este estudio porque incluye los resultados de un ensayo de tracción realizado después de haber endurecido no-proporcionalmente el material, cosa poco habitual en la literatura. Esto permite comparar los tres métodos propuestos para el cálculo del módulo de endurecimiento. Además, los resultados incluyen la curva cíclica obtenida con una deformación torsional desfasada 90° con respecto a la axial y de amplitud $\sqrt{3}$ veces superior, que es el supuesto aquí analizado.

4.1 Ajuste de las constantes de la métrica

En los resultados en tensiones del ensayo fuera de fase se distingue claramente la órbita estable que predice la ecuación (17), cuyas intersecciones con los ejes $\sigma - \tau$ se producen para una tensión axial de 214 MPa y una tensión tangencial de 107 MPa. Tomando $g_{\tau} = 1$, la ecuación (20) dice que

$$g_{\sigma} = 2\left(\frac{107}{214}\right)^2 = \frac{1}{2} \tag{37}$$

Con estos valores de las contantes, la ecuación (5) coincide con la (3), es decir, el material se ajusta a la métrica de Tresca. Este resultado coincide con las conclusiones de los autores [10].

4.2 Ajuste del módulo de endurecimiento

Una vez obtenida la métrica, para el cálculo del módulo de endurecimiento a partir de la curva obtenida del ensayo uniaxial después de haber sometido a la probeta a un endurecimiento fuera de fase a 90° o a partir de la curva cíclica suponiéndola uniaxial, sólo es necesario el cálculo de las pendientes de las curvas (véase (24)). Para ello se pueden emplear métodos numéricos o ajustar curvas matemáticas derivables, como el ajuste habitual de Ramberg-Osgood. La Figura 1 muestra las dos curvas mencionadas, que son aproximadamente coincidentes.



Figura 1. Comparación de la curva obtenida de un ensayo uniaxial después de endurecerse 90° fuera de fase (AX) con la curva cíclica equivalente de dicho ensayo fuera de fase (CC).

Para emplear el tercer método, deben identificarse los parámetros de la ecuación (36). Teniendo en cuenta que la curva cíclica proporcionada es una curva equivalente de Tresca [13] y sabiendo que la deformación tangencial es $\sqrt{3}$ veces la axial, se deduce fácilmente que

$$c_{\varepsilon} = c_{\sigma} = 1$$
 $c_{\gamma} = \frac{4}{9}$ $c_{\tau} = 4$ $k = \sqrt{3}$

con lo que

$$\Phi(Q) = \frac{2}{h(\frac{1}{2} + \frac{\sqrt{3}}{3})}$$
(38)

Las tres curvas obtenidas por los tres métodos se comparan en la Figura 2 si bien, para este caso concreto, las obtenidas a partir de la curva equivalente son casi coincidentes. Esto es debido en parte a que el material se ajusta a la métrica de Tresca, que es precisamente la empleada por los autores en la curva cíclica equivalente. Esta coincidencia hace que el término que multiplica a $\frac{1}{g_{\sigma}h}$ en la ecuación (36) sea cercano a uno, que llevaría a los mismos resultados que proporciona la ecuación (24). Puede observarse, sin embargo, que la curva obtenida a partir del ensayo uniaxial sí difiere bastante de las otras dos, sobre todo en el nivel de tensiones en el que cambia la pendiente. Esto es debido a las diferencias existentes entre las curvas de partida y tiene como consecuencia que las simulaciones realizadas con esta curva predicen unos valores de tensión estabilizada inferiores.



Figura 2. Comparación de los módulos de endurecimiento obtenidos por los tres métodos propuestos: a partir de curva obtenida de un ensayo uniaxial después de endurecerse 90° fuera de fase (AX); a partir de la curva cíclica equivalente de un ensayo 90° fuera de fase (CC) o a partir de esta misma curva suponiéndola axial (CA).

5 CONCLUSIONES

Se ha propuesto una metodología que permite la aplicación de un modelo de plasticidad cíclica en casos de carga multiaxial no-proporcional. Los procedimientos desarrollados requieren del uso de datos experimentales que están habitualmente disponibles en la literatura. Estos datos son la curva cíclica del material o la respuesta de un ensayo uniaxial de tracción de una probeta previamente endurecida en fuera de fase y la respuesta en tensiones de este ensayo fuera de fase.

La aplicación de estas técnicas a un conjunto de resultados experimentales pone de manifiesto las diferencias de los resultados obtenidos empleando la curva cíclica para modelar el comportamiento estabilizado del material o empleando la curva de un ensayo de tracción hallada con el material previamente endurecido. Las implicaciones que esto tiene deben estudiarse más profundamente en trabajos futuros.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer la financiación recibida del Ministerio de Educación de España a través del proyecto DPI2014-56904-P.

REFERENCIAS

- R. M. Wetzel, "Fatigue under complex loading: Analyses and experiments," in *Advances in Engineering* (A. in Engineering, ed.), Society of Automotive Engineers, 1977.
- [2] N. E. Dowling, *Mechanical behavior of materials*. Engineering Methods for Deformation, Fracture, and Fatigue. Prentice-Hall, 1993.
- [3] J. A. Bannantine, J. J. Comer, and J. Handrock, *Fundamentals of Metals Fatigue Analysis*. Prentice-Hall, Inc., 1990.
- [4] 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.
- [5] 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.
- [6] 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.
- [7] C. Madrigal, A. Navarro, and V. Chaves, "Numerical implementation of a multiaxial cyclic plasticity model for the local strain method in low cycle fatigue," *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, vol. 80, pp. 111–119, 2015.
- [8] C. Madrigal, A. Navarro, and V. Chaves, "Biaxial cyclic plasticity experiments and application of a constitutive model for cyclically stable material bahaviour," *International Journal of Fatigue*, vol. 83, pp. 240–252, 2016.
- [9] C. Madrigal, A. Navarro, and V. Chaves, "Plasticity theory for the multiaxial local strain-life method," *International Journal of Fatigue*, vol. 100, pp. 575– 582, 2017.
- [10] 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.
- [11] D. F. Socie and G. B. Marquis, *Multiaxial fatigue*. SAE International, 2000.
- [12] K. Kanazawa, M. K. J., and M. W. Brown, "Cyclic deformation of 1steel under out-of-phase loads," *Fatigue of Engineering Materials and Structures*, vol. 2, pp. 217–228, 1979.
- [13] D. L. McDowell, D. F. Socie, and Lamba, "Multiaxial nonproportional cyclic deformation," ASTM STP 770, American Society for Testing and Materials, vol. Low-cycle fatigue and life predictions, pp. 500–518, 1982.

MODELIZACIÓN NUMÉRICA DEL TRANSPORTE Y ATRAPAMIENTO DE HIDRÓGENO EN EL MÉTODO DE DESORCIÓN TÉRMICA

A. Díaz^{1*}, B. Peral², A. Zafra², I.I. Cuesta¹, J.M. Alegre¹, F.J.Belzunce², E. Martínez-Pañeda³

 ¹Grupo de Integridad Estructural, Escuela Politécnica Superior, Universidad de Burgos Av. Cantabria s/n, 09006, Burgos, España
 ²SIMUMECAMAT, Universidad de Oviedo. Edificio Departamental Oeste nº 7, 33203, Gijón, España
 ³Cambridge University. Engineering Department, CB2 1PZ, Cambridge, UK
 * Persona de contacto: adportugal@ubu.es

RESUMEN

En la modelización numérica de la fragilización por hidrógeno, uno de los requisitos fundamentales es conocer previamente los fenómenos de transporte de hidrógeno dentro de la red metálica y caracterizar los parámetros asociados a la difusión. Empleando el método de desorción térmica o TDS (Thermal Desorption Spectroscopy), diferentes probetas cilíndricas de acero 42CrMo4 de 10 mm de diámetro se han cargado con hidrógeno gaseoso en un autoclave para, posteriormente, provocar la desorción de hidrógeno mediante un aumento controlado de temperatura y analizar la evolución de la cantidad de hidrógeno en función de la rampa térmica aplicada. Los picos obtenidos en este perfil de concentraciones son analizados mediante los modelos numéricos que modelizan la difusión y la cinética de atrapamiento del hidrógeno. Finalmente, mediante estos modelos se simulan y ajustan los ensayos experimentales de TDS en el programa de Elementos Finitos ABAQUS, utilizando subrutinas de usuario que permiten incluir las ecuaciones de McNabb y Foster y así analizar de manera realista la influencia de las energías de atrapamiento y de la velocidad de calentamiento.

PALABRAS CLAVE: difusión de hidrógeno, desorción térmica, TDS, Elementos Finitos

ABSTRACT

In the numerical modelling of hydrogen embrittlement, it is required to previously describe hydrogen transport phenomena within the metal lattice and characterise the parameters associated with diffusion. Using the thermal desorption method or TDS (Thermal Desorption Spectroscopy), different cylindrical specimens of 42CrMo4 steel with a diameter of 10 mm have been charged with hydrogen gas in an autoclave and, afterwards, hydrogen desorption is enhanced by a controlled temperature increment in order to analyse the evolution of hydrogen concentration as a function of the applied thermal ramp. The obtained peaks in this concentration profile are analysed by means of numerical models that govern diffusion and hydrogen trapping kinetics. Finally, through these models, the experimental TDS tests are simulated and fitted in the Finite Element software ABAQUS; mass balance and the McNabb and Foster equations are implemented in user subroutines and thus it is possible to assess in a realistic way the influence of trapping binding energies and the heating rate.

KEYWORDS: Hydrogen diffusion, Thermal desorption, TDS, Finite Element

1. INTRODUCCIÓN

La fragilización por hidrógeno es uno de los fenómenos de degradación de metales y aleaciones que más cuestiones abiertas sigue planteando. Tanto los micromecanismos de fragilización [1] como los procesos de entrada y transporte de hidrógeno dentro del propio metal [2] deben ser aún mejor entendidos para prevenir y mitigar los fallos asociados al hidrógeno en componentes industriales. Una de las técnicas que mejor permite caracterizar la difusión de hidrógeno en metales y, especialmente, los fenómenos de atrapamiento es el análisis por desorción térmica o TDA (*Thermal Desorption Analysis*), también denominada TDS (*Thermal Desorption Spectroscopy*). Este método experimental consiste el calentamiento a temperatura creciente de una muestra y el análisis del ritmo de desorción del hidrógeno que inicialmente contiene. Al inicio de la desorción, es decir, a temperaturas aún cercanas a la temperatura ambiente, el hidrógeno que escapa de la probeta es principalmente el
hidrógeno retenido en los intersticios de la red metálica. Sin embargo, debido a la presencia de defectos o trampas, seguirá existiendo una cantidad de hidrógeno retenido. Debido a que se requiere una mayor energía de activación para escapar de esos lugares, el pico asociado a un tipo de defecto aparecerá a temperaturas mayores cuanto más fuerte sea ese atrapamiento.

El tratamiento numérico de los perfiles obtenidos durante la desorción ha sido tratado por diversos autores [3, 4] aunque aún plantea grandes incógnitas y dificultades de implementación. El presente trabajo tiene como objetivo establecer una revisión crítica de los dos enfoques más habituales: el ajuste de una expresión simplificada y la simulación numérica de las ecuaciones cinéticas. Para ello, se presenta en primer lugar el marco teórico y las ecuaciones básicas que describen el fenómeno. A continuación se discutirá la utilidad de cada modelo y su generalidad. Finalmente, se aplicarán ambos enfoques en el análisis de perfiles de desorción obtenidos experimentalmente para un acero 42CrMo4.

2. MODELOS NUMÉRICOS

Previamente a la presentación de las ecuaciones que describen la desorción y la influencia de las trampas, se muestra gráficamente en la figura 1 el significado físico del concepto de trampa.



Figura 1. Representación esquemática del fenómeno del atrapamiento.

Además, permite definir las siguientes energías:

- Energía de difusión intersticial: E_L
- Energía de captura (*trapping energy*): E_t
- Energía de escape (*release energy*): E_d
- Energía de enlace o atrape (*binding energy*): E_b

En el tratamiento numérico de los perfiles obtenidos mediante TDA, es habitual el empleo de la simplificación analítica presentada en el apartado 3.1. A continuación, se plantean ecuaciones más generales y de mayor aplicabilidad, que por su complejidad requieren la implementación en códigos de Elementos Finitos o Diferencias Finitas.

2.1. Enfoque analítico

Kissinger [5] propone la siguiente expresión para describir la cinética de un proceso genérico de desorción térmica:

$$\frac{dX}{dt} = A \left(1 - X \right)^n \exp \left(-\frac{E_d}{RT} \right) \tag{1}$$

donde, en este caso, X es la fracción de hidrógeno en trampas que ha escapado, i.e. $X = (C_{T,0} - C_T)/C_{T,0}$ siendo $C_{T,0}$ la concentración inicial en trampas y C_T en cada instante; n es el orden de la reacción (habitualmente se toma n=1), R la constante de los gases y T la temperatura absoluta en cada instante de la desorción. Debe tenerse en cuenta que E_d corresponde a la energía de activación para la desorción cuyo significado físico se muestra en la figura 1. Debe evitarse la confusión a veces encontrada en bibliografía entre esta energía y la "binding energy" o energía de atrapamiento. Ese parámetro será:

$$E_b = E_d - E_t \tag{2}$$

En el presente trabajo se considera que la energía de captura es igual a la energía de activación para la difusión: $E_t = E_L$. En un proceso de desorción térmica donde se aplique una rampa de temperatura φ , la temperatura incluida en (1) será creciente y seguirá la expresión:

$$T = T_0 + \varphi t \tag{3}$$

En realidad, la temperatura no será uniforme en toda la muestra o probeta y existirá una transferencia de calor que influya en la desorción de tal manera que la temperatura en regiones interiores de la probeta será menor que en capas exteriores. Despreciando este efecto, se sustituye (3) en (1) y se maximiza dX / dt para hallar los picos de desorción. Imponiendo d(dX / dt)/dt = 0 y operando se llega al ajuste empleado por Choo y Lee [6]:

$$\frac{d \ln\left(\varphi/T_{p}^{2}\right)}{d\left(1/T_{p}\right)} = -\frac{E_{d}}{R}$$
(4)

La gran ventaja de este enfoque es que permite la obtención de la energía de activación de cada trampa solamente con la realización de ensayos TDS a varias velocidades de calentamiento.

Sin embargo, Song [7] demostró que el ajuste mediante (4), tiene demasiadas limitaciones ya que no incorpora el efecto del espesor ni de la densidad de trampas. Por ejemplo, para velocidades de calentamiento φ de 50, 100 y 200 K/h, el modelo numérico basado en las

ecuaciones de McNabb y Foster [8], presentado en el siguiente apartado, arroja resultados independientes del espesor mientras que con la fórmula de Kissinger la diferencia es apreciable, como se muestra en la tabla 1:

Tabla 1. Influencia del espesor de la muestra en las E_b (kJ/mol) obtenidas. Extraída de [7].

Espesor (mm)	McNabb y Foster	Kissinger
1	50	50
2	50	57
8	50	45

Para espesores grandes, el ajuste mediante la ecuación (4) tiende a infravalorar las energías de los defectos. Por tanto, se implementa a continuación un modelo físicamente más consistente y general.

2.2. Enfoque numérico

El balance total de masa es la ecuación general que gobierna el fenómeno, y en este caso, la concentración de hidrógeno intersticial C_L es la variable dependiente. Sin embargo, a este balance se le añade un término que cuantifica el efecto del hidrógeno en trampas C_T . De esta forma:

$$\frac{\partial C_L}{\partial t} + \frac{\partial C_T}{\partial t} = \nabla \cdot \left(D_L \nabla C_L \right)$$
(5)

Donde el coeficiente de difusión sigue una ley exponencial tipo Arrhenius, es decir, aumentará según crezca la temperatura durante el ensayo de desorción.

$$D_L = D_{L,0} \, \exp\!\left(-\frac{E_L}{RT}\right) \tag{6}$$

La variación en la concentración de trampas será igual al hidrógeno que es capturado menos el hidrógeno que se libera en cada unidad de tiempo [9]:

$$\frac{\partial C_T}{\partial t} = \frac{\partial C_T}{\partial t} \bigg|_{L \to T} - \left. \frac{\partial C_T}{\partial t} \right|_{T \to L}$$
(7)

Siguiendo el desarrollo mostrado por Krom y Bakker [9] y asumiendo que para los valores habituales de solubilidad del hidrógeno en metales, la ocupación en la red intersticial es siempre baja, i.e. $\theta_L \ll 1$. Además, el número de defectos es mucho menor que el número de sitios ideales, i.e. $N_T \ll N_L$. Con esas dos simplificaciones se obtienen la fórmula:

$$\frac{\partial C_T}{\partial t} = \kappa \theta_L N_T \left(1 - \theta_T \right) - \lambda C_T \tag{8}$$

Cuando la densidad de trampas no varía en el tiempo, la cinética suele referirse a la ocupación en trampas:

$$\frac{\partial \theta_T}{\partial t} = \kappa \theta_L \left(1 - \theta_T \right) - \lambda \theta_T \tag{9}$$

donde $\kappa y \lambda$ son las frecuencias de captura y de escape del hidrógeno respecto al tipo de trampa considerada, respectivamente. Ambas se suponen con una ley de Arrhenius cuyo significado físico se puede ver en la figura 1. Por lo tanto, al aumentar la temperatura durante el ensayo de desorción, dichas frecuencias de atrapamiento y escape también variarán.

$$\kappa = \upsilon \, \exp\!\left(-\frac{E_t}{RT}\right) \tag{10}$$

$$\lambda = \upsilon \, \exp\!\left(-\frac{E_d}{RT}\right) \tag{11}$$

Debe tenerse en cuenta que en las fórmulas originales [8] los parámetros k y p no son consistentes dimensionalmente, por lo tanto, aquí se han sustituido por κ y λ , ambos en s⁻¹.

3. MATERIAL Y PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

3.1. Material

Los aceros de la familia Cromo – Molibdeno son objeto de análisis habitualmente ya que son susceptibles a la fragilización por hidrógeno, especialmente cuando tienen un alto límite elástico. En el presente trabajo se ha empleado el acero 42CrMo4, con un 0.42%C, aleado con 1% de cromo y 0.2% de molibdeno. Además, el acero ha sido templado y revenido a 700°C. Se han realizado análisis de desorción térmica sobre probetas cilíndricas de 30 mm de longitud y 10 mm de diámetro.

3.2. Carga de hidrógeno y análisis de desorción

Las probetas se han cargado en un autoclave con hidrógeno gaseoso a una presión de 19.5 MPa y una temperatura de 450°C durante 21 horas. Posteriormente, el análisis TDS se ha llevado a cabo en un equipo LECO DH603 mediante calentamientos a velocidad constante (4800, 3600, 2400, 1800, 1200, 800 y 400 K/h.)

3.3. Geometría y parámetros del modelo FEM

Se asume que la difusión es radial y por tanto se desprecian los efectos borde debidos a la longitud finita de la probeta. Por tanto, se construye un modelo en 1 dimensión con el mallado que se adjunta en la figura 2. Los tamaños de los elementos van desde 0.05 mm en el centro de la probeta hasta 0.001 mm en la superficie de

salida ya que allí existirán los mayores gradientes de concentración. El programa utilizado ha sido ABAQUS 6.14 y para incluir las ecuaciones desarrolladas en el apartado 3.2. se ha empleado una subrutina de usuario UMATHT aprovechando la analogía entre la difusión y la transferencia de calor [10].



Figura 2. Modelo de elementos finitos para modelizar la difusión radial.

Las condiciones de contorno consideradas son:

$$C_L = 0 \qquad \text{en } x = a$$

$$\mathbf{J}_L = 0 \qquad \text{en } x = 0$$
(12)

Esto implica un flujo nulo en el centro de la probeta debido a la simetría y una disociación instantánea en x = a, i.e. en la superficie exterior de la probeta. La condición inicial es una concentración uniforme igual a la obtenida mediante el analizador de hidrógeno ya que se asume que al final del ensayo todo el hidrógeno ha escapado; en este caso $C_{L,0} = 1.21$ wppm. Respecto a la ocupación en trampas, que es la otra variable dependiente del modelo, se considera que inicialmente se encuentra en equilibrio con el hidrógeno alojado en los intersticios de la red, lo que se traduce en:

$$\theta_{T,0} = \frac{1}{1 + \frac{N_L}{C_{L,0} \exp\left(\frac{E_b}{RT_0}\right)}}$$
(13)

Estas condiciones iniciales son una simplificación ya que realmente no existirá una concentración uniforme inicialmente debido al enfriamiento desde que se realiza la carga en el autoclave a 450°C hasta que comienza el ensayo TDS a temperatura ambiente. Los detalles de la implementación numérica en la UMTATH pueden encontrarse en [10]; sin embargo, a diferencia de ese trabajo, aquí no se asume equilibrio de durante la desorción y por tanto debe integrarse numéricamente la ecuación (9) para hallar θ_T en cada step de cálculo. Para ello, se sigue un esquema explícito propuesto por Kanayama et al. [11], y cada incremento de tiempo Δt correspondiente a la integración del balance de masa total, se divide en *m* sub-incrementos de duración $\Delta \tau$. De esta forma, la ocupación en el incremento n+1 se hallará iterativamente:

$$\theta_T^{n+\frac{1}{m}} = \theta_T^n + \Delta \tau \left[\kappa \theta_L^n \left(1 - \theta_T^n \right) - \lambda \theta_T^n \right]$$
(14)

El procedimiento que se sigue en el presente trabajo es el siguiente: primero se obtienen las energías de activación mediante el ajuste de la fórmula (4). A continuación, se realiza la simulación numérica mediante elementos finitos implementando las energías de activación obtenidas previamente. Las simulaciones se realizan de manera iterativa mediante un script hasta que los picos de desorción concuerdan con los obtenidos experimentalmente.

Parámetros conocidos:

- $T_0 = 293 \text{ K}$
- ϕ (se simulan 2400, 1200 y 800 K/h)
- 2a = 10 mm

Parámetros teóricos:

- $N_L = 5.1 \times 10^{29} \text{ sitios/m}^3 [9]$
- $D_{L_{10}} = 0.15 \text{ mm}^2/\text{s}$ [12]
- $E_L = E_t = 8.49 \text{ kJ/mol} [12]$
- $v = 10^{13} \text{ s}^{-1} [9]$

La difusividad y energía corresponden a las del de hidrógeno en hierro bcc, calculados por Jiang y Carter [12] mediante primeros principios, mientras que $v = 10^{13}$ s⁻¹ es la frecuencia de Debye [9].

4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

4.1. Curvas empíricas

Para todas las velocidades de calentamiento se observan claramente dos picos diferenciados, como puede verse en la figura 3 para velocidades de 2400, 1200 y 800 K/h. La velocidad de desorción será proporcional a la intensidad de la señal detectada por el analizador de hidrógeno, relacionada con la conductividad.



Figura 3. Curvas experimentales para velocidades de 2400, 1200 y 800 K/h.

Por tanto, se toma como primera hipótesis que existen dos tipos de defectos, un defecto de atrape fuerte y uno débil.

4.2. Ajuste mediante (4)

Considerando todos los pares φ , T_p y el ajuste mostrado en la figura 4, se obtienen las energías de escape: $E_{d,1} = 24.8$ kJ/mol y $E_{d,2} = 35.3$ kJ/mol.



Figura 4. Ajuste de las curvas empíricas.

Sin embargo, como se ha mostrado en la tabla 1, para espesores grandes, como es el caso de las probetas aquí analizadas con 2a = 10 mm, el ajuste mediante la ecuación (4) tiende a infravalorar las energías de los defectos.

4.3. Simulación FEM

A partir de los resultados experimentales, se reformula el modelo mostrado en el apartado 3.2. incluyendo dos tipos de trampas. Por tanto, el balance de masa incluirá dos términos:

$$\frac{\partial C_L}{\partial t} + \frac{\partial C_{T,1}}{\partial t} + \frac{\partial C_{T,2}}{\partial t} = \nabla \cdot \left(D_L \nabla C_L \right)$$
(15)

donde se aplicarán para cada tipo de trampa las fórmulas descritas anteriormente, aunque distinguiendo entre $E_{d,1}$ y $E_{d,2}$.y entre $N_{T,1}$ y $N_{T,2}$. Se plantean dos simulaciones:

 $E_{d,1} = 24.8 \text{ kJ/mol}$ *i*) Con las energías y $E_{d,2} = 35.3 \text{ kJ/mol}$, se analizan distintos valores de densidades de trampas comparando los resultados con los experimentales simulados (Figura 5). Considerando como mejor aproximación el perfil envolvente de las curvas experimentales, y analizando densidades cada 1 mol/m³, se obtiene un valor aproximado para las densidades de $N_{T,1} = 6 \times 10^{25}$ $N_{T,2} = 6 \times 10^{27} \text{ trampas/m}^3.$

0.0030 2400 K/h 0.0025 1200 K/h 800 K/h Desorption rate (wppm·s⁻¹) 0.0020 0.0015 0.0010 0.0005 0.0000 400 600 800 1000 1200 1400 T (K)

Figura 5. Curvas simuladas para $E_{d,1} = 24.8 \text{ kJ/mol}$, $E_{d,2} = 35.3 \text{ kJ/mol}$, $N_{T,1} = 6 \times 10^{25} \text{ m}^{-3} \text{ y}$ $N_{T,2} = 6 \times 10^{27} \text{ m}^{-3}$.

En la simulación se demuestra el efecto hallado experimentalmente de la velocidad de calentamiento: los perfiles de desorción se desplazan a temperaturas mayores e intensidades mayores de desorción cuanto mayor es la rampa de temperaturas. Sin embargo, para ninguno de los valores simulados ha sido posible obtener dos picos separados ya que las energías de activación están demasiado próximas. Además, las densidades tan elevadas implican que no se cumple la suposición previa de $N_T \ll N_L$ lo que parece indicar una subestimación de las energías.

ii) Suponemos que el pico primero está causado por un defecto débil como las dislocaciones; la densidad de dislocaciones para hierro puede variar entre $N_{T,1} = 5 \times 10^{19}$ y 5×10^{25} trampas/m³ [9]. Viendo que el primer pico tiene gran intensidad, se escoge aquí la densidad más alta. El segundo pico se asocia a defectos algo más energéticos como los bordes de grano. En ese caso, Song [7] considera $N_{T,2} = 4.94 \times 10^{24}$ trampas/m³.



$$\label{eq:Edgenerative} \begin{split} Figura~6.~Curvas~simuladas~para~~E_{d,1} &= 35~\rm kJ/mol~, \\ E_{d,2} &= 65~\rm kJ/mol~,~N_{T,1} = 5 \times 10^{25}~\rm m^{-3}~y~N_{T,2} = 4.94 \times 10^{24}~\rm m^{-3}~. \end{split}$$

Analizando resultados para cada 5 kJ/mol, las energías que hacen corresponder mejor los picos simulados (figura 6) con los experimentales son $E_{d,1} = 35$ kJ/mol

y $E_{d,2} = 65 \text{ kJ/mol}$.

5. CONCLUSIONES

Se han presentado dos enfoques de análisis del método de desorción térmica. Las ventajas del enfoque analítico es que permite un ajuste sencillo y la obtención de unas energías de activación asociadas a cada pico. Sin embargo, el resultado es altamente dependiente de la geometría. Además, el ajuste analítico tiende a subestimar las energías de activación y deberá usarse solamente para fines comparativos en probetas del mismo tamaño y mismo material.

Para los resultados experimentales aquí analizados, las simulaciones parecen indicar que las dos energías de escape obtenidas mediante el ajuste analítico son demasiado próximas para que realmente existan dos picos tan diferenciados, como también prevén Turnbull et al. [4]. Sin embargo, ante la falta de datos realistas sobre la densidad de trampas (o incluso coeficientes de difusión que puedan alejarse de los teóricos) es difícil predecir un valor para las energías de atrapamiento.

Como conclusión, las ventajas del modelo basado en la cinética de McNabb y Foster, permitiendo incluir el efecto de la densidad de trampas o de las frecuencias de salto, se convierten en un gran inconveniente a la hora de ajustar resultados experimentales debido a la gran cantidad de parámetros que entran en juego. En futuros trabajos, será necesario, por tanto, un diseño de experimentos y un estudio paramétrico más profundo.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer la financiación recibida por la Junta de Castilla y León mediante el proyecto BU053U16.

REFERENCIAS

- Robertson, I. M., Sofronis, P., Nagao, A., Martin, M. L., Wang, S., Gross, D. W., & Nygren, K. E. (2015). Hydrogen embrittlement understood. Metallurgical and Materials Transactions A, 46(6), 2323-2341.
- [2] Turnbull, A. (2015). Perspectives on hydrogen uptake, diffusion and trapping. International Journal of Hydrogen Energy, 40(47), 16961-16970.
- [3] Legrand, E., Oudriss, A., Savall, C., Bouhattate, J., & Feaugas, X. (2015). Towards a better understanding of hydrogen measurements obtained

by thermal desorption spectroscopy using FEM modeling. International Journal of Hydrogen Energy, 40(6), 2871-2881.

- [4] Turnbull, A., Hutchings, R. B., & Ferriss, D. H. (1997). Modelling of thermal desorption of hydrogen from metals. Materials Science and Engineering: A, 238(2), 317-328.
- [5] Kissinger, H. E. (1957). Reaction kinetics in differential thermal analysis. Analytical chemistry, 29(11), 1702-1706.
- [6] Choo, W. Y., & Lee, J. Y. (1982). Thermal analysis of trapped hydrogen in pure iron. Metallurgical Transactions A, 13(1), 135-140.
- [7] Song, E. J. (2015). Hydrogen desorption in steels (Doctoral dissertation, PhD dissertation, Graduate Institute of Ferrous Technology, Pohang University of Science and Technology).
- [8] A. McNabb and P. K. Foster, "A new analysis of the diffusion of hydrogen in iron and ferritic steels," Transactions of the Metallurgical Society of AIME, vol. 227, pp. 618–626, 1963.
- [9] Krom, A. H., & Bakker, A. D. (2000). Hydrogen trapping models in steel. Metallurgical and materials transactions B, 31(6), 1475-1482.
- [10] Díaz, A., Alegre, J. M., & Cuesta, I. I. (2016). Coupled hydrogen diffusion simulation using a heat transfer analogy. International Journal of Mechanical Sciences, 115, 360-369.
- [11] Kanayama, H., Ndong-Mefane, S., Ogino, M., & Miresmaeili, R. (2009). Reconsideration of the Hydrogen Diffusion Model Using the McNabb-Foster Formulation. Memoirs of the Faculty of Engineering, Kyushu University, 69(4), 149-161.
- [12] Jiang, D. E., & Carter, E. A. (2004). Diffusion of interstitial hydrogen into and through bcc Fe from first principles. Physical Review B, 70(6), 064102.

NUEVO CRITERIO DE FALLO EN DEFORMACIONES PARA FATIGA POR COMPRESIÓN DE HORMIGÓN REFORZADO CON FIBRAS

E. Poveda¹*, G. Ruiz¹, H. Cifuentes², R. C. Yu¹, X. X. Zhang¹

 ¹ E.T.S. de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos, Universidad de Castilla-La Mancha Avenida Camilo José Cela s/n, 13071, Ciudad Real
 ² E.T.S. de Ingenieros, Universidad de Sevilla. Camino de los Descubrimientos s/n, 41092, Sevilla *Correo-e: Elisa.Poveda@uclm.es

RESUMEN

Este trabajo propone un nuevo criterio de fallo basado en deformación para fatiga en hormigón reforzado con fibras de acero. Se basa en la conocida relación entre el logaritmo de la velocidad de deformación secundaria por ciclo en fatiga en compresión, y la vida expresada como el logaritmo del número de ciclos hasta el fallo de una probeta. Una integración básica de esta relación permite calcular la deformación crítica que produce la rotura como suma de la máxima deformación en el primer ciclo debida al esfuerzo de compresión máximo, más el incremento de deformación debido al resto de los ciclos hasta rotura. Así, el fallo se produce cuando la deformación alcanza un nivel crítico durante la carga de fatiga. Por el contrario, el material sigue resistiendo mientras que su deformación acumulada sea inferior a la crítica. Este criterio se valida con una serie de ensayos de fatiga de bajo número de ciclos en cinco tipos de hormigones con diferentes cuantías de fibra que comparten la misma matriz de hormigón. Los resultados experimentales muestran que las fibras retrasan el proceso de deformación y deterioro que provoca el fallo. También prueban que existe un contenido de fibra óptimo que maximiza la vida a fatiga.

ABSTRACT

This work proposes a new strain-based fatigue failure criterion for steel-fiber reinforced concrete. It is based on the well-known relation between the secondary strain rate per cycle in compressive fatigue, and the life expressed as the number of cycles at failure. A basic integration of this equation allows for proposing a strain-based failure criterion as the sum of the initial instantaneous strain in the specimen due to the maximum compressive stress, plus the increment of strain due to the cyclic loading and companion creep. Then, a specimen fails when the strain reaches a certain value during the cyclic loading. Contrariwise, it keeps resisting while its accumulated strain is smaller than the critical one. This criterion is validated against a series of low-cycle fatigue tests by the authors on five steel fiber reinforced concretes with various fiber ratios but sharing the same base concrete. The experimental results show that fibers delay the deformation and deterioration process that eventually provoke the failure of the specimen. Our results also prove that it happens to exist an optimum in fiber content that results in the longest fatigue life.

PALABRAS CLAVE: Velocidad de deformación secundaria, hormigón reforzado con fibras, fatiga, compresión.

1. INTRODUCCIÓN

El hormigón reforzado con fibras (HRF) es un material compuesto en el que las fibras se orientan y distribuyen aleatoriamente en la matriz de hormigón. Sus beneficios en tracción están suficientemente probados, debido a que las fibras controlan el crecimiento y propagación de las fisuras por efecto cosido, siendo el volumen de fibra un factor determinante en el comportamiento del HRF. Sin embargo, en compresión no existe consenso en la bibliografía experimental sobre el beneficio de la fibra, especialmente en fatiga. Además la bibliografía existente es escasa y abarca una limitada variedad de composiciones [1,2] o un número muy reducido de ensayos [3,4]. Es importante destacar que la fatiga en hormigón presenta una alta dispersión de resultados [1,5–7], y que además las fibras aumentan la dispersión del número de ciclos que la probeta es capaz de resistir [2,6]. Por ello, para obtener una distribución estadística de los ciclos resistidos es necesario recurrir a un número considerable de ensayos [8].

Uno de los parámetros más importantes para identificar el daño en fatiga es la curva de fluencia en fatiga, que representa la evolución de la deformación máxima frente al número de ciclos hasta el fallo. En ella se pueden identificar tres partes, de las cuales la parte intermedia, o rama secundaria, se caracteriza por un aumento lineal de la deformación con respecto al número de ciclos. Su pendiente es la llamada velocidad de deformación secundaria por ciclo [5, 6, 9], $\partial \varepsilon / \partial n$. Ésta permite predecir la vida a fatiga, ya que existe una notoria relación entre el logaritmo de la velocidad de deformación secundaria y el logaritmo del número de ciclos hasta el fallo [2, 5, 9]. Que nosotros sepamos, esta relación no se ha usado para desarrollar criterios de fallo basados en deformación, siendo más usados los criterios de fallo basados en tensiones y en los diagramas S - N o curvas de Whöler, que representan los niveles de tensión, S, frente al logaritmo del número de ciclos hasta el fallo, N.

El artículo está estructurado de la siguiente manera: en la Sección 2 se presenta el criterio de fallo para HRF. La Sección 3 presenta la validación del modelo. En primer lugar, se explican las características de los hormigones utilizados y, posteriormente, la aplicación del modelo. Finalmente, en la Sección 4 resumimos la investigación y extraemos las conclusiones más relevantes.

2. CRITERIO DE FALLO

En esta sección, se presenta un nuevo criterio de fallo en fatiga basado en deformación para HRF. A partir de la relación conocida entre la velocidad de deformación secundaria por ciclo en fatiga por compresión, $\partial \varepsilon / \partial n$, y la vida, expresada como la cantidad de ciclos resistidos, N, por una probeta [9], es decir:

$$\log \frac{\partial \varepsilon}{\partial n} = m + s \log N \tag{1}$$

siendo m y s constantes. Además, recientemente se ha demostrado la independencia de esta relación con el contenido de fibras, siendo por tanto una característica del hormigón base o de su matriz [6]. A partir de la Ec. 1, obtenemos:

$$\frac{\partial \varepsilon}{\partial n} = 10^m N^s \tag{2}$$

multiplicando Ec. 2 por el número de ciclos hasta el fallo, la relación entre el log $\partial \varepsilon / \partial n$ y el log N queda:

$$\varepsilon_2 = \frac{\partial \varepsilon}{\partial n} N = 10^m N^{s+1} \tag{3}$$

en la que ε_2 es la deformación secundaria en fatiga y puede interpretarse como el incremento de deformación como consecuencia de la carga cíclica y el fenómeno de fluencia asociado que provoca el fallo. Este valor se define como el incremento de deformación que la probeta puede alcanzar extendiendo la rama secundaria de la curva ε -n a las tres fases que presenta. Tomando logaritmos decimales en la Ec. 3:

$$\log \varepsilon_2 = m + (s+1) \log N \tag{4}$$

A partir de esta ecuación y de un término correspondiente a la deformación máxima en el primer ciclo, se puede formular un criterio de fallo basado en deformaciones. Así la deformación crítica en fatiga es igual a una deformación inicial instantánea, ε_1 , debida al nivel de tensión máxima, más el incremento de deformación que se produce hasta la rotura y que puede ser estimado con la Ec. 3. Luego la ecuación quedaría:

$$\varepsilon_c = \varepsilon_1 + \varepsilon_2 = \varepsilon_1 + 10^m N^{s+1} \tag{5}$$

donde ε_c es la deformación crítica de fallo en fatiga y simula que el fallo del material se produce cuando la deformación alcanza ese valor de ε_c durante la carga en fatiga. Por el contrario, el material continúa resistiendo si la deformación acumulada es menor que la crítica, $\varepsilon \leq \varepsilon_c$.

3. VALIDACIÓN DEL MODELO

Para el estudio de la influencia del contenido de fibra en el comportamiento a fatiga [6], se han diseñado y fabricado cinco tipos de hormigones autocompactantes manteniendo la misma matriz de hormigón en todos ellos y variando el contenido de fibra. La Tabla 1 describe la dosificación de la matriz de hormigón. La fibra empleada es de acero HE 55/35 de ArcelorMittal, de longitud 35 mm y esbeltez de 64, con extremos conformados en gancho. Las cuantías de fibra varían desde 0 a 45 kg/m³, en incrementos de 15 kg/m³, identificándolos con la letra H seguido de la cuantía de fibra en kg/m³. La Tabla 2 refleja las propiedades mecánicas de los hormigones utilizados: resistencia a compresión, f_c , módulo elástico, E, coeficiente de Poisson, ν , y densidad, ρ . Obsérvese que el valor del módulo elástico es un poco bajo debido a la alta presencia de árido calizo en la matriz (36 % en volumen), pero se encuentra dentro del rango típico de hormigones normales (14-42 GPa).

Los ensayos para obtener la resistencia a compresión y los de fatiga se llevaron a cabo sobre probetas cúbicas de 100 mm de lado. Las probetas se sometieron a ensayos de fatiga en compresión con ciclos de carga de amplitud constante a una frecuencia de f = 1/25 Hz y un escalón tensional para una previsión de fallo de 1000 ciclos basándonos en las previsiones del Código Modelo [10], con una tensión máxima σ_{max} =0.87 f_c y una relación de tensiones, R, de 0.27. Se realizaron 12 ensayos de fatiga por amasada más 6 ensayos para determinar la resistencia a compresión de referencia.

Tabla 1: Dosificación de la matriz de hormigón.

Componentes	Contenido
	(kg/m^3)
CEM II/B-L 32.5 N	360
Gravilla 0/6	530
Arena silícea 0/2	200
Arena caliza 0/2	975
MasterGlenium SKY 886	6.4
Agua	222

Tabla 2: Propiedades mecánicas de los hormigones utilizados [6].

	H00	H15	H30	H45	H60
f_c (MPa)	33.4 (0.8)	35.1 (0.8)	32.6 (1.1)	30.7 (0.9)	30.1 (1.6)
E (GPa)	18.5 (1.2)	19.4 (0.6)	18.5 (0.5)	18.3 (0.2)	19.0 (0.5)
u	0.17 (0.01)	0.17 (0.00)	0.18 (0.01)	0.16 (0.01)	0.18 (0.01)
ho (kg/m ³)	2310 (30)	2310 (10)	2280 (20)	2300 (20)	2280 (10)

3.1. Resultados y Discusión

La Tabla 3 muestra el logaritmo del número de ciclos que han resistido las probetas en los ensayos de fatiga para cada tipo de hormigón, el valor medio y su desviación estándar entre paréntesis. Como puede apreciarse, el hormigón reforzado con fibras tiene un mayor $\log N$, luego el comportamiento a fatiga es mejor que en el hormigón en masa, aunque presenta una mayor dispersión en los resultados. Obsérvese que la vida más larga no se obtiene con la mayor cuantía de fibras, sino con un contenido de fibras intermedio (45 kg/m³), que puede considerarse óptimo para la combinación entre este hormigón base y este tipo de fibra.

Tabla 3: Valor medio del logaritmo del número de ciclos resistidos en fatiga por amasada (desviación entre paréntesis).

H00	H15	H30	H45	H60
2.21(0.29)	2.27(0.20)	2.75(0.41)	2.90(0.58)	2.55(0.50)

La Fig. 1a representa una de las curvas de fluencia en fatiga obtenida en los ensayos, es decir, la evolución de la deformación máxima de cada ciclo, ε , respecto

al número de ciclos (expresado como n/N, donde nes el ciclo actual y N es el número total de ciclos resistidos). En este tipo de curvas, se aprecian tres fases bien diferenciadas. La primera fase consiste en un rápido incremento de la deformación. Posteriormente comienza la segunda fase, que refleja un aumento lineal de la deformación frente al número de ciclos, hasta que finalmente se produce un abrupto incremento de la deformación y se produce la rotura (tercera fase). Además esta figura representa gráficamente el valor de ε_2 . Obsérvese que este valor queda del lado de la seguridad, ya que la deformación en la tercera fase y por tanto a la que se produce la rotura, es superior al valor de ε_2 .

A partir de las curvas de fluencia en fatiga en el tramo secundario, obtenemos la velocidad de deformación secundaria por ciclo. La Fig. 1b representa el logaritmo de la velocidad de deformación secundaria por ciclo respecto al logaritmo del número de ciclos resistidos. Como puede observarse, todos los puntos se ajustan perfectamente a una misma recta que responde a la Ec. 1 con un coeficiente de regresión r=0.97. Obsérvese que esta relación es independiente de la cuantía de fibra y que sólo depende de la matriz [6].



Figura 1: a) Curva de fluencia en fatiga y b) ajuste de regresión de los ensayos experimentales del logaritmo de la velocidad de deformación secundaria por ciclo respecto al logaritmo del número de ciclos.

Extrapolando el criterio de fallo a N=1, obtenemos que 10^m coincide aproximadamente con el incremento de deformación que causaría el fallo de la probeta durante el primer ciclo. Esta observación se puede verificar con nuestros resultados experimentales. La Tabla 4 muestra la deformación máxima promedio durante el primer ciclo de los ensayos ε_1 para cada tipo de hormigón y compara la suma $\varepsilon_1 + 10^m$ con la deformación experimental media correspondiente a la resistencia de referencia, es decir, ε_c correspondiente a f_c , que sería la misma que la deformación crítica ε_c en un ensayo de fatiga de sólo un ciclo. Como podemos ver los valores están muy cercanos, luego el criterio de fallo se valida también para el caso asintótico de fatiga a un sólo ciclo.

Tabla 4: Comparación valores experimentales y dados por el modelo para N=1.

	ε ₁ [%]	$\varepsilon_1 + 10^m [\%]$	$\varepsilon_{c} [\%]$
H00	0.38	0.71	0.70
H15	0.37	0.70	0.64
H30	0.33	0.66	0.62
H45	0.35	0.68	0.66
H60	0.39	0.72	0.77

La Fig. 2a muestra el ajuste realizado para ε_2 con los coeficientes m y s del ajuste original (ver Ec. 3)

mientras que la Fig. 2b muestra el criterio de fallo por fatiga basado en deformación para este hormigón según la Ec. 5.

4. CONCLUSIONES

Este artículo propone un nuevo criterio de fallo en deformaciones para la fatiga de HRF en compresión. Para validarlo, hemos analizado las curvas $\varepsilon - N$ de una serie de HRFs realizada con el mismo hormigón base y cinco cuantías de fibras distintas. A partir de esta relación, hemos propuesto un criterio de fallo que expresa la deformación de fatiga como suma de dos términos: la deformación instantánea debida a la tensión máxima en el primer ciclo, ε_1 , más el incremento de deformación debido a la carga cíclica y su fluencia asociada, que se puede estimar como $\varepsilon_2 = 10^m N^{s+1}$. El fallo en fatiga no se produce hasta que la deformación en el ensayo coincide con la deformación crítica, $\varepsilon = \varepsilon_c = \varepsilon_1 + \varepsilon_2$. Este criterio evidencia que el fallo se debe a que la deformación ha llegado a un valor crítico que la matriz ya no puede soportar (que implica deformación mecánica y fluencia). Por otro lado, las fibras tienen un efecto beneficioso, ya que mejoran el comportamiento a fatiga.



Figura 2: a) Ajuste de ε_2 para los valores experimentales y b) criterio de fallo.

REFERENCIAS

- A. Medeiros, X.X. Zhang, G. Ruiz, R.C. Yu, and M.S.L. Velasco. Effect of the loading frequency on the compressive fatigue behavior of plain and fiber reinforced concrete. *International Journal of Fatigue*, 70:342–350, 2015.
- [2] P. B. Cachim, J.A. Figueiras, and P.A.A. Pereira. Fatigue behavior of fiber-reinforced concrete in compression. *Cement and Concrete Composites*, 24(2):211–217, 2002.
- [3] M. Grzybowski and C. Meyer. Damage accumulation in concrete with and without fiber reinforcement. *American Concrete Institute Journal*, 90(6):594–604, 1993.
- [4] T. Paskova and Meyer C. Low-cycle fatigue of plain and fiber reinforced concrete. *American Concrete Institute Journal*, pages 273– 285, 1997.
- [5] CEB. Fatigue of concrete structures, State of the Art Report. Technical report, *Bulletin d In-*

formation No. 188, Comité Euro-International du Béton, Case Postale, Lausanne, 1988.

- [6] E. Poveda, G. Ruiz, H. Cifuentes, R. C Yu, and X.X Zhang. Influence of the fiber content on the compressive low-cycle fatigue behavior of self-compacting sfrc. *International Journal of Fatigue*, 101:9–17, 2017.
- [7] M. Tarifa, X. X. Zhang, G. Ruiz, and E. Poveda. Full-scale fatigue tests of precast reinforced concrete slabs for railway tracks. *Engineering Structures*, 100:610–615, 2015.
- [8] E. Castillo and A. Fernández-Cantelli. *A unified statistical methodology for modeling fatigue damage*. Springer Science, 2009.
- [9] P.R. Sparks and J.B. Menzies. The effect of rate of loading upon the static and fatigue strengths of plain concrete in compression. *ACI*, 25:83:73–80, 1973.
- [10] *Model Code 2010, Final Draft. fib* Bulletin N.65 and 66, EPFL Laussanne, 2012.

INTERPRETACIÓN PROBABILÍSTICA DE LAS REGLAS DE DAÑO (LINEALES Y NO LINEALES)

S. Blasón¹, J. A. Correia², M. Muñiz Calvente¹, A. de Jesus², G. Lesiuk³, A. Fernández Canteli¹

¹ Dpto. de Construcción e Ingeniería de Fabricación, EPI Gijón, Univ. de Oviedo, 33203 Gijón
 ² Institute of Science and Innovation in Mechanical and Industrial Engineering, University of Porto
 ³ Faculty of Mechanical Engineering, Wrocław University of Technology and Science, Poland
 * Persona de contacto: blasonsergio@uniovi.es

RESUMEN

A pesar de las reconocidas limitaciones de la regla de Miner como medida de daño acumulado en el proceso de fatiga, sigue siendo habitualmente empleada en el dimensionamiento de componentes. Una adecuada interpretación de daño, así como de la conveniencia de recurrir a descripciones lineales, o no, de parámetros similares, permiten eludir algunos de los inconvenientes detectados en su definición como medida de daño; especialmente cuando se analiza desde una perspectiva probabilística. En este artículo se pretende demostrar a) que la regla de Miner, o cualquier otra regla fenomenológica, solo podrá ser útil en el caso de espectros de cargas que impliquen un número suficientemente variado y diferenciado de niveles de carga, aplicados en una secuencia aleatoria, para poder ser asimilados a un estado real de solicitación, lo que contrasta con disquisiciones académicas, de nulo interés, que caracterizan el comportamiento frente a historias de carga *bipolares* del tipo de bloques *bajo-alto* y *alto-bajo*; y b) que una predicción probabilística de vida es posible basada en la equivalencia de resultados de la regla de Miner respecto a cualquier otras reglas de daño no lineal, siempre que el parámetro de referencia sea adecuadamente elegido y que los valores del índice de daño sean correctamente interpretados.

PALABRAS CLAVE: Regla de Miner, daño no lineal, historia de carga estocástica, interpretación estadística

ABSTRACT

Despite the limitations already acknowledged by the Miner rule, as a cumulative damage measure applied to the fatigue process, it continues being systematically applied to the practical component design. The suitable damage interpretation and the convenience of resorting to similar reference parameters, lineal or non-linear, allows to avoid some of the shortcomings implied in its definition as a damage measure, in particular when the problem is analysed form a probabilistic perspective. In this work, it is intended to prove that: The Miner rule or any other phenomenological damage rule, will be only useful for fatigue failure prediction when load spectra are handled implying high number of distinct load levels applied in a random sequence in order to be identified with a real loading history. This contradicts academic disquisitions, of no practical interest, that try to characterize the behaviour of bipolar charge histories as those represented by *low-high* and *high-low* blocks; and b) that a probabilistic life prediction is possible, based on the equivalence of results of the Miner rule with respect to any other rules of nonlinear damage, provided that the reference parameter is properly chosen and the values of the damage index correctly interpreted

KEYWORDS: Miner rule, non-linear damage, stochastic load history, statistically interpretation

INTRODUCCIÓN

Resulta palmario que cualquier pieza o componente es susceptible de sufrir una pérdida de resistencia durante su vida en servicio. Dicho deterioro puede sustentarse en diferentes motivos según el caso. Uno de los procesos de menoscabo de la resistencia de componentes es aquel producido por la sucesión de cargas variables en el tiempo, es decir, por fatiga. La certeza de que en determinadas aplicaciones los efectos de la fatiga mecánica pueden acabar causando la rotura o, si esta no se contempla, al menos una merma previamente definida en su funcionalidad que haga necesaria la sustitución del componente susceptible de sufrir daño, obliga a plantearse la predicción de fallo en la fase de diseño o la identificación del nivel de degradación acumulado tras un determinado lapso temporal que permita prever la oportuna reposición o reparación del componente.

Dicho tipo de vaticinio exige, ineludiblemente, una cuantificación en la inferencia del daño que haya podido sufrir la pieza, o una región de la misma. Sin embargo, la identificación de un parámetro que pueda asociarse unívocamente con un grado de daño no resulta trivial. Ello por la dificultad de definir, en primer lugar, qué es el daño y, en segundo lugar, resuelto lo anterior, cómo se puede cuantificar y monitorizar aquél, una vez reconocido y parametrizado.

En lo referente al daño propiciado por cargas variables en el tiempo, se podría plantear su identificación con diferentes propuestas alternativas, como la longitud de grieta respecto a un valor crítico prefijado (caso de tolerancia al daño), el porcentaje de la sección o de la resistencia remanente, la relación de pérdida de rigidez, la deformación acumulada, etc., que se traduciría en un número de ciclos máximo transcurridos respecto al límite predicho inicialmente para producirse el fallo por fatiga a un nivel dado.

La regla de Miner [1] es el parámetro más extendido a la hora de pretender cuantificar el nivel de daño. El número de Miner, M, se calcula como la relación entre el número de ciclos sucedidos a un rango tensional dado y el número de ciclos presumible hasta el fallo a ese mismo nivel, definido habitualmente para una probabilidad de fallo del 50% (campo S-N). Cuando el componente está sometido a una serie de bloques de ciclos a distinto nivel, el daño acumulado de acuerdo a dicha ley se corresponde con la suma de los incrementos de daño que produciría cada bloque aisladamente. Esta teoría se clasifica habitualmente como lineal, dado que el daño se supone acumulado según una progresión de pendiente constante (y positiva) con el número de ciclos, lo que se traduce en que el estado de daño durante la fatiga es proporcional al número relativo de ciclos aplicado. De esta manera, la rotura del componente tendría lugar cuando dicha suma alcanza la unidad.

La limitación más relevante que puede poner en duda la aplicabilidad de la regla de Miner es la inherente falta de consideración del efecto de la secuencia en la aplicación de las cargas sobre la acumulación de daño; dicha crítica se sustenta, fundamentalmente, en los estudios realizados aplicando espectros de carga de forma biescalonada comúnmente identificadas como bloques *alto-bajo* o *bajo-alto*, que se refieren a la concatenación de 2 bloques de carga de distinto nivel [2]. De tales investigaciones se deduce que el número de Miner infravalora la vida en fatiga en el caso de bloques de amplitud de tensiones creciente y, por el contrario, sobrestima aquélla cuando el orden es decreciente.

Con el fin de superar la limitación resultante de la pretendida linealidad en la evolución del daño según la regla de Miner, comprobada como falsa en esos casos que podríamos definir como *bipolares*, se han propuesto numerosas leyes alternativas en los últimos 60 años [3]. Un buen número de ellas están basadas en modificaciones, consideramos que gratuitas, de la propia ley de Miner. Tal es el caso de la propuesta de Marco y

Starkey [4], cuya relación de daño no lineal viene dada por la expresión (1). En esta ley, el coeficiente α es función de la tensión aplicada y ha de determinarse experimentalmente; su valor es diferente según la secuencia desarrollada, de acuerdo con el modelo de bloques *alto-bajo* o *bajo-alto*.

$$D = \left(\frac{n}{N}\right)^{\alpha} \tag{1}$$

El problema radica en que una proporción alta de las propuestas de evaluación de daño siguiendo leyes no lineales se circunscriben a una particularización del espectro de cargas que actúa sobre el componente, que se reduce, básicamente, a los dos escalones mencionados con diferente amplitud de carga. De este modo, este tipo de carga difiere sobremanera de los espectros de carga variable a los que está expuesta la mayor parte de componentes en un entorno real, ajeno a las condiciones de laboratorio. Si bien la casuística bipolar alto-bajo o bajo-alto, ciertamente, podría representar dos estados límite, la realidad más verosímil estaría representada por una notable aleatoriedad tanto en la intensidad como en la secuencia de aplicación de las cargas, que promediaría los efectos que caracterizan a ambos casos extremos, conduciendo a una tendencia lineal en la acumulación de daño, especialmente cuando el número de sucesos alternados fuera suficientemente alto.

A tenor de la justificación, aparentemente voluble, de buena parte de los parámetros propuestos hasta la fecha, en este trabajo se pretende ilustrar la problemática asociada al análisis de daño acumulado basado en una modelización determinista puesto que, desde un punto de vista físico, ya resulta incierto (probablemente inviable) identificar un estado del material con un valor numérico, máxime cuando el fenómeno se desarrolla en un ámbito de incertidumbre, debido a la inherente dispersión asociada al proceso de fatiga, por lo que aquí se propone caracterizar las propuestas de daño bajo una perspectiva probabilística, con independencia del tipo de ley que se estime conveniente aplicar al caso de estudio analizado.

En consecuencia, el concepto de daño propugnado en este trabajo se basa en la definición probabilística del campo *S-N* propuesta en el modelo de Weibull de Castillo-Canteli [5] lo que sugiere, en resumen, la asociación del valor de daño a una probabilidad de fallo, independientemente de la presunta linealidad, o ausencia de ella, de daño implicada en la definición del parámetro de daño elegido para medir su grado o nivel. La validez del procedimiento queda supeditada a unas condiciones de solicitación que aseguren suficiente aleatoriedad tanto en la intensidad como en la secuencia de aplicación de las cargas.

MÉTODO PROPUESTO

La puesta en práctica del procedimiento que se propone, parte de la definición probabilística del campo S-N del material o componente sometido a estudio, en función del rango de tensiones o, en su caso, del parámetro generalizado (GP) que represente adecuadamente la respuesta a fatiga en función del número de ciclos. Dicha descripción comprende la evaluación completa de los resultados experimentales derivados de los ensayos de fatiga, como curvas percentiles en el campo S-N, para lo cual es preciso la adecuada programación y ejecución de ensayos a diferentes niveles de carga, y el correspondiente programa de evaluación [6].

El modelo probabilístico empleado [5] surge de la resolución de una ecuación funcional al imponer la condición de compatibilidad entre las funciones de distribución $F(\Delta\sigma;N)$ y $F(N;\Delta\sigma)$ dando lugar a la definición del campo S-N. En éste el rango de tensión y número de ciclos se relacionan conforme a la variable normalizada, V, de valor $\left(\log \frac{N}{N_0}\right) \cdot \left(\log \frac{\Delta \sigma}{\sigma_0}\right)$; donde σ_0 representa el límite de endurancia y N_0 puede significarse con el número mínimo de ciclos precisos para producir una mínima probabilidad de fallo. De esta manera, toda la información contenida en el campo S-N se sintetiza mediante su normalización como función de distribución (fdd) de la variable V. La potencialidad del modelo se manifiesta en la plausible consideración del efecto escala y, también, en su factible y comprobada generalización a otros fenómenos de predicción de daño.

La evaluación del campo *S-N* junto con el conocimiento del espectro de carga, como estimación representativa de la historia de carga real, permite el cómputo acumulado de la variable normaliza *V* en cada ciclo de la historia de solicitaciones. Con ello resulta posible trazar su evolución durante el progreso de cargas a distinto nivel. La relación unívoca entre *V* y la probabilidad de fallo (P_f) establecida en el modelo probabilístico propicia, por tanto, el seguimiento de los valores de *V* y P_f a medida que avanza la aplicación de la historia de cargas considerada.

Un procedimiento paralelo aplicado a la variable de daño designada como referencia permitiría, entonces, la directa relación entre variable normalizada (V) - probabilidad de fallo (P_f) y parámetro de referencia de daño (p. ej. M).

De acuerdo con lo anterior, la implementación de la metodología propuesta requiere cinco pasos:

1. Elección del parámetro adecuado que permita la pretendida caracterización del comportamiento a fatiga del material o el componente sometido a análisis. Esto suscita diferentes alternativas que dependerán del tipo de material y el estado de solicitación; dando lugar a la definición del campo *GP-N* (parámetro generalizado, frente a número de ciclos), donde el parámetro puede ser

un rango ya sea de tensiones o deformaciones, un parámetro de energético u otros.

2. Normalización del campo *GP-N* a través de la variable *V*.

3. Establecimiento de la correspondencia entre la variable normalizada y probabilidad de fallo

Los tres primeros pasos pueden ser facilitados mediante el empleo del programa ProFatigue [6], que implementa la metodología de evaluación del campo *S-N* según el modelo probabilístico [5].

4. Evaluación del daño a través de la variable normalizada V a partir de la historia real de cargas o equivalentemente del espectro de carga de referencia. El modelo probabilístico S-N permite asociar los valores acumulados de dicha variable con la probabilidad de fallo durante el desarrollo de las cargas, representada por la correspondiente curva percentil.

5. Asociación de la probabilidad de fallo con la variable seleccionada para la medición de daño que resulta inmediata, sin más que asociar su evolución durante el desarrollo del espectro de carga de referencia con el de la variable normalizada del modelo.

EJEMPLO PRÁCTICO

En esta sección se detalla el procedimiento propuesto en el apartado anterior, empleando como fuente de información el extenso trabajo experimental de Holmen [7] sobre probetas de hormigón en masa que revela un concienzudo estudio de la respuesta del hormigón ante historias de carga tanto de amplitud constante (CA) como variable (VA). Inicialmente, determinó la resistencia media a compresión del material empleando cubos de 10 cm de lado. Posteriormente, completó investigación bajo historias de carga aplicadas a probetas cilíndricas de 10 cm de diámetro y 28 cm de altura.

En dicho trabajo, la variable de estudio adoptada para el análisis de la respuesta del material a fatiga ante cargas de amplitud constante fue la tensión normalizada respecto a su resistencia. Para la definición del campo *S*-*N* se desarrollaron un total de 105 ensayos ejecutados a 5 niveles distintos de carga. La figura 1 muestra el campo *S*-*N* resultante evaluado con el software ProFatigue a partir de los resultados documentados en [7]; en ella se representan los datos experimentales de ciclos a rotura a cada nivel de estudio, y las curvas correspondientes al 0, 5, 50 y 95% de probabilidad de fallo.

Toda la información contenida en el campo S-N se resume en una única fdd, mediante la normalización propuesta en el modelo probabilístico, sintetizada en la expresión 2. De este modo, cada valor de la variable normalizada V, que combina información tanto del

número de ciclos como del nivel de solicitación, se asocia con una probabilidad de fallo; relación que, en el ejemplo que se aborda, viene dada por la función de distribución triparamétrica de Weibull (siendo Gumbel igualmente aplicable); en la que λ , δ y β son, respectivamente, los parámetros de localización, escala y forma del ajuste. De esta forma y de acuerdo a la metodología propuesta, V se podría identificar como parámetro de daño. La tabla 1 y figura 2 recogen los resultados del ajuste y la *fdd* resultante.



Figura 1. Evaluación del campo S-N de los resultados bajo CA [7] usando ProFatigue [6].

$$P_{f} = 1 - \exp\left[-\left(\frac{\log(N/N_{0}) \cdot \log(\Delta\sigma/\sigma_{0}) - \lambda}{\delta}\right)^{\beta}\right]$$
(2)

Tabla 1: Parámetros de ajuste del campo S-N evaluado con ProFatigue



Figura 2. Normalización del campo S-N de los resultados de Holmen (ProFatigue).

Los ensayos bajo carga variable fueron realizados siguiendo una terna de secuencias pseudo-aleatorias, en aras de lograr una historia de solicitación lo más realista posible, consistentes en un número alto (superior al millón) de picos de carga, cuya distribución corresponde a una función de Rayleigh. La secuencia se repetía tantas veces como fuera necesario hasta la rotura de la probeta. Aunque en [7] se documentan 3 modelos distintos (a, b, c) de solicitación según *VA*, este trabajo se centra en el tercero, donde el nivel mínimo de tensión permanece constante en todos los ciclos de carga (ver histograma de cargas en la Fig. 3). Se ensayaron un total de 57 probetas de acuerdo con dicha secuencia.



Figura 3. Histograma de secuencia VA correspondiente al modelo 'c' extraída de [7].

La secuencia de picos en la historia de carga estudiada sucede de forma aleatoria siguiendo un orden desconocido. Por ello, dado el histograma de la historia de cargas, se busca minimizar la influencia de la secuencia en la evaluación, de manera análoga al planteamiento en [8], aplicando un bloque elemental que resulta de dividir el histograma inicial por un factor arbitrario pero suficientemente alto, en este caso, 750. De este modo, se consigue un crecimiento de daño más uniforme, evitando en el análisis de daño la concentración de niveles altos, o bajos, al principio, o final, de la vida del componente. Con esta premisa, el número de ciclos al mayor nivel de carga en el bloque elemental será el del histograma completo dividido por 750. Conocido el número total de ciclos hasta la rotura de cada probeta, se deduce inmediatamente la cantidad de bloques elementales que habría que aplicar para alcanzar el mismo número de ciclos final. La tabla 2 muestra, a modo de ejemplo, la conversión entre el número de ciclos hasta fallo (resultado experimental) y el número de bloques elementales que han de concatenarse para alcanzar una cifra equivalente en el caso de 4 de las probetas ensayadas en condiciones de VA (manteniendo la designación original presentada en el trabajo de Holmen).

Siguiendo la metodología propuesta, es posible computar, en cada progreso de nivel de carga del bloque elemental y conocido el campo S-N, a) el valor de la variable normalizada V, b) la probabilidad de fallo asociada al mismo, y c) el número de Miner, o cualquier otro índice de daño acumulado que se considere.

Tabla 2: Ejemplo de conversión entre número de ciclos hasta rotura y número de repeticiones precisas del bloque elemental

Probeta	Ciclos a fallo	Bloques elementales hasta rotura
aJ1	294670	200
aJ2	291911	199
aJ3	687112	467
aJ4	76328	52

La tabla 3 ilustra la acumulación en la variable normalizada y del número de Miner correspondiente al primer y último bloque elemental que se precisa hasta alcanzar el número de ciclos a rotura en la probeta AJ4 (ver tabla 2); en ella se registran únicamente los valores de nivel de carga por encima del límite de endurancia (σ_0 =0.55, en tanto por uno, según tabla 1).

Tabla 3: Acumulación de parámetros de daño en cada paso de cálculo (i) en probeta aJ4 [7]

	Ciclos					
$\Delta \sigma$	Bloque	Bloq	i	V	Miner	
	Elem.					
0,775	25		1	1,11086	0,00640	
0,732	14		2	1,18602	0,00710	
0,690	22	10	3	1,21186	0,00719	
0,647	30	1	4	1,21488	0,00719	
0,604	44		5	1,21489	0,00719	
0,562	55		6	1,21489	0,00719	
•••	•••		•••		•••	
0,775	25		307	2,51921	0,37316	
0,732	14		308	2,51984	0,37387	
0,690	22	5.70	309	2,51993	0,37395	
0,647	30	32	310	2,51993	0,37395	
0,604	44		311	2,51993	0,37395	
0,562	55		312	2,51993	0,37395	

La figura 4 representa la evolución de los valores acumulados M y V durante la sucesión de los 52 bloque elementales requeridos para alcanzar la rotura en el caso de la probeta identificada como aJ4 (ver tabla 2).

Evaluando de igual forma cada resultado particular de la campaña experimental referida en este ejemplo práctico, en el momento de la rotura de cada probeta se registra un valor concreto de *V*, P_f y *M*. De la representación de los valores de Miner obtenidos en el instante de fallo de cada probeta ensayada en función de la probabilidad de fallo asociados a ellos se deduce la gráfica de la figura 5 que representa, por tanto, la relación entre el parámetro de daño elegido (*M*) y la probabilidad de fallo asociada a él. Nótese que el valor M=1 corresponde a una P_f=0,50, tal como resulta de la adopción del percentil 0,50 en el campo *S-N* para el cálculo de *M* en cada caso.



Figura 4. Evaluación probeta aJ4 [7]: a) Extracto de la sucesión de bloques elemental; acumulación de valores de b) número de Miner y c) variable normalizada.



número de Miner

DISCUSIÓN

Solo una aproximación probabilística al problema de daño acumulado y predicción de fallo en fatiga bajo carga variable permite descubrir la dualidad del problema (definición de la función de daño y cálculo probabilístico), proceder a su análisis y ofrecer una solución basada en criterios de probabilidad consistentes. El aspecto fundamental es, por lo tanto, separar el concepto de progresión de daño, definido mediante un modelo, en principio, empírico, del de análisis probabilístico para la previsión de vida en fatiga bajo carga variable, definida a partir del campo *S-N* probabilístico.

Los modelos de daño, tanto lineales como no lineales son solo simples modelos empíricos y especulativos para tratar de predecir la progresión de daño sobre una base gratuita, ya que ello implica suponer que el daño se pueda definir e interpretar física o conceptualmente. La progresión de daño es, en general, no registrable o monitorizable, por tanto, indemostrable en la mayoría de los casos, especialmente si en ella están implicados los problemas de iniciación y propagación. En definitiva, se especula sobre la definición de Ψ (variable de control de daño), ver [9]. En realidad, estos modelos especulativos no están justificados (tanto M como M-logarítmico, como el resto de índices de daño clásicos) y solo consiguen mejorar el ajuste predictivo mediante adopción de nuevos parámetros (superparametrización) y/o aplicación del modelo a casos particulares, por lo demás de dudosa, por no decir nula, incidencia práctica.

Sin embargo, la parte reseñable del problema es que, interpretadas adecuadamente, esas diferentes hipótesis de daño conducen a la misma predicción de vida en fatiga; lo que demuestra, efectivamente, la separación conceptual entre la ley hipotética de desarrollo de daño y el análisis de variabilidad del resultado correspondiente al estado límite. Únicamente, se supone que el análisis probabilístico se refiere a un estado límite de fatiga definido inequívocamente para todos ellos como una condición idéntica de rotura, puesta fuera de servicio o cualquier estado de daño prefijado. Con ello queda probada la existencia de dos ámbitos de modelización, en principio, independientes.

En particular, en el caso general de carga aleatoria de amplio espectro en lo relativo a la variedad de la magnitud del *GP* de referencia (*driving force*) y a su secuencia de aplicación, el intento de consideración de la influencia de la secuencia en la hipótesis de daño carece de sentido y solo cabe confiar en que la multiplicidad de pasos *alto-bajo* y *bajo-alto* conlleve una compensación de efectos de aceleración y de crecimiento de grieta y con ello la mejor perspectiva de conseguir una predicción fiable de la vida en fatiga de probetas y componentes bajo carga variable.

CONCLUSIONES

De acuerdo con la dificultad en la definición del daño y su significado físico, se establece que:

- En la propuesta de evaluación de daño presentada, el índice de daño se expresa en función de los valores que toma la variable normalizada V, de tal manera que el nivel de daño queda inequívocamente asociado a una probabilidad de fallo y, a su vez, relacionado con el parámetro de referencia (*GP*).

- La aplicabilidad del método que aquí se expone queda condicionado al supuesto de una historia de cargas con un número elevado y variado de niveles de carga aplicados en una secuencia aleatoria. Solo así puede asegurarse la compensación de los efectos derivados de los cambios alto-bajo, bajo-alto cuando se emplea la regla de Miner, o cualquier otra, lineal o no-lineal.

- El carácter lineal o no lineal de la hipótesis de daño es anecdótica, dado que no tiene repercusión sobre una interpretación probabilística de fallo planteada correctamente.

REFERENCIAS

- [1] Miner M.A., Cumulative damage in fatigue. J. Appl. Mech., 12(3):A159–64, 1945.
- [2] Chaboche J.L., Lesne P.M., A non-linear continuous fatigue damage model. Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. 11, No. 1, 1-17, 1988.
- [3] Fatemi A, Yang L. Cumulative fatigue damage and life prediction theories: a survey of the state of the art for homogeneous materials. Int. J. Fatigue 20(1), 9–34, 1998.
- [4] Marco, S. M., Starkey, W. L. A concept of Fatigue Damage. Transactions of the ASME, 76, 627-632, 1998.
- [5] Castillo E., Fernández-Canteli A., A Unified statistical methodology for modeling fatigue damage. Springer, 2009.
- [6] ProFatigue, 2013, Software program for assessment of fatigue results, University of Oviedo, (Free download at www.iemesgroup.com).
- [7] Holmen, J. O., Fatigue of Concrete by Constant and Variable Amplitude Loading, The Norwegian Institute of Technology. Ph.D. Thesis, University of Trondheim, 1979.
- [8] Fernández-Canteli A., Criterios para la normalización de ensayos de fatiga en armaduras activas y pasivas de hormigón armado y pretensado. Ph.D. Thesis, Universidad Politécnica de Madrid, 1981.
- [9] Kujawski D., Ellyin F., A cumulative damage theory for fatigue crack initiation and propagation, Int. J. of Fatigue. Vol. 6, Issue 2, 83-88, 1984.

EFFECT OF HEAT TREATMENT ON THE FATIGUE CRACK PROPAGATION OF ADDITIVE MANUFACTURING AISI 18NI300 STEEL SPECIMENS

L.M.S. Santos¹, L. P. Borrego^{1,2}, J.A.M. Ferreira^{1*}, J.D. Costa¹, C. Capela^{1,3}

 ¹CEMMPRE, Department of Mechanical Enginnering, University of Coimbra, Rua Luís Reis Santos, 3030-788, Coimbra, Portugal
 ²Department of Mechanical Enginnering, ISEC, Instituto Politécnico de Coimbra, RuaPedro Nunes, 3030-199 Coimbra, Portugal
 ³Department of Mechanical Enginnering, Instituto Politécnico de Leiria, Morro do Lena - Alto Vieiro, 2400-901 Leiria, Portugal
 * martins.ferreira@dem.uc.pt

RESUMEN

Las tecnologías AM tienen un gran atractivo para la industria que se enfoca en la producción de bajo volumen para aplicaciones específicas, como dispositivos médicos, piezas aeronáuticas e incluso componentes de la industria del moldeo. Las propiedades mecánicas bajo carga estática de los componentes de AM son comparables a las piezas fabricadas convencionalmente. Sin embargo, bajo carga cíclica, es decir, la resistencia a la fatiga es principalmente un fenómeno local impulsado por las impurezas y la microestructura de los materiales AM, que requieren un trabajo de investigación importante. El trabajo actual presenta los resultados de la propagación de grietas por fatiga obtenidas utilizando probetas compactas (CT) estándar de 6 mm de espesor sinterizadas y probadas a R = 0. Los principales parámetros estudiados fueron el efecto del tratamiento térmico posterior a la fabricación y el comportamiento en régimen estable y transitorio después de sobrecargas repetidas. El tratamiento térmico realizado provoca importantes alteraciones microestructurales y en el camino de la fisura y promueve el aumento de la resistencia a la propagación de grietas de fatiga.

PALABRAS CLAVE: Fabricación aditiva, Fatiga, Sobrecargas, Acero.

ABSTRACT

AM technologies have high appeal to industry targeting low volume production for specific applications, like medical devices, aeronautical parts and even moulding industry components. Mechanical properties under static loading of AM components are comparable to those of conventionally fabricated parts. However, under cyclic loading, i.e., the fatigue strength is mostly a local phenomenon driven by the impurities and microstructure of the AM materials, needing significant research work. Current paper presents results of fatigue crack propagation obtained using standard 6 mm thick compact specimens (CT) laser sintered and tested at R=0. The main parameter studied was the effect of post-manufacturing heat treatment on the stable crack propagation and the transient behaviour after repeated overloads. The thermal treatment causes important microstructural changes and on crack path and promotes the increase of the fatigue crack propagation resistance.

KEYWORDS: Fracture, Fatigue, Micro-tests, Notches Additive manufacturing, Fatigue, Overloads, Maraging steel.

1. INTRODUCTION

Extensively research work has been recently developed about additive manufacturing (AM) process that allows producing complex geometry parts, building layer-bylayer by depositing a thin layer of metallic powder on a substrate and then moving a focused laser. AM technologies have high appeal to industry targeting low volume production for specific applications, like medical devices, aeronautical parts and even moulding industry components [1]. However, the use of AM parts in structural applications remains limited and subject to constraints by the uncertainty in their mechanical properties, as consequence of the formation of porosities, defects and microstructural heterogeneities during fabrication [2].

The main parameters involving the process and design of AM parts are: laser power, scan speed, porosities and part building orientation. The building orientation of the components during AM leads to anisotropic mechanical properties [2]. Abundant work is reported in literature about the mechanical behavior of titanium and stainless steel parts produced by AM process. One of them is the 17-4 PH stainless steel, for which the microstructural and mechanical properties are reported and discussed in the literature [3 - 6].

Murr et al. [3] studied the effect of raw powders, concluding that powder preparation and fabrication atmosphere can affect microstructure, precipitates, phase volume fractions and hardness of the manufactured alloy. Rafi et al. [4] investigated the effect of post-fabrication heat treatments on the mechanical properties of AM 17-4 PH SS. Research work about the fatigue response of AM 17-4 PH SS is quite limited. Anyway recently, Stoffregen et al. [6] studied the effect of the surface condition on high cycle fatigue behavior and Mower and Long [7] and Aref Yadollahi [8] investigated the effect of building orientation on fatigue behavior.

The mechanical properties of AM TiAl6V4 alloy under static loading were recently investigated and tensile properties have been well characterized for different heat treatments and surface conditions [9,10]. Significant work has been also reported on literature about the fatigue performance for AM TiAl6V4 alloy and the influence of surface roughness [11-13]. In general, fatigue results show high scatter resulting from surface roughness and process porosity. However, the fatigue performance can be improved by reducing porosity by means of optimizing process parameters or hot isostatic pressing (HIP) [10].

Contrary to the case of titanium alloys, scarce studies has been performed about mechanical properties of AM parts in maraging steels, currently used in mold industry and other applications. Particularly, its fatigue behavior, since this is the most common means for mechanical failure in many engineering components and structures, needs more accuracy research for safe design.

Recent work of the authors [14,15] studied the effect of laser speed melting, and porosity on the fatigue strength of sintered laser melting (SLM) steel components and implants. In addition to porosity, residual stresses play an important role on the fatigue behavior of the sintered materials. The main objective of this work was to evaluate the effect of post-manufacturing heat treatment on the stable crack propagation and the transient behavior after repeated overloads.

2. MATERIALS AND TESTING

Experimental tests were performed using compact specimens (CT), synthesized by Lasercusing®, with layers growing towards the direction of loading application. The equipment for sintering is of the mark

"Concept Laser" and model "M3 Linear". This apparatus comprises a laser type Nd: YAG with a maximum power of 100 W in continuous wave mode and a wavelength of 1064 nm. Powder particles to produce sintering laser parts were of the maraging steel AISI 18Ni300 with chemical composition indicated in Table 1. The samples were manufactured using the sintering scan speed of 200 mm/s. The geometry and dimensions of the specimens is shown in Fig. 1.

Table 1. Chemical composition of the powder 18Ni300 steel

С	Ni	Co	Mo	Ti	Al	Cr	Si	Mn	Fe
0.01	18.2	9.0	5.0	0.6	0.05	0.3	0.1	0.04	Balance



Figure 1. Specimen geometry and dimensions.

Two different batches of tests were performed: sintered and surface machined samples and another with specimens subjected to post-manufacturing heat treatment. The purpose of the treatment was to increase the hardness and reduce the residual stresses and consisted of slow and controlled heating for 2 hours up to 635 °C, followed by maintenance at 635 °C for 6 hours. Then, a controlled cooling in the oven occurs for 3 hours up to 360 °C. The final cooling to room temperature was carried out in the air.

Long sectioning of the samples, were observed in microscope in order to identify the microstructure and morphology of sintered grains. The samples were prepared according to the standard metallographic practice ASTM E407-99; a chemical attack Picral (picric acid solution 4% in ethyl alcohol) was performed for two minutes. After preparation, the samples were observed using a Leica DM4000 M LED optical microscope.

Figs. 2a) and b) show the metallography in longitudinal sections of a single sintered and surface machined

sample and a post-manufacturing heat treatment specimen, respectively. The observation of this figure shows that the presence of porosities is negligible and that the heat treatment promotes important microstructural changes homogenizing the structure and the transitions between layers. For the as built specimens it is noticed the formation of longed grains with average length 100 μ m and average thickness about 40 μ m.



Figure 2. Microstructures (a) sintered and surface machined sample; (b) heat treatment specimen.

Vickers hardness was measured according to ASTM E384-11e1 using a Struers Duramin 1 microhardness tester with a 0.5 kg load and 0.5 mm between indentations. The measurements were randomly done at the surface of the specimens. The values of average and standard deviations are: $HV1=354\pm5$ for single sintered specimens and $HV1=495\pm10$ for heat treated samples. Post-manufacturing heat treatment promotes an important increasing in hardness, in more than 25%.

Fatigue tests were carried out, in agreement with ASTM E647 [16] standard, using 6 mm thick compact specimens (CT). The tests were performed at room temperature using a 10 kN capacity Instron EletroPuls E10000 machine (Fig. 3), at constant amplitude load with a frequency within the range 10 Hz and stress

ratios of R = 0.05. All tests were performed under load control.

The crack length was measured using a travelling microscope (45x) with an accuracy of 10 μ m, as shown in Fig. 3. Crack growth rates under constant amplitude loading were determined by the incremental polynomial method using five consecutive points [16].



Figure 3. View of the fatigue testing apparatus.

The influence of post-manufacturing heat treatment was analyzed in terms of the comparison of the da/dN- ΔK curves in the Paris regime at R = 0.05 and in transient regime after single and multiple tensile overloads. Transient regime tests were performed also under load control, at a ΔK baseline level of 12 and 18 MPa \sqrt{m} , and overload ratio of 2. The overload ratio, OLR is defined as:

$$OLR = \frac{\Delta K_{OL}}{\Delta K_{BL}} \tag{1}$$

where, ΔK_{OL} and ΔK_{BL} are the peak overload stress intensity factor and the baseline intensity factor before the overload application, respectively.

3. RESULTS AND DISCUSSION

Fig. 4 summarizes the constant amplitude tests, comparing da/dN- Δ K curves in the Paris regime and also in regime I, for the sintered and surface machined samples and the heat-treated specimens. The results presented in the figure show that the post-manufacturing heat treatment has a significant influence on the fatigue crack propagation rate, resulting into a reduction, not only in regime II but also near the threshold. The main

justifications for this event are the microstructure changes and the hardness increasing, as stated before. In consequence, the crack path and failure mechanisms will be different for the two types of samples.

Then, the surface roughness and the crack profiles were investigated. A detailed analysis of the surface roughness was performed, according to DIN EN ISO 4288 standard using the rugosimeter Surftest SJ-500 Mitutoyo. This study was done in addition to microstructure profiles and paths.

The roughness profiles were normalized against the thickness of the deposition layer, quantified by the average value measured by the metallographic analysis and almost closed with the average diameter of the metal powder, $40 \,\mu$ m.



Figure 4. Comparison of da/dN- ΔK curves for as built material and heat treated specimens.

Fig. 5a) shows one exemplary roughness profile as built material. This profile shows that fatigue crack propagation occurs along straight lines indicating transgranular failure, but often occur plane changes approximately corresponding to the height of one or two grains, which indicates fractures at the grain boundaries.

This conclusion was confirmed by microscopy view (Figs 5b), which show microscopy profile fatigue crack path, for as built material. Contrary, the fatigue crack path for heat treated specimens (shown in Fig. 5c) is nearly a straight lines indicating that the crack passes through successive grains in a transgranular failure mode.

Figures 6a) and 6b) show the transient regime on da/dN- ΔK curves, after the applications of singular and bloc overloads, with overload ratio 2 for baseline ΔK of 12 and 18 MPa \sqrt{m} . Figures 6a) shows the effect of the heat

treatment at the transient regime after the application of a single overload. It is noticed an important reduction of the retardation effect, caused by the lower plastic deformation as consequence of the harness increasing after heat treatment.

Anyway, if instead of applying only an isolated overload, a block of 100 cycles with the same intensity of the overload is applied, the effect of delay on the crack propagation rate intensifies substantially, even in the thermally treated material, as shown in Fig. 6b).



Figure 5. Failure profile: (a) roughness profile; (b) microscopy view of the path for as built material; (c) microscopy view of the path for heat-treated specimens.

The application of one overload promotes, not only the increasing in local plasticity, but also can change the crack path and failure mode. Fig. 7 is a micrograph of a heat-treated sample, whose focus is the propagation mode after the application of an overload with OLR = 2. The main note to be retained is that after the application of the overload the crack propagation transiently suffers a bifurcation and contour the grain deposited by laser.



Figure 6. Effect of overloads on da/dN- ΔK curves: (a) After one overload; (b) Heat treated specimens.



Figure 7. Crack bifurcation after overload.

4. CONCLUSIONS

Fatigue crack propagation on as-built and postmanufacturing heat treated laser sintering AISI 18Ni300 maraging steel was studied using standard 6 mm thick CT specimens under constant amplitude loading and after tensile overloads, and the following conclusions can be drawn:

- Heat treatment promotes important microstructural changes homogenizing the structure and the transitions between layers.

- Heat treatment increases the hardness in about 25% and reduces the crack propagation rate, not only near the threshold, but also in the regime II.

- Crack propagating in heat-treated specimens occurs in transgranular mode in contrast with the predominant intergranular mode observed for as built specimens.

- Heat treatment reduces also the transient crack propagation retardation in transient regime after overloads, particularly for single overloads.

ACKNOWLEDGEMENTS

The authors would like to acknowledge the sponsoring under the project number 016713 (PTDC/EMS-PRO/1356/2014) financed by Project 3599 Promover a Produção Científica e Desenvolvimento Tecnológico e a Constituição de Redes Temáticas (3599-PPCDT) and FEDER funds and also EROFIO S.A. industry for the supply of the testing samples.

REFERENCES

- S.M. Thompson, L. Bian, N. Shamsaei, A. Yadollahi. An overview of direct laser deposition for additive manufacturing; Part I: transport phenomena, modeling, and diagnostics, *Addit Manuf* 8, 36–62, 2015.
- [2] N. Shamsaei, A. Yadollahi, L. Bian, S.M. Thompson. An overview of direct laser deposition for additive manufacturing; Part II: mechanical behavior, process parameter optimization and control, *Addit Manuf* 8, 12–35, 2015.
- [3] L.E. Murr, E. Martinez, J. Hernande, S. Collins, K.N. Amato, S.M. Gaytan, et al. Microstructures and properties of 17-4 PH stainless steel fabricated by selective laser melting. *J Mater Res Technol* 1, 167–177, 2012.
- [4] H.K. Rafi, D. Pal, N. Patil, T.L. Starr, B.E. Stucker. Microstructure and mechanical behavior of 17-4 precipitation hardenable steel processed by selective laser melting. *J Mater Eng Perform* 23, 4421–4428, 2014.

- [5] L. Facchini, N. Vicente, I. Lonardelli, E. Magalini, P. Robotti, A. Molinari. Metastable austenite in 17-4 precipitation-hardening stainless steel produced by selective laser melting. *Adv Eng Mater* 12, 184–188, 2010.
- [6] H.A. Stoffregen, K. Butterweck, Eberhard Abele. Fatigue analysis in selective laser melting: review and investigation of thin-walled actuator housings. *Solid Free Fabr Symp*, 635–650, 2013.
- [7] T.M. Mower, M.J. Long. Mechanical behavior of additive manufactured, powderbed laser-fused materials. *Mater Sci Eng A* **651**, 198–213, 2015.
- [8] Aref Yadollahi, Nima Shamsaei, Scott, M. Thompson, Alaa Elwany, Linkan Bian. Effects of building orientation and heat treatment on fatigue behavior of selective laser melted 17-4 PH stainless steel. *International Journal of Fatigue* 94 (Part 2), 218-235, 2017.
- [9] G. Kasperovich, J. Hausmann. Improvement of fatigue resistance and ductility of TiAl6V4 processed by selective laser melting. *J Mater Process Technol* 220, 202–214, 2015.
- [10] S. Leuders, M. Thöne, A. Riemer, T. Niendorf, T. Tröster, H.A. Richard, et al. On the mechanical behaviour of titanium alloy TiAl6V4 manufactured by selective laser melting: fatigue resistance and crack growth performance. *Int J Fatigue* 48, 300– 307, 2013.
- [11] E. Wycisk, A. Solbach, S. Siddique, D. Herzog, F. Walther, C. Emmelmann. Effects of defects in laser additive manufactured Ti-6Al-4V on fatigue properties. *Phys Procedia* 56, 371–378, 2014.
- [12] P. Edwards, M. Ramulu. Fatigue performance evaluation of selective laser melted Ti–6Al–4V. *Mater Sci Eng A* **598**, 327–237, 2014.
- [13] Daniel Greitemeier, Frank Palm, Freerk Syassen, Tobias Melz. Fatigue performance of additive manufactured TiAl6V4 using electron and laser beam melting. *International Journal of Fatigue* 94 211–217, 2017.
- [14] L.M.S. Santos, J.A.M. Ferreira, J.S. Jesus, J.M. Costa, C. Capela. Fatigue behaviour of selective laser melting steel components. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics* 85, 9–15, 2016.
- [15] L.M.S. Santos, J.A.M. Ferreira, J.M. Costa, C. Capela. Fatigue performance of hybrid steel samples with laser sintered implants. *Proceedia Engineering* 160, 143 – 150, 2016.

[16] American Society for Testing and Materials. Standard test method for measurement of fatigue crack growth rates. *Annual Book of ASTM Standards* **Volume 03.01**, ASTM E 647, 2000.

MINORACIÓN DE LA CATEGORÍA DE DETALLE DE EMPALMES SOLDADOS ESTRUCTURALES CON SEPARACIÓN PARCIAL DE LA PLETINA DE RESPALDO

A. Valiente^{*}, M. Iordachescu

Dto de Ciencia de Materiales, Escuela de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos, Universidad Politécnica de Madrid

* Correo-e: andres.valiente@upm.es

RESUMEN

El Eurocódigo 3 asigna curvas de Wöhler a las uniones soldadas mediante la categoría de detalle y prima a través de ella el uso de técnicas de ejecución de las soldaduras dirigidas a reducir el número y tamaño de las irregularidades que actúan de iniciadores en la fisuración por fatiga. En el caso de empalmes soldados in situ, el uso de pletina de respaldo no siempre asegura la calidad que justifica mayorar por completo la categoría de detalle, pero la solución de emplear la categoría de detalle para empalmes ejecutados sin pletina de respaldo conlleva una penalización excesiva, que puede llegar a ser incompatible con la vida útil de diseño. En este trabajo se desarrolla un método para mayorar esta categoría de detalle en empalmes soldados con pletina de respaldo parcialmente operativa, por falta de adherencia al cordón de soldadura en una fracción de su longitud. El método se basa en aplicar principios de Mecánica de Fractura a partir de las hipótesis de diseño del Eurocódigo 3 para prevenir fallos por fatiga y por rotura frágil.

PALABRAS CLAVE: Fatiga, unión soldada, Categoría de detalle

ABSTRACT

The detail category assigned to typified welded joints by the Eurocode 3 entails to specify the fatigue resistance of the joints in terms of a Wöhler curve identified through the detail category. The use of additional welding techniques that reduce the risk of initiating fatigue cracking is rewarded by increasing the detail category. This is the case when a backing strip is used for butt welding of tensile loaded plates. However, in joints welded in situ incomplete attachment of the backing strip can easily occur and no increase of the detail category can be considered. This work presents a Fracture Mechanics approach to evaluate the contribution of a partially attached backing strip to the detail category of a butt welded joint. The approach combines the basic principles of Fracture Mechanics concerning fatigue cracking with the design assumptions of the Eurocode 3 to prevent fatigue and fracture failures of steel structures.

KEYWORDS: Fatigue, Welded joint, Detail category

1. INTRODUCCIÓN

El método del Eurocódigo 3 [1] y de la Instrucción EAE [2] para prevenir el fallo por fatiga en las estructuras de acero se basa en las curvas de Wöhler y en la regla de Palgrem-Miner, si bien la teoría de la fatiga de la Mecánica de Fractura conduce a los mismos resultados asumiendo algunas simplificaciones [3]. El Eurocódigo 3 tipifica los detalles estructurales y los clasifica en 96 categorías, a cada una de las cuales atribuye una curva de Wöhler como resistencia de diseño a fatiga. Las curvas de Wöhler del Eurocódigo 3 forman dos familias dependientes de un parámetro, una con 14 curvas para los detalles sometidos a esfuerzo normal, y otra con 2 para los sometidos a esfuerzo cortante. En ambos casos, el parámetro que identifica las curvas y se utiliza para asignarlas a los detalles tipificados es la carrera de tensiones que produce el fallo por fatiga a los 2 millones de ciclos. El Eurocódigo 3 denomina categoría de detalle al valor numérico de esta carrera de tensiones cuando se expresa en MPa.

La tipificación del Eurocódigo 3 para asignar la categoría

de detalle tiene en cuenta la configuración geométrica del detalle, especialmente el riesgo de que favorezca la iniciación de procesos de fisuración por fatiga. El efecto del tamaño del detalle en la resistencia a la fatiga es tenido en cuenta reduciendo la categoría de detalle en función de dicho tamaño cuando supera el límite a partir del cual se produce el efecto. La categoría de detalle es igual para todos los aceros estructurales del Eurocódigo 3, ya que las pequeñas diferencias de comportamiento en fatiga que se observa entre ellos quedan ampliamente absorbidas por el margen de conservadurismo de las curvas de Wöhler del Eurocódigo 3, cuya fuente son las recomendaciones del Instituto Internacional de la Soldadura (IIW) para el diseño de uniones soldadas y componentes frente al fallo por fatiga [4, 5].

Las recomendaciones IIW están en permanente actualización y re-elaboración desde 1996 por parte de los Grupos de Trabajo XIII y XV de la institución IIW, y contemplan tres procedimientos de diseño en fatiga: la cuantificación y limitación del daño mediante las curvas de Wöhler y la regla de Palgrem-Miner, la simulación analítica o numérica de los posibles procesos de fisuración por fatiga mediante Mecánica de Fractura y la experimentación directa mediante ensayos de fatiga del detalle estructural. En general, los códigos técnicos basados en las recomendaciones IWW adaptan y regulan el primer procedimiento, y admiten los otros dos bajo la responsabilidad del proyectista.

La familia de curvas de Wöhler que las recomendaciones IIW atribuyen a las uniones soldadas y componentes resultantes de productos conformados o extruidos en caliente no establecen diferencias en cuanto al material, siempre que se trate de aceros ferrítico-perlíticos o bainíticos de límite elástico inferior a 960 MPa, o de aceros inoxidables austeníticos. Las 14 categorías de detalle que integran la familia de curvas correspondientes a esfuerzos normales varían entre 36 y 160 MPa.

La asignación de la categoría de detalle de IIW se basa en resultados experimentales de investigaciones cualificadas, y en el caso de las uniones soldadas no sólo tiene en cuenta las concentraciones de tensión debidas a la configuración geométrica de diseño de la unión, incluida la geometría nominal de los cordones de soldadura, sino también el procedimiento de soldeo, las imperfecciones intrínsecas a los estándares normales de ejecución, y las inspecciones y tratamientos post-soldeo que reducen el riesgo de existencia y activación de iniciadores de procesos de fatiga. El Eurocódigo 3 sigue el mismo planteamiento y adopta como detalles estructurales tipificados buena parte del catálogo de uniones soldadas de las recomendaciones IIW, si bien modifica en algún caso la categoría de detalle para primar el uso de medidas constructivas complementarias que mejoran la calidad de las soldaduras reduciendo el riesgo de iniciación de procesos de fisuración por fatiga.

La prima de resistencia a la fatiga que reciben algunas uniones soldadas cuyo diseño incluye el soldeo con medidas complementarias puede ser considerable. Medidas de este tipo que dupliquen la categoría de detalle, multiplican por 8 la vida a fatiga de diseño bajo cargas cíclicas de amplitud constante. O, recíprocamente, reducen a la octava parte la vida a fatiga de diseño si en la verificación posterior a la ejecución de la soldadura se constata que la medida aplicada no ha sido efectiva al 100%. Este caso ocurre con alguna frecuencia en soldaduras de alta dificultad y complicada reconstrucción, por tener que ejecutarse necesariamente in situ como culminación del ensamblaje de la estructura de acero. La asignación de la categoría de detalle correspondiente al soldeo sin medidas complementarias puede ser una penalización fuertemente desproporcionada, sobre todo si se tiene en cuenta que el propósito de la medida, aunque no plenamente conseguido, puede haberse alcanzado parcialmente.

Este trabajo presenta un procedimiento para asignar una categoría de detalle a chapas unidas en prolongación mediante empalmes soldados con pletina de respaldo, cuando su función sólo se ha cumplido parcialmente por no haber permanecido adherida a las chapas en toda su longitud durante el soldeo. El criterio aplicado se basa en la teoría de fatiga de la Mecánica de Fractura y en las hipótesis de diseño que admite el Eurocódigo 3 para prevenir el fallo por rotura frágil [6].

2. BASES DE MECÁNICA DE FRACTURA

La figura 1 muestras las curvas de Wöhler que el Eurocódigo 3 asigna a los detalles estructurales tipificados que están sometidos a esfuerzo normal. Las categorías de detalle que corresponden a chapas unidas mediante empalmes soldados a tope son 36 o 71 MPa según que la soldadura se realice con pletina de respaldo o sin ella (Figura 2). El resguardo que aporta la pletina facilita la penetración total del cordón de soldadura y explica la diferencia de categorías de detalle.



Fig. 1. Curvas de Wöhler del eurocódigo 3 para detalles estructurales sometidos a esfuerzo normal.



Fig. 2. Chapas unidas mediante empalmes soldados a tope con pletina de respaldo y sin ella.

La curva de Wöhler de un detalle estructural puede deducirse con la teoría de fatiga de la Mecánica de Fractura a partir de la ley de Paris que describe el comportamiento en fatiga del material, de la configuración geométrica y de cargas del detalle, incluida la tipología de fisura a que puede dar lugar el proceso de fatiga, y de los tamaños de fisura inicial y crítico [3]. Para prevenir la rotura frágil de chapas de espesor t y anchura W soldadas en prolongación y cargadas longitudinalmente a tracción con tensión remota σ , el Eurocódigo 3 asume la configuración de la figura 3, donde el tamaño de la fisura de diseño es:



Fig. 3. Fisura de diseño y fisura crítica del Eurocódigo 3 para prevenir la rotura frágil de chapas soldadas a tope.

$$a_{d} = \frac{t_{0}}{50} \ln \left(25 \frac{t}{t_{0}} \right) \qquad t > t_{0} = 25 \text{ mm}$$
 (1)

y la fisura crítica es la de diseño propagada por fatiga mediante la aplicación de 0,5 \cdot 10⁶ ciclos con carrera de tensiones igual a la categoría de detalle S_C [7]. Esta última condición determina la curva de Wöhler de la unión soldada cuando se combina con la ley de Paris de diseño del Eurocódigo 3 para los aceros estructurales,

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^3$$
 $C = 5,69 \cdot 10^{-12} \frac{m/ciclo}{(MPa\sqrt{m})^3}$ (2)

y con el factor de intensidad de tensiones K para la configuración de la figura 3,

$$\mathbf{K} = \boldsymbol{\sigma} \sqrt{t} \mathbf{f}(\tilde{a}) \qquad \qquad \tilde{a} = \frac{a}{t} \tag{3}$$

donde a es la profundidad de fisura y la función adimensional característica del detalle $f(\bullet)$ no depende del tamaño, pero sí de la relación t/W.

En efecto, sometiendo el detalle a ciclos de carga con carrera de tensiones S_C , la fisura de fatiga crece desde el tamaño inicial \tilde{a}_0 o desde el tamaño de diseño \tilde{a}_d hasta el tamaño crítico \tilde{a}_C tras aplicar 2,0·10⁶ o 0,5·10⁶ ciclos respectivamente, luego son necesarios 1,5·10⁶ ciclos para que crezca desde \tilde{a}_0 hasta \tilde{a}_d . Por lo tanto, el tamaño inicial \tilde{a}_0 puede obtenerse de la ecuación que resulta de particularizar la ley de Paris (2) para la igualdad (3) con $\Delta \sigma = S_C$, separar las variables N y \tilde{a} , e integrar entre \tilde{a}_0 y \tilde{a}_d :

$$1,5 \cdot 10^{6} S_{C}^{3} = \frac{F(\tilde{a}_{d}) - F(\tilde{a}_{0})}{C \sqrt{t}}$$
(4)

siendo $F(\tilde{a})$ la función primitiva de $[f(\tilde{a})]^{-3}$. La ecuación de la curva de Wöhler del detalle se obtiene repitiendo las operaciones anteriores para imponer la condición de que la fisura crece desde el tamaño inicial \tilde{a}_0 hasta el tamaño crítico \tilde{a}_C en 2,0·10⁶ ciclos si $\Delta \sigma = S_C$, y en \tilde{N} ciclos si $\Delta \sigma = S$. Las dos igualdades resultantes son análogas a (4) y conducen a la ecuación de la curva de Wöhler eliminando entre ambas los factores comunes:

$$\tilde{N}S^{3} = \frac{F(\tilde{a}_{C}) - F(\tilde{a}_{0})}{C\sqrt{t}} = 2.10^{6}S_{C}^{3}$$
(5)

El resultado de eliminar \tilde{a}_d entre las ecuaciones (1) y (4) demuestra que la categoría de detalle del Eurocódigo 3, y por consiguiente la curva de Wöhler de diseño asignada a cada detalle tipificado, está determinada por el tamaño del detalle y por el tamaño relativo inicial de fisura \tilde{a}_0 :

$$S_{\rm C} = \frac{0.874 \cdot 10^{-2}}{C^{1/3} t^{1/6}} \left[F\left(\frac{t_0}{50 t} \ln \frac{25t}{t_0}\right) - F(\tilde{a}_0) \right]^{1/3}$$
(6)

Consecuentemente, el método del Eurocódigo 3 contiene la hipótesis implícita de que el tamaño relativo inicial de físura es característico de cada detalle. Esta hipótesis concuerda plenamente con la mayoración de la categoría de detalle de las uniones soldadas cuando se adoptan precauciones especiales de soldeo o se aplican tratamientos post soldeo que mejoran el estado superficial del detalle y dificultan la iniciación de procesos de fatiga.

La ecuación (6) también permite obtener el tamaño inicial de fisura \tilde{a}_0 de un detalle de tipo dado a partir de la función $f(\tilde{a})$ y de la categoría y el tamaño del detalle. Para el empalme soldado de la figura 3, la función $f(\tilde{a})$ adoptada por el Eurocódigo 3 procede de la solución de Newman-Raju [8] y viene dada por la expresión [7]:

$$f(\tilde{a}) = \sqrt{\frac{\tilde{a}(1,918 + 3,4418\tilde{a}^2 - 0,8020\tilde{a}^4)^2}{\cos(20,944\,\tilde{a}^{1.5}\frac{t}{W})}}$$
(6)

El tamaño inicial relativo de fisura proporciona una base más racional que la categoría de detalle para asignar por interpolación curvas de Wöhler a uniones soldadas cuyo soldeo se ha llevado a cabo aplicando medidas complementarias que han resultado sólo parcialmente eficaces. El efecto de la operatividad parcial alcanzada puede valorarse en términos del tamaño inicial relativo de fisura con los criterios objetivos que se desarrollan en el apartado siguiente, aplicados al caso de empalme de chapas mediante soldadura a tope con pletina de respaldo no adherida al cordón en toda su longitud. A efectos de asignación de la categoría de detalle es un detalle híbrido entre el empalme soldada con pletina de respaldo y sin ella.

3. CATEGORÍA DE DETALLE DE EMPALMES SOLDADOS A TOPE CON PLETINA DE RES-PALDO PARCIALMENTE OPERATIVA

La figura 4 muestra el resultado de resolver la ecuación (6) y obtener el tamaño inicial de fisura a_0 en función de la categoría de detalle S_C para el empalme soldado de la figura 3 entre chapas de 800 mm de anchura y espesores de 25 a 90 mm. Los valores de S_C comienzan en 36 MPa para soldeo sin pletina de respaldo y terminan en 71 MPa asignados al soldeo con pletina de respaldo unida al cordón de soldadura en toda la anchura de las chapas. Las categorías de detalle intermedias serían asignables al empalme en su condición de detalle híbrido, siempre que se atribuya un tamaño inicial de fisura a la fracción p de pletina ope-

rativa por estar adherida al cordón.

El tamaño inicial de fisura de un detalle estructural es una magnitud aleatoria y su valor de diseño debe fijarse con criterios probabilísticos. El percentil 95 es coherente con el grado de confianza del 95% a que corresponden las curvas de Wöhler del Eurocódigo 3 [1].



Fig. 4. Categoría de detalle ctamaño inicial de fisura para empalmes soldados con pletina de respaldo parcialmente operativa.

La figura 5 ilustra la distribución de iniciadores de fisuras en un empalme soldado a tope con pletina de respaldo, pero únicamente operativa en una fracción p de la anchura W del cordón de soldadura. En el tramo de longitud p w donde la pletina es operativa, la distribución probabilística de los tamaños iniciales relativos de fisura es la de todo el empalme cuando el 100 % de la pletina está operativa; por tanto, el percentil 95 de dichos tamaños $\tilde{a}_{100\%}^{100\%}$ de tema pas de 800 mm de anchura se obtiene de la figura 4 para el espesor t de las chapas y para la categoría de detalle de 71 MPa. En el resto del empalme la pletina es inoperante y el percentil 95 de los tamaños iniciales relativos de fisura $\tilde{a}_{0\%}^{0\%}$ es el del empalme soldado sin pletina de respaldo es decir, el que se obtiene de la figura 4 para el espesor t y la categoría de detalle de 36 MPa, ya que la anchura W son 800 mm.



Fig. 5. Distribución de tamatos iniciales de físura en un empalme soldado con pletina de respaido parcialmente operativa.

Para el empalme híbrido con un porcentaje p de pletina operativa, la función de probabilidad $\Phi_{p\%}(\tilde{a})$ del tamaño inicial relativo de fisura se deduce de las funciones de probabilidad análogas $\Phi_{0\%}(\tilde{a}) \ge \Phi_{100\%}(\tilde{a})$, respectivamente correspondientes al soldeo sin pletina y con pletina completamente unida al cordón. Las hipótesis en que se apoya la deducción son que el número N de fisuras por unidad de longitud de cordón es el mismo en los dos tramos del empalme, y que las distribuciones del tamaño de fisura en cada tramo son independientes entre sí. Por tanto, la probabilidad WN $\Phi_{p\%}(\tilde{a})$ de encontrar una fisura inicial con tamaño inferior a ã en el empalme híbrido es la suma de las probabilidades $(1-p)WN\Phi_{0\%}(\tilde{a}) y pWN\Phi_{100\%}(\tilde{a})$ de encontrarla en cada uno de los dos tramos; igualando ambas cantidades y eliminando el factor común WN se tiene[.]

$$\Phi_{p\%}(\tilde{a}) = (1-p)\Phi_{0\%}(\tilde{a}) + p\Phi_{100\%}(\tilde{a})$$
(7)

En virtud de la igualdad (7), conocidas las funciones de probabilidad $\Phi_{0\%}(\tilde{a})$ y $\Phi_{100\%}(\tilde{a})$, el percentil 95 $\tilde{a}_0^{p\%}$ de la distribución $\Phi_{p\%}(\tilde{a})$ se obtiene resolviendo la ecuación:

$$0,95 = (1-p)\Phi_{0\%}(\tilde{a}_0^{p\%}) + p\Phi_{100\%}(\tilde{a}_0^{p\%})$$
(8)

La referencia [9] contiene un extendetallado estudio ndustria energética se el número y tamaño de defectos generado r el soldeo ones a tope de tuberías de acero empalma en prolong ldeo y los acei tudiados in cluyen el soldeo manual por o eléctrico y lo ros fe rríticos análogos a los que especiel Eurocódigo urales. La investin abarca el 1 ra los detalles est tervalo de espesores e ered entre 6 y 6. aunque añade recomendaciones par trapolar fiablen los más allá de esos límites hos resultados fectos se distribuyen u memente a lo firman que los la e indican que su tan medido largo de la unión so. como profundidad de fisa. s una variable alea distribución biparamétrica log co normal.

e forma λ está determinado camente por El paráme. los espesores de ed soldados, mientras que arámetro de escala es prop. de cada población de d descrita estadísticamente, y e es función del espes y de la modalidad de soldeo por a eléctrico empleada. remos 0,179 y parámetro λ varía entre los valores 0.. rue corresponden a espesores t res tivamente 5 veces y superiores a 2,5 vece inferiores a 25 mm; para los espesores sor de referencie redios, λ viene dado la relación empírica:

$$\lambda = 0.05723 + 0.3398 \frac{t}{t_0} - 0.7041 \left(\frac{t}{t_0}\right)^2 \tag{9}$$

Si estos resultados se escladan a los empañas soldados en prolongación del Eurocatigo 3, las funciones en probabilidad $\Phi_{0\%}(\tilde{a}) \ge \Phi_{100\%}(\tilde{a}) \le 0$ fan las correspondentes tes a distribuciones logarítmico norma con parámetro de forma dado por (9) y parámetros de escan esterminados por los percentiles 95 $\tilde{a}_0^{0\%} \ge \tilde{a}_1^{00\%}$. Ambas functores pueden formularse directamente en términos de dichos precentiles teniendo en cuenta que el parámetro de escala de la distribución logarítmico normal es el percentil 50. Se obtiene así:

$$\Phi_{0\%}(\tilde{a}) = N\left(\frac{1}{\lambda} \ln \frac{1.645\lambda \tilde{a}}{\tilde{a}_0^{0\%}}\right)$$
(10)

$$\Phi_{100\%}(\tilde{a}) = N\left(\frac{1}{\lambda} \ln \frac{1.645\lambda \tilde{a}}{\tilde{a}_0^{100\%}}\right)$$
(11)

donde la función N(•) es la integral gaussiana:

$$N(x) = \frac{1}{\sqrt{2\pi}} \int_{-\infty}^{x} e^{-\frac{z^2}{2}} dz$$
 (12)

La ecuación (8) adopta la forma:

$$0,95 = (1-p)N\left(\frac{1}{\lambda}ln\frac{1,645\lambda\tilde{a}_{0}^{p\%}}{\tilde{a}_{0}^{0\%}}\right) + pN\left(\frac{1}{\lambda}ln\frac{1,645\lambda\tilde{a}_{0}^{p\%}}{\tilde{a}_{0}^{100\%}}\right)$$
(13)

y determina el tamaño inicial de fisura $\tilde{a}_0^{p\%}$ para un empalme de chapas de anchura W y espesor t soldadas a tope con pletina de respaldo que sólo es operativa en un porcentaje p de su longitud. La ecuación (9) proporciona el valor de λ a partir de t, y la ecuación (6), sucesivamente particularizada para las categorías de detalle 36 y 71 MPa, proporciona los tamaños iniciales $\tilde{a}_0^{0\%}$ y $\tilde{a}_1^{100\%}$ a partir de t y W. Finalmente, volviendo a la ecuación (6) con el tamaño inicial $\tilde{a}_p^{p\%}$ obtenido para el empalme híbrido, se determina su categoría de detalle.

La figura 6 ilustra el proceso de resolución de las ecuaciones indicadas para chapas de 800 mm de anchura y 90 mm de espesor que han sido soldadas a tope sin pletina de respaldo (p = 0%), con pletina plenamente operativa (p =100%) y con pletina parcialmente operativa (p = 50% y p = 75%). Los puntos extremos de la curva superior representada en la figura 4 tienen como ordenadas los tamaños iniciales absolutos de fisura asumidos implícitamente como valor de diseño para soldeo sin pletina y con pletina adherida en toda su longitud. Los tamaños relativos $\tilde{a}_0^{0\%}$ y $\tilde{a}_0^{100\%}$ correspondientes a los 90 mm de espesor, junto con el valor 0,506 del parámetro de forma λ , permiten representar las funciones de probabilidad (10), (11) y (6), ésta última para los dos empalmes híbridos considerados, con el resultado de la figura 6. Las curvas obtenidas proporcionan gráficamente la solución de la ecuación (8), tal como se aprecia en la zona ampliada que se incluye en la misma figura. Por último, como ya se ha indicado, la categoría de detalle de los empalmes híbridos se obtiene particularizando la ecuación (6) para los tamaños iniciales de fisura $\tilde{a}_0^{p\%}$ hallados.

La figura 7 muestra la categoría de detalle que resulta de aplicar este procedimiento para empalmes de 800 mm de anchura con espesores de chapa comprendidos entre 25 y 90 mm. Los tres casos considerados son los de soldeo sin pletina de respaldo y soldeo con pletina, plenamente operativa e inoperante en un 25% de su longitud. Las categorías de detalle del empalme soldado sin pletina y del em-

palme híbrido son, en promedio para el intervalo de espesores considerado, 0,6 veces y 0,9 veces la del empalme con pletina operativa en su totalidad. En el primer caso, la vida a fatiga del empalme que predice la ecuación (5) es el 20% de la que predice en este último, mientras que en el segundo caso es el 70%. La diferencia es muy grande y pone de manifiesto que ignorar la efectividad parcial del soldeo con pletina penaliza desproporcionadamente la resistencia a la fatiga de la unión soldada.



Fig. 6.– Funciones de probabilidad de la distribución de tamaños para la físura inicial de diseño en un empalme soldado con pletina de respaldo operativa en un porcentaje p de su longitud.

4. CONCLUSIONES

El Eurocódigo 3 mayora fuertemente la resistencia a la fatiga de las uniones a tope entre chapas soldadas en prolongación, cuando el soldeo se realiza con pletina de respaldo, pero no contempla ninguna mayoración si la pletina no está unida al cordón de soldadura en toda su longitud. La aplicación de las teorías y métodos de la Mecánica de Fractura hace posible evitar la desproporcionada penalización que se produce en estos casos asignando una categoría de detalle intermedia a las soldaduras imperfectas. La reducción del riesgo de activación de procesos de fisuración por fatiga que conlleva el soldeo con pletina de respaldo puede formularse en términos de un tamaño inicial de fisura determinado por la categoría de detalle, cuando las curvas de Wöhler se analizan en el contexto de la Mecánica de Fractura. La distribución de tamaños iniciales en las uniones soldadas con pletina parcialmente operativa se deduce de los casos extremos de soldeo sin pletina de respaldo y con pletina plenamente operativa, cuya categoría de detalle establece el Eurocódigo 3. Ese mismo proceso recorrido en sentido inverso para los casos intermedios conduce del tamaño inicial de fisura a la categoría de detalle, que se obtiene en función del porcentaje de operatividad de la pletina de respaldo.





AGRAD<mark>EC</mark>IMIENTOS

Los autores agradecen al Ministerio de Ciencia e Innovación la financiación del proyecto BIA 2014-53314-R.

REFERENCIAS

- [1] UNE–EN1993 1-9: Fatiga, Comité Europeo de Normalización-AENOR, Madrid, 2005.
- [2] EAE 2011, Instrucción de Acero Estructural, Ministerio de Fomento, Madrid, 2011.

- [3] A. Valiente, Fracture and fatigue failure in the Spanish codes for design of steel structures, Engineering Failure Analysis, **16(8)** (2009) 2658-2667.
- [4] A. F. Hobbacher, Recommendations for Fatigue Design of Welded Joints and Components, IIW Collection, Springer, 2016.
- [5] A. F. Hobbacher, The new IIW recommendations for fatigue assessment of welded joints and components – A comprehensive code recently updated, International Journal of Fatigue 31 (2009) 50–58.
- [6] UNE-EN1993 1-10: Tenacidad de fractura y resistencia transversal, Comité Europeo de Normalización-AENOR, Madrid, 2005.
- [7] G. Sedlacek et all, EUR-23510 EN: Commentary and worked examples to EN 1993-1-10 and other toughness oriented rules in EN 1993, JRC-European Communities, Luxemburgo, 2008.
- [8] J.C. Newman, I.S. Raju, An empirical stress intensity equation for the surface crack, Engineering Fracture Mechanics 15 (1981) 185-192.
- [9] M.A. Khaleel, F.A. Simonen, NUREG/CR-6986: Evaluations of Structural Failure Probabilities and Candidate Inservice Inspection Programs, United States Nuclear Regulatory Commission, 2009.



CONSIDERACIONES SOBRE LA INFLUENCIA DEL FACTOR DE INTENSIDAD DE TENSIONES (K) EN LA SIMULACIÓN NUMÉRICA DEL CIERRE DE GRIETA INDUCIDO POR PLASTICIDAD

M. Espejo¹, A. Lima-Rodriguez¹, A. Gonzalez-Herrera¹, J. Garcia-Manrique^{1*}

¹Escuela de Ingenierías Industriales, Universidad de Málaga C/ Pedro Ortiz Ramos s/n, 29071, Málaga, España * Persona de contacto: josegmo@uma.es

RESUMEN

El cierre por plasticidad es un fenómeno de gran interés y ampliamente estudiado. Existen diferentes metodologías para determinar el momento a partir del cual consideramos la apertura o el cierre de la grieta, obteniéndose resultados del mismo orden, pero sin alcanzar un consenso claro. En este trabajo se presenta la influencia de uno de los parámetros involucrados, el factor de intensidad de tensiones (K). Se ofrecen recomendaciones de corrección de los resultados de cierre en base a la consideración de los efectos tridimensionales de K a lo largo del espesor.

PALABRAS CLAVE: Fatiga, Factor de intensidad de tensiones, Cierre por plasticidad, Modelado numérico

ABSTRACT

The plasticity-induced crack closure is a phenomenon of great interest and widely studied. There are different methodologies to determine the moment from which we consider the opening or closing of the crack. Though results obtained are similar, there is no consensus about the exact moment. In this paper, the influence of one of the parameters involved is presented, the stress intensity factor (K). Recommendations for correction of closure results are suggested based on the consideration of the three-dimensional effects of K along the thickness.

KEYWORDS: Fatigue, Stress intensity factor, PICC, FEM

INTRODUCCIÓN

Uno de los objetivos del diseño a fatiga es el desarrollo de métodos fiables de caracterización de la velocidad de crecimiento de grieta, en base a algún parámetro de carga capaz de evaluar la resistencia al crecimiento del defecto para diferentes condiciones de tensión aplicada y geometrías de probeta y grieta. Paris [1] introdujo el rango del factor de intensidad de tensiones para caracterizar la velocidad de crecimiento de grieta (Ley de Paris) por encima de un valor umbral:

$$da / dN = C(\Delta K)^{m} = C(K_{max} - K_{min})^{m}$$
(1)

donde K_{max} y K_{min} son los valores máximo y mínimo durante un ciclo de tensión, da/dN son incrementos de longitud de grieta por ciclo, y C y m son constantes de los materiales

Desde entonces diversos autores han ido sugiriendo modificaciones de la misma para incorporar otros factores, como Walker [2] con las tensiones medias o Forman [3] que tiene en cuenta además el efecto asintótico de la curva para valores de ΔK próximos a Kc. Elber [4] introdujo la hipótesis de que la velocidad de crecimiento de una grieta estaba influenciada por la naturaleza del contacto entre las superficies de estas. Propuso el empleo de la tensión de apertura como valor de referencia para definir el rango de tensiones efectivo y en base a él un rango efectivo del factor de intensidad de tensiones (K_{eff}). Posteriormente autores como Ritchie y Suresh [5,6] aportaron avances en el análisis de los mecanismos de cierre como el cierre de grieta inducido por plasticidad (PICC).

Mediante el PICC muchos autores han podido relacionar los efectos de la historia de carga con la velocidad de crecimiento de grieta. Existe una enorme cantidad de artículos e investigaciones que giran en torno a este fenómeno y su relación con otros parámetros de interés: su vigencia en el análisis del crecimiento en grietas cortas [7], el análisis de los efectos de las sobrecargas sobre la historia de cargas [8], la detección de la apertura y el cierre tanto numérico como experimentalmente, el modelado numérico de la estela plástica, su relación con ciclos de carga en presencia de cargas de compresión [9], etc.

Existen también detractores del PICC. La existencia del cierre ha sido observada experimentalmente y calculada numéricamente. Aún así la discusión gira en torno a su influencia real en la propagación de la grieta. Autores como Kujawski [10] and Huang [11] han conseguido buenas correlaciones experimentales del crecimiento de grietas en base a K_{max} y de ΔK + (tramo positiva de ΔK). Por tanto, se proponen correlaciones que no dependen de la historia previa sino de lo que detectamos por delante de la grieta.

Consideramos razonable conseguir buenas correlaciones experimentalmente de la velocidad de crecimiento global de grieta ajustando las curvas con distintas combinaciones de K, que no deja de ser una expresión del estado tensional global en el vértice de grieta. Sin embargo, pensamos que cuando el campo de estudio se circunscribe a los fenómenos tridimensionales que tienen lugar en el entorno más cercano del frente de grieta, no debemos dejar de valorar la influencia del PICC para cada caso. Antunes (2015) [12] publicó un estudio de la influencia de este fenómeno en los principales parámetros del frente de grieta.

Por tanto, pensamos que el estudio del PICC y la correcta determinación del momento de apertura y cierre de grieta deben ser correctamente captados. Para ello repasaremos algunos conceptos y experiencias para su cálculo haciendo hincapié en la influencia, casi nunca tenida en cuenta, del perfil del factor de intensidad de tensiones en los resultados.

DETERMINACIÓN DEL PICC

Si analizamos la bibliografía observamos bastante consenso sobre la incertidumbre existente en las mediciones, ya sean numéricas o experimentales, de los valores de apertura y cierre de grieta en fatiga.

Efectivamente existen problemas no resueltos en cuanto a su determinación experimental. Los procedimientos clásicos conducen a diferencias notables entre sus resultados, como ponen de manifiesto los trabajos de Asbaugh [13], o Ray et al. [14] donde se obtienen dispersiones del 30% en la evaluación de U. Yisheng and Schjive [15] determinaron por su parte que la dispersión propia de los métodos utilizados era del orden del 10-15%. Hoy en día autores como Mokhtarishirazabad et al. [16] analizan el uso de técnicas más precisas como las de Digital Image Correlation (DIC), aunque se mantiene cierta incertidumbre con los datos obtenidos. Pero sobre todo hay que recordar la limitación actual para analizar experimentalmente parámetros variables a lo largo del espesor.

Por consiguiente, muchos investigadores recurren a los métodos numéricos, principalmente el método de los

elementos finitos. Se trata de un problema complejo con fuertes no linealidades donde hay que ser capaces de captar resultados fiables a distancias muy próximas a la singularidad que supone el entorno del frente de grieta.

Un problema adicional y de gran importancia es el hecho de la imposibilidad de validar experimentalmente el modelo cálculo. Esto debería haber supuesto el desarrollo de modelos numéricos muy robustos que respaldaran los resultados aportados. La falta de los mismos inició una línea de investigación en la universidad de Málaga desde hace ya algunos años. Prueba de ellos son las tesis doctorales de González-Herrera [17], García-Manrique [18] o Camas-Peña [19], y los artículos asociados [20-27].

A lo largo de este tiempo se ha tratado de validar una metodología de cálculo numérico identificando la influencia que factores clave (densidad de malla, número de ciclos, curvas de comportamiento, K_{max} , R) tenían sobre los resultados de apertura o cierre, tanto en modelos bidimensionales como tridimensionales.

Recopilamos algunos de los principales factores bajo análisis, basados en el modelado de probetas CT de aluminio AL-2024-T351.

2.1. ¿qué parámetro determina mejor el momento de apertura o cierre de grieta?

No existe unanimidad sobre el parámetro que determine el momento de apertura o el de cierre de la grieta dentro de cada ciclo de carga. En la bibliografía se encuentran dos tendencias muy definidas para determinar la apertura de la grieta. En la primera de ellas se considera que la grieta abre cuando las superficies libres dejan físicamente de estar en contacto (K_{nc}) , lo que se traduce en el modelo numérico en la separación del último o penúltimo nodo en contacto. La segunda, propuesta por Sehitoglu y Sun [28,29], estudia las tensiones perpendiculares al plano de grieta en el vértice de la misma (Ktt). En primer lugar, se definió como apertura el punto en el que todo el plano de la grieta pasaba a estar traccionado (K_t, tensile). En un trabajo posterior se concretó en el instante en que el vértice de grieta pasaba a estar traccionado (K_{tt}, tip tensile).

En la figura 1 se presentan algunos de los primeros resultados en modelos tridimensionales (Gonzalez-Herrera y Zapatero [21]). Los resultados se corresponden a una probeta CT de espesor b=3mm, K_{max} =25 MPam^{1/2}, R=0.1 y d se corresponde con la distancia a la cara exterior.



Figura 1. Apertura y cierre de grieta a lo largo del espesor (Gonzalez-Herrera [21]).

Aunque presentan comportamientos cualitativos similares respecto a la distancia al exterior, una constante es la variabilidad de resultados cuantitativos en función del parámetro escogido. Los métodos basados en los desplazamientos presentan variaciones significativas en función de la elección del nodo o del nivel de discretización. El uso del criterio tensional presenta ventajas significativas a nivel de método ya que disminuye la influencia de los resultados con el tamaño de malla

2.2. ¿qué densidad de malla se necesita para estabilizar los resultados?

Este ha sido uno de los campos en los que más hemos insistido debido a su enorme influencia en el problema. Ya en 2008, Gonzalez-Herrera [21] presentó recomendaciones del tamaño mínimo de elemento en función del radio plástico de Dugdale (r_{pd}) para frentes rectos en modelos tridimensionales. Más adelante Camas-Peña profundizó en este estudio y lo extendió a modelos curvos [19]. La necesidad de una malla de gran densidad en la proximidad del frente de grieta es ya reconocida, con tamaños de elemento del orden de $r_{pd}/90$ en la dirección de la propagación de la grieta. En estos modelos resulta también crítica la discretización del espesor, pudiendo relajar esta condición conforme nos alejamos de la cara exterior.

Todos los cálculos los desarrollamos con modelos basados en tipos de elementos cúbicos lineales con 8 nodos. Como ejemplo se muestra en la figura 2 un modelo utilizado en cálculos recientes por Espejo-Labao para el desarrollo de su TFG. La imagen se corresponde con un análisis numérico en el programa ANSYS para el caso de una simulación en fatiga con b=3mm, K_{max} =20 MPam^{1/2}, R=0.3.



Figura 2. Ejemplo de mallado para frente recto K=20 MPam^{1/2} b=3mm R=0.3

2.3. ¿qué longitud de estela plástica es necesario simular?

Un aspecto fundamental es el desarrollo de la estela plástica previa al punto donde se desea medir la apertura. Para ello se procede a la simulación de un número suficiente de ciclos de carga (en función de las condiciones de tensión o deformación plana, nivel de carga y otros factores).

Sin embargo pocos autores justifican si en el momento de medir el cierre de grieta, la cantidad de estela simulada ha sido suficiente. En la figura 3 se muestra la evolución de K_{tt} en apertura para distintos niveles de discretización en una simulación bidimensional bajo hipótesis de tensión plana y R=0.1. Se observa la necesidad de simular al menos una longitud de estela equivalente a la mitad del r_{pd} .

Los resultados del análisis de este parámetro en modelos tridimensionales son cercanos y se encuentran en proceso de publicación.



Figura 3. Evolución de K_{ttop} para b=3mm R=0.1 y condiciones de tensión plana [22]

2.4. Otros parámetros habituales que fueron cuestionados.

Se han estudiado muchos otros parámetros que forman parte de la metodología habitual de la simulación de la estela plástica y que podían tener relevancia en los resultados del PICC:

- El momento de liberación de las condiciones de contorno del nodo para el avance de la grieta en cada ciclo de carga.
- La influencia del modelo de plastificación utilizado.
- El modelado de los ciclos de carga y descarga, la necesidad de incluir ciclos de relajación intermedios, la conveniencia de incluir ciclos iniciales de endurecimiento, etc.
- Las ventajas de incluir en el modelo elementos de segundo orden en el frente de grieta.
- La simulación del contacto entre las caras de la grieta.

INFLUENCIA DEL FACTOR DE INTENSIDAD DE TENSIONES

Toda la metodología anterior, de gran interés y con unas buenas correlaciones experimentales, no consideraba, no obstante, la distribución no homogénea del factor de intensidad de tensiones a lo largo del espesor.

No se podía ignorar que pudiera existir una relación con el binomio espesor- K_{max} . Sin embargo, para garantizar la robustez del modelo, primero se desarrolló una línea de investigación orientada a la justificación de la determinación de K mediante elementos finitos (García-Manrique [18, 23, 26, 27]).

Efectivamente esta relación existe y es ya reconocida. La variabilidad de K con el espesor es además dependiente

del nivel de carga, lo que implica que es diferente a lo largo de cada uno de los instantes de las rampas de carga y descarga de una simulación de fatiga.

En la figura 4 se presenta como ejemplo la variabilidad de la evolución de K para varias simulaciones (fractura) con diferentes niveles de carga.



Figura 4. Evolución de K para b=3mm K=15-30 MPam^{1/2} en modelos de fractura y frente recto (Garcia-Manrique [27])

Hay que recordar que en el proceso habitual de cálculo para determinar el momento de apertura y cierre de grieta se obtiene ésta al correlacionar el instante donde el parámetro elegido (K_{tt} o K_{nc}) cambia de estado con el valor del K aplicado. El posible error cometido proviene de considerar que el K aplicado nominal es el mismo en todo el espesor de la probeta.

Por tanto podemos aportar dos correcciones inmediatas:

- Por un lado la necesidad de incluir el efecto tridimensional a lo largo del espesor de la carga aplicada en cada subpaso de los escalones de carga y descarga en el ciclo de toma de datos. Esto debería llevarse a cabo mediante modelos de fractura que obtengan los desarrollos de K para cada nodo del frente y estado de carga.
- Por otro lado introducir el efecto de la variabilidad de la distribución de K en la determinación de la apertura y el cierre. Usualmente se considera constante indirectamente al suponer que para todos los nodos del espesor se mantiene la relación de carga-descarga en función de las K_{max} y K_{min} nominales.

En la figura 5 se presentan algunos resultados iniciales de la aplicación de esta metodología para el caso de una simulación en fatiga con $K_{max} = 30MPam^{1/2}$ y b=3mm. Se comparan con los obtenidos en trabajos anteriores.

En la figura el subíndice "nom" (nominal) hace referencia a los valores obtenidos de aplicar la metodología expuesta de considerar que la K en cada instante es constante e igual a la prevista en función de la longitud de la grieta, el valor de la carga y las características geométricas de la probeta de acuerdo a la relación:

$$K_{I} = \frac{P}{B\sqrt{W}} \left\{ \frac{2 + \frac{a}{W}}{\left(1 - \frac{a}{W}\right)^{\frac{3}{2}}} \cdot \left[0.886 + 4.64 \cdot \left(\frac{a}{W}\right) - 13.32 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^{2} \right] \right\}$$
(2)

Las otras curvas de resultados se corresponden con los obtenidos de aplicar la metodología corregida.



Figura 5. Comparación de tensiones de apertura y cierre a lo largo del espesor ($K_{max} = 30 Mpa \cdot m^{1/2}$, R = 0.1, b=3 mm)

Se comprueba cómo estos resultados presentan una convergencia mayor en el interior de la probeta. A pesar de esto en la región cercana al exterior se observan variaciones de importancia, ya que en todos los casos analizados aumentan considerablemente los gradientes hacia la superficie.

CONCLUSIONES

Las correcciones propuestas introducen cambios en los resultados, sobre todo cuantitativos, y especialmente en la región cercana a la superficie, por lo que sería recomendable incluir el cálculo del perfil de K a lo largo del espesor para cuantificar el cierre y/o la apertura del frente de grieta en fatiga.

Actualmente se está aplicando esta metodología a una gran cantidad de simulaciones y los resultados indican que estas conclusiones preliminares son correctas.

Las variaciones previstas a nivel de K de apertura se trasladan a la determinación de la K_{eff} y podemos ya suponer que su influencia será muy superior en términos de velocidad de crecimiento de grieta.

REFERENCIAS

- P.C. Paris, F. Erdogan, A critical analysis of crack propagation laws, *Trans. Am. Soc. Mech. Eng. J. Basic Eng.*, 85, 528–534. 1963.
- [2] K. Walker, The effect of stress ratio during crack propagation and fatigue for 2024-T3 and 7076-T6 aluminum, in: Eff. Environ. Complex Load Hist. Fatigue Life, ASTM STP 462, *American Society for Testing and Materials*, Philadelphia, 1–14. 1970
- [3] R.G. Forman, V.E. Kearney, R.M. Engle, Numerical analysis of crack propagation in cyclicloaded structures, *J. Basic Eng.* 89, 459–463. 1967
- [4] W. Elber, Fatigue crack closure under cyclic tension, *Eng. Fract. Mech.*, **2**, 37–45, 1970.
- [5] R.O. Ritchie, S. Suresh, C.M. Moss, Near-Threshold Fatigue Crack Growth in 2 1/4 Cr-1Mo Pressure Vessel Steel in Air and Hydrogen, *J. Eng. Mater. Technol.* **102**, 293, 1980.
- [6] S. Suresh, R.O. Ritchie, On the influence of fatigue underloads on cyclic crack growth at low stress intensities, *Mater. Sci. Eng.* **51**, 61–69, 1981.
- [7] K.T.V. Rao, W. Yu, R.O. Ritchie, On the behavior of small fatigue cracks in commercial aluminumlithium alloys, *Eng. Fract. Mech.*, **31**, 623–635, 1988.
- [8] F. Yusof, P. Lopez-Crespo, P.J. Withers, Effect of overload on crack closure in thick and thin specimens via digital image correlation, *Int. J. Fatigue*, 56, 17–24, 2013.
- [9] F. V Antunes, L. Correia, D. Camas, R. Branco, Effect of compressive loads on plasticity induced crack closure, *Theor. Appl. Fract. Mech.* 80, 193– 204, 2015.
- [10] D. Kujawski, Enhanced model of partial crack closure for correlation of R-ratio effects in aluminum alloys, *Int. J. Fatigue*, 23, 95–102. 2001.
- [11] X. Huang, T. Moan, Improved modeling of the effect of R-ratio on crack growth rate, *Int. J. Fatigue*, **29**, 591–602, 2007.
- [12] F.V. Antunes, T. Sousa, R. Branco, L. Correia, Effect of crack closure on non-linear crack tip parameters, *Int. J. Fatigue*, **71**, 53–63, 2015.
- [13] N.E. Ashbaugh, Effects of load history and specimen geometry on fatigue crack closure measurements, *Mech. Fatigue Crack Closure*, ASTM STP 982. 186–196, 1988.
- [14] S.K. Ray, A.F. Grandt, Comparison of methods for measuring fatigue crack closure in a thick

specimen, in: J. J.C. Newman, W. Elber (Eds.), *Mech. Fatigue Crack Closure*, ASTM STP 982, American Society for Testing and Material, Philadelphia, 197–213, 1988.

- [15] W. Yisheng, J. Schijve, Fatigue crack closure measurement on 2024-T3 sheet specimens, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 18, 917–921, 1995.
- [16] M. Mokhtarishirazabad, P. Lopez-Crespo, B. Moreno, A. Lopez-Moreno, M. Zanganeh, Evaluation of crack-tip fields from DIC data: A parametric study, *Int. J. Fatigue.* 89, 11–19, 2016.
- [17] A. Gonzalez-Herrera, Determinación numérica de las tensiones de apertura y cierre de grieta en fatiga, Tesis, Universidad de Málaga, 2004.
- [18] J. Garcia-manrique, Estudio numérico sobre la distribución en espesor del factor de intensidad de tensiones en modo I en fractura, Tesis, Universidad de Málaga, 2012.
- [19] D. Camas-Peña, Numerical study of the threedimensional behaviour of plasticity induced crack closure phenomenon in bi-dimensional specimens, Tesis, Universidad de Málaga, 2013.
- [20] A. González-Herrera, J. Zapatero, Influence of minimum element size to determine crack closure stress by the finite element method, *Eng. Fract. Mech.* 72, 337–355, 2005.
- [21] A. Gonzalez-Herrera, J. Zapatero, Tri-dimensional numerical modelling of plasticity induced fatigue crack closure, *Eng. Fract. Mech.* **75** , 4513–4528, 2008.
- [22] A. Gonzalez-Herrera, J. Zapatero, Numerical study of the effect of plastic wake on plasticity-induced fatigue crack closure, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* **32**, 249–260, 2009.
- [23] J. Garcia-Manrique, D. Camas, P. Lopez-Crespo, A.Gonzalez-Herrera, Stress intensity factor of through thickness effects, *Int. J. Fatigue*, 46, 58-66, 2013.
- [24] D. Camas, J. Garcia-Manrique, A. Gonzalez-Herrera, Crack front curvature: Influence and effects on the crack tip fields in bi-dimensional specimens, *Int. J. Fatigue*, **44**, 41-50, 2012.
- [25] D. Camas, J. Garcia-Manrique, A. Gonzalez-Herrera, Numerical study of the thickness transition in bi-dimensional specimen cracks, *Int. J. Fatigue*, 33, 921-928, 2011.
- [26] J. Garcia-Manrique, D. Camas, A. Gonzalez-Herrera, Study of the stress intensity factor analysis through thickness: methodological aspects, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* **40**, 1295-1308, 2017.

- [27] J. Garcia-Manrique, D. Camas, J. Lopez-Martinez, A. Gonzalez-Herrera, Analysis of the stress intensity factor along the thickness: The concept of pivot node on straight crack fronts, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 2017. doi:10.1111/ffe.12734.
- [28] H. Sehitoglu, W. Sun, Modeling of plane strain fatigue crack closure, ASME J Eng Mater Struct. 113, 31–41, 1991.
- [29] W. Sun, H. Schitoglu, Residual stress fields during fatigue crack growth, Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct. 15, 115–128, 1992.

Estimación del crecimiento de grietas desde valores efectivos de ΔK : Procedimiento de los puntos singulares aplicado a Al 2024 y Al 7075.

R. Zúñiga, A. Martín^{1*}, B. Moreno¹, P. López-Crespo¹, C. Pedraza¹

¹Escuela de Ingenierías Industriales, Universidad de Málaga C/ Pedro Ortiz Ramos s/n, 29071, Málaga, España * Persona de contacto: jamartinr@uma.es

RESUMEN

En este trabajo se expone un procedimiento de obtención de ecuaciones de crecimiento en valores efectivos para las aleaciones: Al 2024 T3 / T351, Al 7075 T6 / T651 y Al 7075 T73 / T7351. Desde planteamientos de cierre de grieta inducido por plasticidad y empleando las expresiones de Newman para el cálculo de S_{apertura} / S_{máx} se indica el proceso seguido para la obtención de los puntos singulares y pendientes básicas que lleva a una muy aceptable convergencia en los valores efectivos de crecimiento para probetas de muy diferentes geometrías, espesores y R (S_{mín} / S_{máx}). El proceso se basa en una exhaustiva comparación entre todos los datos de ensayo disponibles, incluso entre diferentes aleaciones al ponerse de manifiesto que comparten gran parte de los parámetros que controlan el crecimiento. El principal interés de este trabajo, más allá de proporcionar una expresión de crecimiento en valores efectivos de 4 décadas en velocidades es la capacidad para estimar las velocidades para valores de K aplicados en registros a amplitud constante para geometrías, espesores y R de los que no se dispone de información.

PALABRAS CLAVE: Crecimiento en valores efectivos, Amplitud constante, espesor.

ABSTRACT

In this work a procedure to obtain growth equations in effective values for the alloys: 2024-T3 / T351, 7075-T6 / T651 and 7075-T73 / T7351 is exposed. From crack- closure induced by plasticity concepts and using steady-state crack-opening stress equations developed by Newman the process followed to obtain the singular points and basic slopes that leads to a very acceptable convergence in ΔK_{ef} – da/dN for specimens of different geometries, thicknesses and R (Smín/Smáx) is exposed. The process is based on an exhaustive comparison between all the available test data, even between different alloys, since they show that they share a large part of the parameters that control growth. The main interest of this work, beyond providing an expression of growth in effective values of 4 decades in speeds, is the ability to estimate the velocities for K values applied under constant- amplitude loading for geometries, thicknesses and R in which there is no information available.

KEYWORDS: Fracture, Fatigue, Micro-tests, Notches

1. INTRODUCCIÓN

La identificación por Paris [1] del comportamiento lineal en el logaritmo de velocidades de crecimiento de grieta y factor de intensidad de tensiones K dio lugar al desarrollo de la MFEL en su aplicación al fenómeno de fatiga y permitió la aparición de los primeros modelos de predicción de crecimiento de grieta a fatiga basados en la plastificación del frente de grieta. Aun careciendo del fundamento físico de modelos posteriores, al contemplar los efectos de secuencia de cargas sobre las velocidades de crecimiento eran aplicables a regímenes de carga variable pero presentaban serias limitaciones como la necesidad de datos de crecimiento a muy diversas R (S_{mín}/S_{máx}) y de aplicabilidad a espesores distintos a los ensayados. Las observaciones de Elber [2] en 1968 sobre el contacto entre superficies de grietas bajo cargas cíclicas de tracción supusieron la inclusión del concepto de "cierre de grieta". Inicialmente desde un planteamiento exclusivamente plástico como causa de este contacto, el cierre de grieta explicaba los fenómenos de secuencia y, al desestimar en procesos de amplitud constante efectos en la parte del ciclo de carga desde Kmin a la K a la cual se produce la apertura de la grieta (K_{op}), aportó como variable directora del crecimiento el rango del factor de intensidad de tensiones efectivo (ΔK_{ef} = Kmáx - Kop), independiente de R. En la figura 1 se muestra la conversión de registros de muy diversas R representados en K_{máx} a una única ley en términos de ΔK_{ef} . Al disponerse de una variable directora única, plenamente explicativa, la ley de crecimiento para un

material en Modo I de fatiga sería aplicable en cualquier R, geometría y espesor.

Desde un enfoque plástico del cierre, Newman [3] desarrolló en 1981 un modelo Strip-Yield de crecimiento de grieta bidimensional basándose en el modelo de Dugdale [4] de determinación de la zona plástica en una probeta de ancho infinito en tensión plana y modificándolo para dejar una estela plástica en el camino de la grieta. Este modelo, incluido en los programas Fastran [5] y Nasgro [6], ha constituido una de las herramientas más extendidas para la predicción del crecimiento de grietas bajo regímenes de carga variable y aleatoria. En un análisis ciclo a ciclo el modelo evalúa los niveles de tensión y K de apertura dejado por las deformaciones plásticas que se han ido produciendo en el frente de grieta los ciclos anteriores.



1.1. Crecimiento de grieta en el ciclo de carga.

El valor del crecimiento de grieta asociado al ΔK_{ef} determinado por el modelo debe ser aportado por el usuario del programa mediante una ecuación de crecimiento o una tabla. La existencia en régimen de amplitud contante de valores de ΔK_{th} o "umbral", por debajo del cual no se produce crecimiento, y las fuertes aceleraciones a elevados valores de $K_{máx}$ al aproximarse a valores críticos lleva a la inclusión de factores aceleradores respecto al comportamiento lineal de Paris como las incorporadas por el programa Nasgro en su ecuación de crecimiento (1):

$$\frac{da}{dN} = \left[K_{max} \left(1 - R_{ef} \right) \right]^n \frac{1 - \left(\frac{\Delta K_{th}}{\Delta K} \right)^p}{1 - \left(\frac{K_{max}}{K_c} \right)^q} \tag{1}$$

donde C, n, p y q, son los parámetros del material que es necesario ajustar, R es la relación de carga, ΔK_{th} el rango del factor de intensidad de tensiones umbral, K_{max} , K_{op} y K_c son los factores de intensidad de tensiones máximo, de apertura de grieta y crítico respectivamente, y R_{ef} es (K_{op} / K_{max}) .

El ajuste de los parámetros del material se ve dificultado por factores adicionales como cambios en las restricciones a deformaciones en el frente de grieta, la interacción con otros mecanismos de cierre de grieta y la propia interacción entre parámetros, especialmente el efecto acelerador a elevados K.

1.2. El factor de constricción.

Durante el proceso de crecimiento de grieta en un ensayo a amplitud constante es previsible que sufran cambios las restricciones a deformaciones en el frente de grieta; desde un estado de deformación plana para muy bajos niveles de K aplicados hasta estados de tensión plana cuando las deformaciones producidas en el ciclo en el frente de grieta superan el espesor de la probeta. Este proceso de cambio de condiciones en el frente de grietas es ocasionalmente respaldado en el análisis de superficies fracturadas y casi sistemáticamente en el estudio de los datos de crecimiento procedentes de ensayo de materiales metálicos.

En el análisis de superficies fracturadas no es extraño encontrar transición en el patrón de crecimiento de grieta; como se muestra en la figura 2, de un crecimiento en plano normal a las tensiones se evoluciona a un crecimiento sobre planos inclinados en labios de cortadura simples o dobles, compatible con los efectos de un estado de tensión plana en el frente de grieta.

En los ensayos a amplitud constante es apreciable un cambio en la senda de crecimiento para espesores moderados o bajos (3-5mm) y R inferiores a 0.5. En la figura 3 se muestran ensayos realizados por Moreno [7] sobre AL 2024-T351 comparando crecimientos en probetas de 4 y 12mm. El crecimiento en ambos espesores es coincidente hasta un nivel de velocidades en el que, para todas las R ensayadas, las probetas de 4 mm abandonan la senda de crecimiento de las de 12mm Desde planteamientos de cierre de grieta por plastificación este comportamiento es compatible con el tránsito de un estado de deformación plana a tensión plana, implicando mayores deformaciones y aumentando los efectos de cierre con la consecuente disminución de velocidad de crecimiento.



Los efectos de restricciones tridimensionales en el frente de grieta son considerados en el modelo de Newman incluyendo el concepto de "factor de constricción - α ", que en la forma $\alpha.\sigma_0$ establece el valor de la tensión de fluencia a adoptar, siendo σ_0 la tensión promedio entre el límite elástico y la tensión última del material y recomendando al usuario asignar a " α " valores de 1 a 1.2 para tensión plana y de 1.7 a 2.5 para deformación plana.
En el programa Nasgro se incluyen dos modelos basados en el Strip-Yield de Newman y que se diferencian en la manejo de α. Mientras el CCL, coincidiendo con el Fastran, le asigna un valor único en toda la zona plástica, el VCL le asigna valores decrecientes hasta tensión plana en el extremo de la zona plastificada en el ciclo. También muestran diferencias en la identificación del punto en el que comienza el proceso de transición de deformación plana a tensión plana, el modelo VCL toma como inicio de transición el tamaño relativo de la zona plástica del ciclo respecto al espesor de la probeta, admitiendo DP hasta 0.1 y TP desde 1.5. Por su parte, para el modelo CCL y Fastran la transición se manifiesta en un tramo entre 1 y 1.5 décadas de velocidad y la posicionan en valores efectivos mediante la expresión de Newman (2)

$$(\Delta K_{\text{eff}})_{\text{T}} = \mu \sigma_0 T^{1/2}$$
⁽²⁾

donde σ_0 es a tensión promedio entre el límite elástico y la tensión última, T es el espesor de la probeta y μ es un coeficiente al que generalmente asigna valor de 0.5.

1.3. Interacción con otros mecanismos de cierre.

Las aleaciones sobre las que se ha realizado el presente estudio presentan peculiaridades en el perfil de crecimientos a amplitud constante. En la figura 4 se incluyen los registros de amplitud constante empleados para el Al 2024-T351; en la zona de bajos K, la habitual asíntota de umbrales exhibe un comportamiento sinuoso difícilmente explicable desde un modelo de plasticidad. Un detallado estudio realizado por Wanhill [8] sobre esta etapa de crecimiento y aleaciones 2024-T3 y T351 indica claras cambios en la topografía de fractura hasta alcanzar el punto marcado como 3 en la figura 5 donde, de caras corrugadas con topografías muy rugosas y marcadas deflexiones en la senda de crecimiento, va pasando a las habituales estrías de fatiga homogéneas disminuyendo la rugosidad y deflexión de grieta. Parece evidente un cambio en el mecanismo de crecimiento de grietas; siendo dirigido el crecimiento por K, puede que ΔK_{ef} desde un enfoque simple de plastificaciones no sea la variable directora única o más adecuada del proceso en esta zona inferior. En el mismo estudio, y coincidiendo en las apreciaciones de Schijve [9], resalta que los puntos marcados como 2,3 y 5 (inicio de transición del estado de tensiones) responden a muy similares velocidades de crecimiento en las piezas analizadas.

Atendiendo al papel que la rugosidad u otros mecanismos de protección del frente de grieta puedan jugar se han planteado diversos modelos de crecimiento que, o bien sustituyen completamente el papel de las deformaciones en el vértice de grieta, o bien lo complementan con la inclusión de una segunda variable directora del crecimiento; entre ellos cabe destacar los de Paris-Donald [10,11] y el de Kujawski [12].



Figura 5: Perfil genérico en aleaciones estudiadas.

2. APLICACIÓN DE PROCEDIMIENTO DE PUNTOS SINGULARES A AL 2024 y AL 7075.

Tras la evaluación de las diferencias en el tratamiento dado al factor de constricción en los modelos CCL y VCL de Nasgro realizada por Martín [13] y atendiendo a las ya mencionadas consideraciones de Wanhill y Schijve referentes al papel que las velocidades de crecimiento pueden jugar en aleaciones de aluminio, los autores del presente trabajo realizan un análisis comparativo del comportamiento bajo amplitud constante de las aleaciones estudiadas: Al 2024-T3 y T351, Al 7075-T6 y T651, y Al 7075-T73 y T7351 con el objeto de obtener ecuaciones de crecimiento en valores efectivos válidas para cualquier R, geometría y espesor, y desde las cuales sea posible estimar el perfil de velocidades de crecimiento en amplitud constante a K aplicadas para R, espesores y geometrías de los que no se dispone de información.

Las aleaciones seleccionadas tienen en común el presentar el perfil de crecimiento mostrado en la figura 5 y que dado su uso en la industria aeronáutica se dispone de una amplia base de datos en el programa NASGRO con geometrías y espesores muy diversos siendo completados para la aleación Al 2024-T351 con ensayos realizados por Moreno [7] y los aportados por Lapetra [14] y Donald-James [15]. Los registros empleados son recogidos en la tabla 1, correspondiendo a la clasificación de placas y láminas con extracción de pieza en orientación L-T y bajo condiciones de ensayo de laboratorio.

Tabla 1. Registros A.C. empleados en el estudio. Al 2024-T3

111 2024 10						
Probeta	Espesor (mm.)		1	R	Ancho (mm.)	
(Número)	Mín.	Máx.	Mín.	Máx.	Mín.	Máx.
C(T) (5)	4.01	8	-1	0.5	64	
M(T) (18)	2.29	6.35	-2	0.7	76.2	305
SSCH (6)	2.29	3.99	-2	0.5	59.9	
Al 2024-T35	1					
Probeta	Espes	or (mm.)	1	R	Ancho	(mm.)
(Número)	Mín.	Máx.	Mín.	Máx.	Mín.	Máx.
C(T) (20)	4	25.4	0.01	0.8	50	64.8
M(T) (21)	2.01	12.7	-1	0.8	76.2	305

0.1

59.9

SSCH (1)

3.05

Probeta	Espes	or (mm.)	1	ĸ	Ancho	(mm.)
(Número)	Mín.	Máx.	Mín.	Máx.	Mín.	Máx.
C(T) (1)	4.77	-	0.1	-	127	-
M(T) (20)	1.02	12.7	-1	0.5	76.2	305
STIFFM(T)	2.29	-	-1	0.82	305	-
(11)						
Al 7075-T651	1					
Probeta	Espes	or (mm.)	1	R	Ancho	(mm.)
(Número)	Min	Máy	Mín	Máy	Mín	Máy

12.7

0.1

-0.5

0.1

05

0.75

76.2

76.2

38.1

102

Al 7075-T6

|--|

C(T) (1)

M(T) (9)

SE(B) (2)

5.08

3.81

5.08

AI /0/3-1/3							
Probeta	Espesor (mm.)]]	R		Ancho (mm.)	
(Número)	Mín.	Máx.	Mín.	Máx.	Mín.	Máx.	
M(T) (11)	6.1	12.7	-1	0.5	76.2	120	
AI 7075-T735	51						
Probeta	Espesor (mm.)		R		Ancho (mm.)		
(Número)	Mín.	Máx.	Mín.	Máx.	Mín.	Máx.	
C(T) (7)	9.91	38.1	0.02	0.5	50	127	
M(T) (11)	2.49	31.75	-1	0.5	80	178	

El perfil de crecimiento de la figura 5 muestra todos los cambios de comportamiento identificables en un ensayo para las aleaciones seleccionadas. El punto 1 corresponde al inicio de crecimiento estable tras el marcado efecto umbral. Hasta el punto 2, en un crecimiento lineal en el logaritmo presenta la marcada rugosidad ya indicada. Hasta el punto 4, que corresponde al inicio de la zona comportamiento lineal de Paris en deformación plana, transita en evolución en la que es apreciable un punto de inflexión en la curvatura de las velocidades de crecimiento. Del punto 4 al 5 sigue comportamiento según Paris para deformación plana y en 5 comienza la transición en las restricciones del frente de grieta hasta el punto 6 en que volvería a seguir comportamiento lineal de Paris ahora bajo condiciones de tensión plana, este comportamiento lo mantendrá hasta el inicio de los efectos aceleradores propios a elevados niveles de K_{máx}.

En cada uno de los tres pares de aleaciones estudiado ha resultado fácil identificar una pendiente común de comportamiento lineal según Paris en la etapa de deformación plana. Para salvar efectos aceleradores de K_c o zonas de transición que pudieran modificar la selección de pendiente se realizó comparación entre probetas de espesores medios o elevados sujetas a R moderadas o bajas, indistintamente de la geometría.

Las pendientes obtenidas son lanzadas sobre cada registro en una ficha propia y, si es posible, se posiciona libremente sobre los tramos de comportamiento lineal acorde a estas pendientes que presente; generalmente ofrecerá un tramo superior para Paris-1 (comportamiento en deformación plana), ocasionalmente y para espesores entre 3 y 5 mm ofrecerá tanto Paris-1 como Paris-2 (comportamiento en tensión plana) y para espesores pequeños el único tramo lineal será identificado con posterioridad como Paris-2. Con objeto de evitar errores relevantes en la identificación de posiciones de Paris-1 y Paris-2, conforme se iban posicionando eran convertidas a valores efectivos con el fin de consistencia con el resto de posicionamientos, indistintamente de tratarse de Paris-1 o Paris-2. La conversión a valores efectivos se ha realizado empleando las dos herramientas suministradas por Newman al efecto: para las aleaciones AL 2024-T3 y T351 mediante simulaciones desde el programa Fastran con α constante (valor 1.73 para DP y 1 para TP) en las que se estudiaba exclusivamente el valor promedio de los valores de Ref correspondientes a los niveles de K en los que el comportamiento había sido identificado como lineal, evitando así las variaciones en las estimaciones de R_{ef} del programa. Para las aleaciones 7075-T6 y T651, y las 7075-T73 y T7351 se han empleado las expresiones de Newman [5] para R_{ef} en función de R, $S_{máx}/\sigma_0$ y α . En ambos casos se ha podido realizar la comentada conversión a efectivos de las rectas de Paris-1 y Paris-2 de primer ajuste en aquellas geometrías incluidas en Fastran-II o con analogía de K para obtener los valores de R_{ef} en las ecuaciones. En la figura 6 se muestra la conversión a valores efectivos como un simple desplazamiento desde K_{máx}, hasta el punto 5 sería la conversión mediante Ref en DP y desde el punto 6 sería la correspondiente a TP.



Una vez validadas las rectas de Paris-1 y Paris-2 sobre la ficha de cada registro se procede a la identificación de los puntos 5 (inicio de transición) y 7 (inicio de efectos de K_c) en cada registro con los resultados expuestos en las figuras 7 y 8.



Figura 7: Inicio de transición.



El inicio de transición en las 6 aleaciones estudiadas viene determinado por la velocidad de crecimiento para cada espesor y es común para grupo de aleaciones, mientras que el efecto de K_c lo determina para cada espesor un valor de Kmáx siendo única la relación para los subgrupos AL 7075 y necesario discriminar aleación en el subgrupo AL 2024. En la primera aplicación de este estudio, Martín [13] apreció que los procesos de transición de DP a TP seguían un comportamiento lineal en el logaritmo, partiendo desde el punto 5 al 6 de la figura 6, optando por definir esa transición por la posición más ambigua que proporciona el punto 6. Al mostrar similar tipo de comportamiento los grupos de aleación 7075 se decide emplear la pendiente de transición en todos los casos en la generación de registros de amplitud constante desde los valores efectivos.

La facilidad de identificación del punto de inflexión (punto 3) permite trazar las ecuaciones de crecimiento en valores efectivos y generar registros a amplitud constante sobre cuatro décadas de velocidad. En cierta medida sorprende que la identificación del punto se tenga que realizar desde el valor de R para cada registro, aunque puede refrendar la necesidad de inclusión de una segunda variable directora del crecimiento manifestada por varios autores para esta zona de crecimiento. La dependencia de R es puesta en evidencia en las figuras 9 y 10.







K_{máx} de P.I. en AL 2024. Parámetros de efecto K_c

La desafectación de los efectos de K_c , posibilitará un adecuado desarrollo de registros en amplitud constante desde la ecuación única en valores efectivos. Los efectos de K_c responden a la ecuación (3), los valores de los tres parámetros empleados son mostrados en la figura 11para la aleación AL 7075—T651.

$$FKC = EXP\left\{ \left[\frac{Z}{\frac{K}{K_{C}}} \cdot LN\left(\frac{K}{K_{C}}\right) \right] + \left[R \cdot \left(\frac{K}{K_{C}} - 1\right) \right] + \left[E \cdot \left(\frac{K}{K_{C}} - 1\right)^{2} \right] \right\}$$
(3)

Con el fin de mejorar la convergencia de los datos en valores efectivos, especialmente en la zona próxima a umbral y probablemente afectada en mayor medida por otros mecanismos de cierre de grieta, se aplica a los valores de R_{ef} la corrección propuesta por Paris-Donald [10,11] como método $(2/\pi)$, proporcionando la confluencia precisa para trazar un perfil de recta inferior en valores efectivos, conservadora, sobre la cual es posible comenzar a elaborar las estimaciones de crecimiento en amplitud constante para geometrías, R y espesores de los que no se dispone de información.



Figura 12: Valores efectivos de los registros tratados.

GENERACIÓN DE REGISTROS A AMPLITUD CONSTANTE.

Conocidas la recta base en valores efectivos, la envolvente de cada aleación como recta inferior, los parámetros de desafectación de K_c propios a la aleación y conocidas las evoluciones de los 3 puntos singulares: Punto de inflexión, inicio de transición e inicio de efectos de K_c, es posible la generación de estimaciones de crecimiento bajo regímenes de amplitud constante para valores de K aplicado sobre geometrías, espesores y R de los que no se dispone de información directa.

Disponiendo de la recta inferior y Paris efectiva, se lanzan las Paris-1, Paris-2 y Recta inferior en D.P. deshaciendo la conversión mediante el método $(2/\pi)$

sobre valores de R_{ef} que proporcionan las expresiones de Newman. Sobre estas, ya en valores de $K_{máx}$, se traza la pendiente de punto de inflexión pasando por las coordenadas dado para este punto según la R del registro.

En la segunda etapa se marca el punto de inicio de transición desde la velocidad correspondiente al espesor de pieza y la recta Paris-1; desde ese punto se inicia el proceso de transición según la pendiente del material hasta alcanzar Paris-2.

En última etapa se obtiene el valor de $K_{máx}$ en el que comienzan los efectos aceleradores de K_c , aplicando los parámetros de afectación propios a los niveles de $K_{máx}/K_c$ que correspondan a cada valor de $K_{máx}$. (ver figura 13).



Figura 13: Etapas en la elaboración de registro a amplitud constante.

REFERENCIAS

[1] Paris P. C., The growth of fatigue cracks due to variations in load, Ph. D. Tesis, Leigh University, 1962.

[2] Elber W., Fatigue crack closure under cyclic tension, engng. Fract. Mech. 2, pp. 37-45, 1970.

[3] Newman J.C., A Crack Closure Model for Predicting Fatigue Crack Growth Under Random Loading, Methods and Models for Predicting Fatigue Crack Growth under Random Loading, J. B. Chang and C. M. Hudson (Eds.), ASTM STP 748, pp 53-84, 1981.

[4] DugdaleDS. Yielding of steel sheets containing clits. J Mech Phys Solids 1960;8:100-4.

[5] Newman Jr JC. FASTRAN II–A fatigue crack growth structural analysis program. NASA TM 104159, 1992.

[6] NASGRO 6.0, Reference Manual (version 6.02, September 2010), Fracture mechanics and fatigue crack growth analysis software, NASA Johnson Space Center and Southwest Research Institute; 2010.

[7] Moreno, B. Variabilidad en el crecimiento de grietas por Fatiga bajo Cargas Aleatorias, T.D., U.M.A., 2002.

[8] Wanhill, R.J.H., Low Stress Intensity Fatigue Crack Growth in 2024-T3 and T351. Engineering Fracture Mechanics, vol. 30, N°. 2, pp. 233-260, 1988.

[9] Schijve, J. Significance of fatigue cracks in microrange and macro-range. In: Fatigue crack propagation, ASTM STP 415. Philadelphia (PA): American Society for Testing and Materials; 1967. p. 415-59.

[10] Donald, J.K., Paris, P.C., 1999, An evaluation of Δ Keff estimation procedures on 6061-T6 and 2024-T3 aluminum alloys. International Journal of Fatigue vol. 19, S47-S57, 1999.

[11] Paris, P.C., Tada, H., Donald, J.K., 1999 Service load fatigue damage- a historical perspective. International Journal of fatigue 21 (1999). S35-S46.

[12] Kujawski, D. 2001. Enhanced model of partial crack closure for correlation of R-ratio effects in aluminium alloys. International Journal of Fatigue 23 (2001) 95-102.

[13] Martín, A. Análisis comparativo de modelos stripyield en crecimiento de grietas por fatiga aleatoria, T.D., U.M.A., 2015.

[14] Lapetra,C., Mayo,J., Domínguez,J.. The randomness of fatigue crack growth under constantamplitude loads. Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., vol. 17, pp. 589-600, 1996.

[15] Keith Donald, FTA, and Mark James, Alcoa, Private Communication, 2009.

MONITORING THE LOW CYCLE FATIGUE BEHAVIOUR OF AN ALUMINUM MATRIX COMPOSITE BY DIGITAL IMAGE CORRELATION

M. Mokhtarishirazabad^{1*}, K. Hockauf², P. Lopez-Crespo¹, B. Moreno¹ T. Lampke²

¹Department of Civil and Materials Engineering, University of Malaga C/Dr Ortiz Ramos s/n, 29071, Malaga, Spain ²Institute of Materials Science and Engineering, Technische Universität Chemnitz, Erfenschlager Str. 73, 09125 Chemnitz, Germany

* Correspondent author: mokhtari@uma.es

ABSTRACT

The ratcheting behaviour of a metal matrix composite with different contents of reinforcement particles is studied. Loadcontrol low cycle fatigue test was conducted on the flat specimens with dog-bone geometry made of Al 2124 alloy reinforced with 5% and 25% of SiC particles with the diameter of 3 microns. In addition, 2D Digital Image correlation technique was employed to monitor the surface strain of the specimens to locate the damage initiation region. Results showed an immediate transition from stage I to stage II of ratcheting phenomenon. Ratcheting strain remained almost constant in the second stage. Stage III, where the ratcheting strain increases progressively to final fracture, was very short for fractured sample. DIC method successfully determined the strain localization in macro scale for aluminum alloy Al2124 with 5% and 25% SiC reinforcement.

KEYWORDS: Ratcheting, Low cycle fatigue, digital image correlation, metal matrix composite

RESUMEN

En este trabajo se estudia el comportamiento de *ratcheting* de un material compuesto de matriz metálica con diferentes contenidos de partículas de refuerzo. Se realizó un ensayo de fatiga a bajo número de ciclos con control de carga en muestras planas con geometría de hueso de perro de la aleación de aluminio Al 2124 reforzadas con un 5% y un 25% de partículas de SiC con un diámetro de 3 micras. Además, se empleó la técnica de correlación de imágenes digital (DIC) 2D para obtener los campos de deformación en la superficie y localizar la región de inicio del fallo. Los resultados mostraron una transición inmediata de la etapa I a la etapa II del fenómeno de *ratcheting*. La tensión de *ratcheting* se mantuvo casi constante en la segunda etapa. La etapa III fue muy corta porque la tensión de *ratcheting* aumentó progresivamente hasta la llegar a la fractura. La técnica DIC determinó con éxito la localización de la deformación en escala macro para aleación de aluminio Al2124 con 5% y 25% de refuerzo de SiC.

PALABRAS CLAVE: Ratcheting, fatiga a bajo número de ciclos, correlación de imágenes digital, material compuesto de matriz metálica.

INTRODUCTION

Non-contact measurement techniques are growing very fast these days due to unique advantageous such as providing full-field measurement. That is to say, unlike conventional point-wise data collection methods, full-field techniques provide a field record of a quantity [1]. Therefore, they enable experimentalists to study not only the global material response but also local measurement of quantities [2]. These include techniques such as caustics, Moiré interferometry [3], photoelasticity [4],

thermoelasticity [5], electronic speckle pattern interferometry [6] or Digital Image Correlation (DIC) [7]. Among non-contact full-filed techniques, (DIC) has become extremely popular during last two decades due to being easy to implement in practice, minor need for sample preparation and being scale-free [8–10]. This method consists of tracking points in the digital images which are taken during the deformation of the surface of a specimen. The output of the DIC is a full-field displacement array which can be used to compute the full-field strain map. A number of studies has been conducted to develop the DIC method either in hardware aspect or correlation solutions [11]. These include a different techniques for surface finish [11–13] so that different levels of magnification can be analysed [7,14,15]. Further details about the principles of the method and its applications can be found elsewhere [14–16].

Strain localization can extremely affect the mechanical behaviour of a material under structural application [17]. Perhaps the best example for strain localization is the necking region in a conventional tensile test where excessive strain localized in a small region. Such localization in deformation can also be seen in the crack tip region in fracture and fatigue crack propagation as well [17]. It has been shown that strain localization plays a crucial role in fatigue crack initiation and fatigue crack propagation. Abusaid et al. [18] have employed DIC method to measure a high resolution deformation of polycrystalline Hastelloy X subjected to fatigue loading. They observed a clear relation between the location and the length of fatigue micro-cracks with localization of plastic strains in early loading sequences.

Although a number of works has been done to determine the effect of strain localization on fatigue crack initiation and propagation in conventional engineering materials, a very little knowledge is available about strain localization in advanced lightweight metal matrix composites. In the present paper, we employed DIC technique to monitor the strain localization process during low cycle fatigue loading on a lightweight Aluminium Matrix Composite (ALC).

MATERIALS AND METHODS

Low cycle fatigue test is conducted on 2124 aluminium alloy reinforced with 5% and 25% SiC particles with the average diameter of 3 microns. Fig. 1, shows the microstructure and the specimen geometry.

Table 1. General Mechanical Properties of Al 2124 alloy with different contents of reinforcement particles

SiC Content	Е	$\sigma_{\rm ys}$	UTS	Ef
(%)	(GPa)	(MPa)	(MPa)	(%)
5	76	115	122	11.8
25	109	238	407	3.5

Considering the geometry of the specimen, the cyclic loading was applied in a tension-tension mode to avoid the buckling phenomenon in the presence of compressive loads. MTS servo-hydraulic fatigue test machine is used to apply cyclic loads under load control. Fig. 2 shows the schematic of the loading sequences.



Figure 1. The geometry and the microstructure of Al 2124 alloy + 5% SiC reinforcement particles.



Continues Imaging just at the first cycle

Figure 2. The Schematic of the loading and capturing condition for LCF test.

Samples were loaded in different stress values to select a proper loading condition to apply to both of specimen condition (with 5% and 25% of SiC). Loads were selected so that the cyclic loading starts at a plastic strain of about 1.4 %. To this end, the applied stresses to specimens with 5% and 25% of SiC were 215 and 375 MPa, respectively. The stress rate was 50 MPa/sec. Strain values were recorded using an MTS extensometer with the gauge length of 20 mm. Digital images were taken using a 5 Megapixel CCD camera with a resolution of 2448×2050 pixel. A Schneider Kreuznach Xenon macro lens was employed to obtain the required field of view. Using this setup, 40 images were taken in the first cycle and one image at the maximum load for the rest of cycles. To have a random pattern on the surface of the sample for correlation affairs, white and black paints were sprayed on the surface. The correlation calculations were made by using the commercial GOM Correlate software.

RESULTS AND DISCUSSION:

Fig. 4, shows the stress-strain curve for successful tests. It can be seen from this figure that by increasing the number of cycles, cyclic loops have been shifted to the positive direction, gradually. This is due to the ratcheting effect [19].



Figure 3. Stress-Strain curve for specimens under cyclic load.

In strain-controlled with mean strain cyclic loading condition, when material experiences a plastic deformation, mean stress relaxation takes place. Ratcheting phenomenon occurs in materials subjected to cyclic stress-controlled conditions with mean stress when the applied cyclic stress stays larger than the yield strength of the structure material. In this case, ratcheting strain is accumulated over stress cycles inducing plastic deformation in materials. Ratcheting strain is produced because of asymmetrically cyclic stressing results in an extra fatigue damage and shortens fatigue life of components. Ratcheting phenomenon occurs in three stages (Fig. 4).



Figure 4. Triphasic stages of ratcheting strain over fatigue cycles [19].

This deformation mechanism is associated with plastic slip, dislocation movement and cell formations. Ratcheting strain accumulation begins quickly in stage I and by increasing the number of cycles the rate of ratcheting decreases gradually because of reduction of the number of active dislocations. The ratcheting rate reduction continues until the rate of the accumulation of the strain become stable. Secondary region commences with steady-state ratcheting rate. In this stage, gradual stabilization of dislocations takes place as cycling continues. The later stage of ratcheting process is typified as ratcheting strain rate increases. Deformation at this stage is related to the formation of dislocation cells as the number of cycle increases. The ratcheting accelerates uncontrollably in successive cycles during stage III resulting in the cross-sectional area reduction. This increases maximum true stress, leading to necking and ductile fracture in materials.

Figure 5, shows the evolution of ratcheting strain by increasing the number of cycles. Ratcheting strain is estimated based on the following equation:

$$\varepsilon_r = \frac{1}{2} (\varepsilon_{max} + \varepsilon_{min}) \tag{1}$$

It can be seen from this graph that the second stage of the ratcheting progress has started immediately after about 10 cycle. This stage has been the dominant stage for the next 1000 cycles. Rapid transition from stage I to stage II has been also observed by Gao et al. [20]. This trend has been observed for all specimens except for Al2124_25%SiC under the maximum stress of 375 MPa. This specimen broke after 366 cycles. A closer look at the cyclic behaviour of this sample showed that the ratcheting strain has been gradually decreased after 30 cycles. This can be attributed to an error in recording the strain data (e.g. Sliding the extensometer).



Figure 5. Ratcheting strain evolution in different loading condition and SiC content.

SURFACE DEFORMATION MONITORING BY DIC

Figure 6 shows the deformation evolution of Al2124_25%SiC sample during fatigue process. It can be seen that the strain localization has been started from the very early cycles (white arrow in the Fig. 7). It means that this sample had a flaw in the localized strain region made during manufacturing the sample.



Figure 6. Strain map of the Al2124_25% SiC showing the evolution of strain localization until sample break.

It worth noting that for this specimen, images were takes with an interval of a number of cycles about 50. Therefore, the cycles just before of the fracture were not captured. Fig. 8, shows the evolution of surface strain for Al2124_5%SiC specimen for the first 1000 cycles. Localization of strain can be seen clearly from the very first cycles. Although this sample was not broken after 5000 cycles, but it can be predicted from DIC analysis that fracture will probably happen from the strain localized regions.

The main advantage of DIC is that the localized strain regions can be determined in the very first cycles of the LCF, as it can be seen from Figs. 6 and 7.



Figure 7. Strain map of the Al2124_5% SiC showing the evolution of strain localization for 1000 cycles.

CONCLUSION

Ratcheting effect due to stress-controlled LCF test was examined for aluminum alloy Al2124 with 5% and 25% SiC particles with diameter of 3 micron. Results showed an immediate transition from stage I to stage II of ratcheting phenomenon. Ratcheting strain remained almost constant in the second stage. Stage III, where the ratcheting strain increases progressively to final fracture, was very short for fractured sample. DIC method successfully determined the strain localization in macro scale for aluminum alloy Al2124 with 5% and 25% SiC reinforcement.

ACKNOWLEDGEMENTS

The technical aids of the laboratory technicians at the Technical University of Chemnitz, Mr. Christoph Wollschläger, Steffen Clauss and Felix Schubert is highly acknowledged. The authors also acknowledge the financial support of the University of Malaga through Campus de Excelencia Internacional del Mar (CEIMAR). Financial support from the Spanish Ministerio de Economia y Competitividad through grant reference MAT2016-76951-C2-2-P is also greatly acknowledged.

REFERENCES

- G. Viggiani, S.A. Hall, Full-field measurements, a new tool for laboratory experimental geomechanics, in: S.E. Burns, P.W. Mayne, J.C. Santamarina (Eds.), Deform. Charact. Geomaterials, IOS Press, 2008: pp. 3–26.
- [2] S.A. Hall, J. Desrues, G. Viggiani, P. Bésuelle, E. Andò, Experimental characterisation of (localised) Deformation Phenomena in Granular Geomaterials from Sample Down to Inter-and Intra-grain Scales, Procedia IUTAM. 4 (2012) 54–65. doi:10.1016/J.PIUTAM.2012.05.007.
- [3] E.A. Patterson, E.J. Olden, Optical analysis of crack tip stress fields: a comparative study, Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct. 27 (2004) 623–635. doi:10.1111/j.1460-2695.2004.00774.x.
- [4] M.N. Pacey, M.N. James, E.A. Patterson, A new photoelastic model for studying fatigue crack closure, Exp. Mech. 45 (2005) 42–52.
- [5] F.A. Diaz, E.A. Patterson, R.A. Tomlinson, J.R. Yates, Measuring stress intensity factors during fatigue crack growth using thermoelasticity, Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct. 27 (2004) 571–583. doi:10.1111/j.1460-2695.2004.00782.x.
- [6] A. Shterenlikht, F.A. Díaz-Garrido, P. Lopez-Crespo, P.J. Withers, E.A. Patterson, Mixed Mode (KI + KII) Stress Intensity Factor Measurement by Electronic

Speckle Pattern Interferometry and Image Correlation, Appl. Mech. Mater. 1–2 (2004) 107–112.

- M. Mokhtarishirazabad, P. Lopez-Crespo, B. Moreno, A. Lopez-Moreno, M. Zanganeh, Evaluation of crack-tip fields from DIC data: A parametric study, Int. J. Fatigue. 89 (2016) 11–19. doi:10.1016/j.ijfatigue.2016.03.006.
- [8] M.A. Sutton, N. Li, D.C. Joy, A.P. Reynolds, X. Li, Scanning electron microscopy for quantitative small and large deformation measurements Part I: SEM imaging at magnifications from 200 to 10,000, Exp. Mech. 47 (2007) 775–787.
- [9] J.D. Carroll, W. Abuzaid, J. Lambros, H. Schitoglu, High resolution digital image correlation measurements of strain accumulation in fatigue crack growth, Int. J. Fatigue. 57 (2013) 140–150. doi:10.1016/j.ijfatigue.2012.06.010.
- [10] B. Pan, L. Yu, D. Wu, High-Accuracy 2D Digital Image Correlation Measurements with Bilateral Telecentric Lenses: Error Analysis and Experimental Verification, Exp. Mech. 53 (2013) 1719–1733.
- [11] M.A. Sutton, J.J. Orteu, H. Schreier, Image Correlation for Shape, Motion and Deformation Measurments, 2009. doi:10.1007/978-0-387-78747-3.
- [12] P. Lopez-Crespo, B. Moreno, A. Lopez-Moreno, J. Zapatero, Characterisation of crack-tip fields in biaxial fatigue based on high-magnification image correlation and electro-spray technique, Int. J. Fatigue. 71 (2015) 17–25. doi:10.1016/j.ijfatigue.2014.02.016.
- [13] S. Yoneyama, T. Ogawa, Y. Kobayashi, Evaluating mixed-mode stress intensity factors from full-field displacement fields obtained by optical methods, Eng. Fract. Mech. 74 (2007) 1399–1412. doi:10.1016/j.engfracmech.2006.08.004.
- [14] M. Mokhtarishirazabad, P. Lopez-Crespo, B. Moreno, A. Lopez-Moreno, M. Zanganeh, Optical and analytical investigation of overloads in biaxial fatigue cracks, Int. J. Fatigue. 100 (2017) 583–590. doi:10.1016/j.ijfatigue.2016.12.035.
- [15] S. Yoneyama, A. Kitagawa, S. Iwata, K. Tani, H. Kikuta, Bridge deflection measurement using digital image correlation, Exp. Tech. 31 (2007) 34–40. doi:10.1111/j.1747-1567.2007.00132.x.
- [16] M. Zanganeh, P. Lopez-Crespo, Y.H. Tai, J.R. Yates, Locating the crack tip using displacement field data: a comparative study, Strain. 49 (2013) 102–115. doi:10.1111/str.12017.
- [17] S.D. Antolovich, R.W. Armstrong, Plastic strain localization in metals: Origins and consequences, Prog. Mater. Sci. 59 (2014) 1–160.

doi:10.1016/j.pmatsci.2013.06.001.

- [18] W. Abuzaid, H. Sehitoglu, J. Lambros, Plastic strain localization and fatigue micro-crack formation in Hastelloy X, Mater. Sci. Eng. A. 561 (2013) 507–519. doi:10.1016/j.msea.2012.10.072.
- [19] G.R. Ahmadzadeh, A. Varvani-Farahani, Triphasic ratcheting strain prediction of materials over stress cycles, Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct. 35 (2012) 929–935. doi:10.1111/j.1460-2695.2012.01678.x.
- [20] H. Gao, W. Ye, Z. Zhang, Ratcheting behavior of ZEK100 magnesium alloy with various loading conditions and different immersing time, J. Mater. Res. 32 (2017) 2143–2152.

PREDICCIÓN DE VIDA A FATIGA DE DEFECTOS POR CORROSIÓN LOCALIZADA PARA APLICACIONES OFFSHORE

N.O Larrosa^{1,2*}, M.D Chapetti³, P. Lopez-Crespo², R.A. Ainsworth⁴

¹ School of CAME, University of Bristol, Bristol BS8 1TR, UK
 ² Departamento de Ingeniería Civil y Materiales, Universidad de Málaga, Málaga, 29071, España
 ³ INTEMA (CONICET), Universidad de Mar Del Plata, Mar del Plata, 7600, Argentina
 ⁴School of MACE, The University of Manchester, Manchester M13 9PL, UK
 * Persona de contacto: nicolas.larrosa@bristol.ac.uk

RESUMEN

La naturaleza sinérgica de los mecanismos de corrosión y fatiga es una de las razones principales de la falla prematura de estructuras y componentes ingenieriles que operan en ambientes agresivos. La reducción de vida a fatiga de probetas probablemente se atribuya a la concentración de tensiones producidas por la presencia de picaduras o pits (en inglés). En este trabajo hemos implementado un modelo predictivo de fatiga para evaluar la vida de probetas que contienen pits, asumiendo el pit como una entalla. El enfoque propuesto supone que, aunque el lugar crítico para la iniciación de la grieta parece ser la superficie del pit, una vez que la grieta se inicia, en la fase de propagación, la zona de mayor concentración de tensiones y deformaciones cambia de acuerdo a medida que la grieta crece debido a la redistribución de tensiones y deformaciones. El método propuesto compara la evolución de la fuerza impulsora cíclica (ΔK) y el valor del umbral de propagación de la grieta (ΔK_{th}), que es función de la longitud de de la grieta. El umbral del material se estima a partir del límite de resistencia a la fatiga, la posición d de la barrera microestructural más fuerte y el rango de factor de intensidad de tensiones umbral para grietas largas. La fuerza impulsora efectiva (ΔK - ΔK_{th}) se evalúa mediante el método de los elementos finitos de forma paramétrica permitiendo modificar la relación de aspecto del pi (a/c) y la longitud de grieta (b). El modelo supone que la grieta se inicia en la superficie y evoluciona hasta formar una grieta semicircular (Parte 1). Para niveles de tensiones adecuados, la grieta semicircular crecerá hasta alcanzar un valor de longitud crítica dado por las propiedades del material a la fractura (K_{IC}) (Parte 2). El rango máximo de tensiones aplicadas en función del número de ciclos (curvas SN) se ha estimado para diferentes configuraciones (nivel de tensión, longitud inicial de grieta, ubicación en el frente de grieta). El procedimiento se utilizó para evaluar pits profundos (a/c>1), ya que es la configuración más perjudicial, dando buenos resultados al ser comparados con resultados experimentales.

PALABRAS CLAVE: Fatiga por corrosión, Mecánica de la Fractura, Elementos Finitos paramétricos, Curva S-N

ABSTRACT

The synergistic nature of corrosion and fatigue is one of the main reasons for the premature failure of engineering structures and components. The decrease in fatigue life of specimens subjected to aggressive environments is likely to be attributed to local, pit-induced, stress concentrations that cause premature initiation of fatigue cracks. In this work, we have developed a predictive approach to assess the life of specimens containing pits assuming the pit as a smooth notch. The proposed approach assumes that even though the critical place for crack initiation seems to be the pit mouth, once the crack initiates, during propagation, the location of the hot spot shifts according to the location of the crack tip and due to the redistribution of stresses and strains. Cracks initiate from pits and evolve to semi-circular shape (Part 1). The semicircular crack grows until a critical depth given by fracture properties (K_{IC}) is reached (Part 2). An integrated fracture mechanics approach that compares the driving force of the crack emanating from the pit and the evolution of the material threshold to crack propagation with crack length is proposed. The material threshold is estimated from the plain fatigue endurance limit, the position d of the strongest microstructural barrier and the SIF threshold for long cracks. The effective driving force is assessed by means of parametric FEA. This approach considers the influence of the pit geometry on the stress field surrounding the crack providing a more realistic estimate of the applied driving force. The maximum applied stress range as a function of number of cycles (S-N curves) have been estimated for different configurations (stress level, initial crack length, location at the crack front) assuming that failure of the component will be given when the critical crack length is reached. The procedure has been first developed and used to assess deep pits (a/c>1), as these are the most detrimental configuration encountered in real Oil and Gas applications.

KEYWORDS: Pitting-Corrosion, Integrated Fracture Mechanics approach, Parametric FEA, SN curves

INTRODUCCIÓN

Las estructuras de buques cargueros, barcos de pasajeros y estructuras off-shore están sometidas a cargas variables [1] por la acción de las olas y a la agresividad del medioambiente (corrosión) y por lo tanto a procesos de degradación que hacen que la capacidad estructural de los mismos se vea mermada con el tiempo. El fallo de este tipo de embarcaciones y estructuras es causado principalmente por un número de eventos que, tal vez sean menores cuando se consideran individualmente, pero que actuando simultáneamente pueden llevar al colapso prematuro de la estructura poniendo en peligro vidas humanas, al medio ambiente y pérdidas materiales. A pesar del avance en la comprensión de los fenómenos y mecanismos de daño (fractura, fatiga, corrosión, etc.) que afectan la integridad de componentes y estructuras ingenieriles y del avance en el desarrollo de métodos de predicción de vida, todavía es difícil predecir el colapso/fallo de aquellas estructuras en las que actúan varios mecanismos de daño a la vez.

La Fig. 1 muestra el fallo de la mecha del timón debido a fatiga por corrosión en un carguero cisterna de productos químicos [2]. La falla se origina debido a que el sellado en el extremo de la camisa de acero inoxidable era insuficiente para evitar la entrada de agua de mar a la superficie cónica de la mecha del timón. En consecuencia, la formación de una cupla galvánica entre el acero inoxidable y el acero al carbono, siendo el primero el cátodo y el segundo el ánodo originó la corrosión localizada en el cambio de sección de la mecha del timón, formando pequeños pits. Debido a las mayores tensiones en dicha área se producirá también una mayor difusión de agentes agresivos (iones cloro en este caso) potenciando la reacción electroquímica. Estos pits actuaron como iniciadores de grietas y debido la aplicación de la carga cíclica durante el servicio se originaron grietas que propagaron hasta quebrar la mecha del timón, perdiendo así el control de la embarcación y quedando el buque a la deriva.



Fig 1. Fallo estructural de la mecha del timón por fatiga por corrosión.

Otro ejemplo de una falla de gran magnitud y que involucra la iniciación y crecimiento de grietas por fatiga por corrosión en ambientes marinos se muestra en la Fig.2. En dicha figura se muestra el fallo catastrófico del carguero MOL Confort, perteneciente a la compañía Mitsui OSK, mientras llevaba 7.000 contenedores desde Yemen hacia Arabia Saudita, el 17 de junio de 2013. El carguero se fracturó en dos pedazos y se hundió en el Océano Indico cerca de la costa de Mumbai. El informe forense estableció que la grieta se inició por debajo de la línea del mar en una de las soldaduras y se propagó debido al gran momento flector cíclico producido por la carga dinámica que se generó durante el movimiento del barco a través de las olas y el gran peso de la carga que este lleva. Este caso es un caso de fatiga a bajos números de ciclos en los que se ve involucrada una gran cantidad de deformación plástica local como precursor del daño (grietas). Pocos ciclos de carga fueron requeridos para propagar la grieta hasta superar la línea de la marea (Fig. 2 aumentada) y producir el fallo catastrófico.



Fig 2. Fallo estructural del MOL Confort.

En la Fig. 3 podemos ver como los "pits" o picaduras, son lugares preferentes para la iniciación de microgrietas

Los Procedimientos de evaluación de integridad estructural existentes [3-5] tienden a tratar la corrosión mediante análisis de colapso plástico y no se realiza un análisis de fractura de los mismos si sus dimensiones pasan un filtro basado en la geometría del mismo. Este tipo de filtros es muy conservativo en algunas ocasiones, ya que en caso de no pasarlo, el defecto se considera como una grieta [6-8] y utilizan la MFLE [9-12].

Creemos que este tipo de metodologías puede mejorarse mediante el uso de la información obtenida a partir de técnicas de ensayo no destructivas y la utilización de técnicas de modelado en las cuales se considere el carácter 3D del pit. Basándonos en imágenes publicadas (aunque no del todo bien analizadas) por [13] y en el análisis elasto-plastico de elementos finitos de un número de casos de pits profundos realizados por los autores [14], se supone que la grieta se inicia en la boca del pit y evoluciona hacia el fondo del mismo [14], en ausencia de cualquier otra concentrador de tensiones (inclusiones, poros, etc.).

La Fig. 3 [13,15] muestra la configuración con una grieta no- propagante donde se observa que una grieta semicircular equivalente puede ser definida si el pit está incluido como parte de la grieta. Por lo tanto, el número de ciclos de transición de pit-a-grieta está dado por el número de ciclos en el cual se forma una grieta semcircular de longitud igual a la profundidad del pit (*a*) (Parte 1). Si el nivel de carga es el adecuado, la grieta semicircular crecerá hasta alcanzar un valor de longitud crítica (Parte 2). La vida total a fatiga estará dada por lo tanto por la suma de la Parte 1 (actualmente no considerada en los métodos de evaluación de vida) y la Parte 2.

METODOLOGÍA PROPUESTA

Se ha implementado un modelo basado en la mecánica de la fractura lineal elástica propuesto por el Prof M Chapetti [16] (Fig. 4) que compara la evolución de la fuerza impulsora cíclica (ΔK) y el valor del umbral de propagación de la grieta (ΔK_{th}).



further loading at a higher stress range

Fig 3. Pits artificiales durante la aplicacion de carga ciclica (con grietas non-propagantes) and luego de la falla [12].

Para considerar el régimen de grietas cortas [17] se ha considerado que dicho umbral es función de la longitud de la grieta (*b*) y se obtiene a partir del límite de resistencia a fatiga del material, la posición "*d*" de la barrera microestructural más fuerte y el valor umbral del factor de intensidad de tensiones para grietas largas (ΔK_{thR}).



Fig 4. Modelo basado en MFLE que considera el régimen de grietas cortas (b: longitud de grieta saliendo del pit).

La fuerza impulsora cíclica (ΔK) en la Parte 1 se evalúa por medio de un análisis paramétrico de elementos finitos (FEA). Los resultados se muestran como una superficie de factores de intensidad de tensiones, Fig. 5, que considera la influencia de la geometría del pit (a) en la evolución de la grieta (b) proporcionando una estimación más realista. Para calcular la vida a fatiga en la Parte 1 se utiliza la ecuación (1), en donde $b_i=d$, despreciando la vida de iniciación y suponiendo que la grieta abarca la primera barrera microestructural. Esta suposición puede no ser adecuada ni conservativa a bajos ciclos (alto valor del rango de tensiones) debido a que el tamaño de la zona plástica (r_p) puede ser considerablemente mayor que el valor del tamaño de grano (d) y sería prudente utilizar este valor en dicha zona ($b_i=r_p$). En este artículo no hemos considerado este aspecto (será tenido en futuras publicaciones). Para la Parte 1, $b_f=a$.

$$N = \int_{b_l}^{b_f} \frac{db}{C(\Delta K - \Delta K_{th})^m}$$
(1)

Al calcular la Parte 2, también se utiliza la ecuación (1), en donde $\Delta K = \Delta \sigma (\pi b)^{\rho.5}$ se calcula fácilmente, siendo $\Delta \sigma$ la tensión nominal aplicada $b_i = a$ y $b_f = 1/\pi (K_{IC}/\sigma_Y)^2$, siendo K_{IC} el valor de la tenacidad a la fractura y σ_Y la tensión de fluencia del material.



Fig. 5. Fuerza impulsora parametrizada. La superficie es función de la longitud de grieta (b), la posición en el frente de grieta (ϕ) y las dimensiones del pit (a, c)

RESULTADOS PRELIMINARES

Se ha estimado el máximo rango de tensiones aplicado en función del número de ciclos (curvas SN) para diferentes configuraciones (nivel de tensión, longitud inicial de grieta, ubicación en el frente de fisura) suponiendo que la falla del componente estará dada por condiciones en Parte 1 solamente, una combinación de Parte 1 y Parte 2, y Parte 2 solamente.

Para validar la metodología se han utilizados los resultados experimentales publicados por Schönbauer et al [13] en colaboración con el EPRI (Electric Power Research Institute, EEUU) [15].

Las propiedades del material utilizadas para estimar vida se ven en la Tabla 1.

La Fig. 6 muestran la estimación de vida para un pit de 50 μ m, 100 μ m y 250 μ m de profundidad (*a/c*≈2), respectivamente.

Como era de esperar, considerar únicamente la Parte 1 da mejores resultados para pits profundos (particularmente a altos números de ciclos) mientras que la Parte 2 consume la mayor parte de la vida en pits superficiales (considerando el mismo valor de a/c). Por lo tanto, considerar un pit (3D) como una grieta (2D) para este conjunto de datos parece ser conservador, pero no excesivamente para pits superficiales. Sin embargo puede llevar a tomar decisiones demasiado conservadoras para pits de mayor profundidad en donde la parte de la vida total en la que la grieta se propaga desde el pit (Parte 1) no se considera y solo se tiene en cuenta el número necesario de ciclos para llegar a la longitud critica de la de grieta (ej. a_{cr}=280 µm para el pit de 250µm), siendo éste muy bajo (a veces despreciable) para dichos casos.

Tabla 1. Valores experimentales de la ley de Paris, EPRI [15] y propiedades necesarias para utilizar el modelo de Chapetti. Acero inoxidable 403/410 en aire a 90°C, R=0.05

Propiedad	Magnitud
C	0.27E 12
	9.2/E-12
m	3.52011
ΔK_{thR} (MPA m ^{1/2})	3.68
Límite the fatiga $(\Delta \sigma_{eR})$ (MPa)	630
Tamaño de grano medio d (μm)	6







Fig. 6 Estimación de la resistencia a la fatiga para diferentes geometrías de defectos (a=50, 100, 250 µm, a/c = 2). Los símbolos muestran resultados experimentales [13,15]. Las flechas muestran run-outs.

CONCLUSIONES

Se ha desarrollado un procedimiento basado en la mecánica de la fractura y simulación de elementos finitos para la estimación de vida a fatiga de defectos volumétricos. La motivación de este trabajo está basada en aquellos defectos producidos por corrosión localizada (pits o picaduras), pero el método propuesto tiene aplicaciones en entallas y otros defectos no agudos o volumétricos. Las estimaciones realizadas mediante el método propuesto ser aproximan a los resultados experimentales. El modelo es simple de aplicar, y tiene en cuenta los principales parámetros geométricos, mecánicos y del material que definen la resistencia a la fatiga.

La metodología propuesta muestra que suponer un defecto volumétrico como una grieta puede llevar a conclusiones muy conservativas en algunos casos y que considerar (la iniciación y) la propagación de grietas desde el defecto mejora las estimaciones de vida. Cabe destacar que para la aplicación de estos modelos en situaciones reales es necesario saber las dimensiones y en el mejor de los casos conocer la geometría del defecto para poder modelar el problema de forma precisa. Para esto es necesario contar con métodos de medición no-destructivos precisos, los cuales, según entendemos, no están disponibles para aplicaciones de campo y solo se pueden utilizar en el laboratorio.

AGRADECIMIENTOS

NOL y PLC desean agradecer la financiación del Campus Internacional de Excelencia (ICE), Andalucía TECH y de la Universidad de Málaga a través del Campus de Excelencia Internacional del Mar (CEIMAR). MDC desea agradecer el apoyo del Consejo Nacional de Investigaciones Científicas y Técnicas (CONICET), de la Agencia Nacional de Promoción Científica y Tecnológica (ANPCyT – PICT 13-110), Argentina. PLC desea agradecer la financiación del Ministerio de Economía y Competitividad a través de las ayudas del Plan Nacional, referencia MAT2016-76951-C2-2-P. NOL y RAA desean agradecer la financiación del Centro Internacional para Materiales Avanzados de BP (Reino Unido) a través de los proyectos ICAM-06 y ICAM-30.

REFERENCIAS

- B. Moreno, A. Martin, P. Lopez-Crespo, J. Zapatero, J. Dominguez, Estimations of fatigue life and variability under random loading in aluminum Al-2024T351 using strip yield models from NASGRO. International Journal of Fatigue. 91 (2016) 414–422.
- [2] Casualty information –Det Norske Veritas No 2/00. Broken rudderstock due to corrosion fatigue.
- [3] API 579-American Petroleum Institute: Recommended Practice for Fitness-for-service, API, 2007
- [4] BS 7910:2013 Guide to Methods for Assessing the Accept-ability of Flaws in Metallic Structures. British Standard Institution, London, UK, 2013.
- [5] R6, Revision 4, Assessment of the Integrity of Structures Containing Defects. British Energy Generation Ltd (BEGL), Barnwood, Gloucester, 2014.
- [6] Larrosa, N.O. and Ainsworth, R.A, et al. 'Mind the Gap' in FFS Assessment Procedures- Review and Summary of a Recent Workshop Int J Pres Ves Pip Vol 158, pp 1-19
- [7] Larrosa, N.O., Akid R., Ainsworth, R.A. Corrosion-fatigue: A review of damage tolerance models. Int Mater Rev (2017) Vol 0, pp1-26.
- [8] Larrosa, N.O., Lopez-Crespo P., Ainsworth R.A. An efficient procedure for reducing in-lineinspection datasets for structural integrity assessments. Theor Appl Fract Mech (2018) Vo93, pp 79-87
- [9] Kawai, S., and Kasai, K., 1985. Considerations of allowable stress of corrosion fatigue (focused on the influence of pitting). Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, 8(2), pp. 115–127.
- [10] Kondo, Y., 1989. "Prediction of fatigue crack initiation life based on pit growth". Corrosion, 45(1), pp. 7–11.
- [11] Chen, G., Wan, K.-C., Gao, M., Wei, R., and Flournoy, T., 1996. "Transition from pitting to fatigue crack growth-modeling of corrosion fatigue crack nucleation in a 2024-t3 aluminum alloy".

Materials Science and Engineering A, 219(1-2), pp. 126–132.

- [12] Rokhlin, S., Kim, J.-Y., Nagy, H., and Zoofan, B., 1999. "Effect of pitting corrosion on fatigue crack initiation and fatigue life". Engineering Fracture Mechanics, 62(4-5), pp. 425–444.
- [13] Schönbauer, B., Stanzl-Tschegg, S., Perlega, A., Salzman, R., Rieger, N., Zhou, S., Turnbull, A., and Gandy, D., 2014. "Fatigue life estimation of pitted 12% Cr steam turbine blade steel in different environments and at different stress ratios". International Journal of Fatigue, 65, pp. 33–43.
- [14] Larrosa, N. O., Chapetti, M. D., and Ainsworth, R. A., 2015. "Assessing fatigue endurance limit of pitted specimens by means of an integrated fracture mechanics approach". ASME 2015 Pressure Vessels and Piping Conference, PVP2015-45562.
- [15] EPRI, 2011. "Program on technology innovation: Development of a corrosion-fatigue prediction methodology for steam turbines". Palo Alto, CA:1023196.
- [16] Chapetti, M., 2003. "Fatigue propagation threshold of short cracks under constant amplitude loading". International Journal of Fatigue, 25, pp. 1319– 1326.
- [17] P. Lopez-Crespo, A. Garcia-Gonzalez, B. Moreno, A. Lopez-Moreno, J. Zapatero, Some observations on short fatigue cracks under biaxial fatigue, Theoretical and Applied Fracture Mechanics. 80 (2015) 96–103.

EFECTO DE LA VELOCIDAD DE PUNZONADO EN LA APLICACIÓN DEL ENSAYO SMALL PUNCH A LA EVALUACIÓN EN FRACTURA DE LA FRAGILIZACIÓN POR HIDRÓGENO EN ACEROS

B. Arroyo^{1*}, J.A. Álvarez¹, F. Gutiérrez-Solana¹, J. Sainz², P. González¹, R. Lacalle³

¹LADICIM (Laboratorio de la División de Ciencia e Ingeniería de los Materiales), Universidad de Cantabria. ETS Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos, Av/Los Castros 44, 39005, Santander, España

² CENTRO TECNOLÓGICO DE COMPONENTES – Parque Científico y Tecnológico de Cantabria (PCTCAN), C/ Isabel Torres Nº1, 39011, Santander, España

³ INESCO INGENIEROS - CDTUC fase 3, módulo 9, ETS Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos, Av/Los Castros 44, 39005, Santander, España

RESUMEN

En este artículo se han analizado diferentes técnicas de ensayo de probetas Small Punch (SPT) entalladas para estimar las propiedades a fractura en ambiente agresivo comparando los micromecanismos de fallo a diferentes velocidades.

Se han comparado muestras pre-fragilizadas y ensayadas al aire a velocidades convencionales (0.01 y 0.002 mm/s) con probetas pre-fragilizadas ensayadas en ambiente a la misma velocidad (0.01 y 0.002 mm/s) y a una velocidad muy lenta (5E-5 mm/s). Los resultados experimentales se han completado con un conjunto de probetas ensayadas en amiente agresivo bajo cargas estáticas. Para finalizar el estudio se ha realizado una simulación numérica para obtener una velocidad de desplazamiento del punzón que produce un crecimiento del CTOD en el fondo de entalla equivalente al correspondiente crecimiento en el frente de fisura de una probeta C(T) para una solicitación dada.

Como conclusión, se recomienda ensayar probetas Small Punch entalladas en ambiente agresivo a velocidades muy bajas, sobre E-6 mm/s, al caracterizar escenarios de fragilización por hidrógeno permitiendo que la interacción materialambiente gobierne el proceso.

PALABRAS CLAVE: Fragilización Por Hidrógeno, Small Punch, Carga Estática, Ensayo Small Punch Baja Velocidad.

ABSTRACT

In this paper, different techniques to test notched Small Punch (SPT) samples for the estimation of the fracture properties in aggressive environments are studied, based on the comparison of the micromechanisms at different rates.

Pre-embrittled samples subsequently tested in air at conventional rates (0.01 and 0.002 mm/s) are compared to embrittled ones tested in environment at the same rates (0.01 and 0.002 mm/s) and at a very slow rate (5E-5 mm/s); a set of samples tested in environment under static loads that produce very slow rates complete the experimental results. To close the study, numerical simulations based on obtaining a punch rate that produces an equivalent CTOD growing rate in the edge of the notch to the one at the crack tip of a C(T) specimen for a given solicitation rate is carried out.

As a conclusion, is recommended to test SPT notched specimens in environment at very slow rates, of arround E-6 mm/s, when characterizing in Hydrogen Embrittlement (HE) scenarios, in order to allow the interaction material-environment to govern the process.

KEYWORDS: Slow Rate Small Punch Test, Hydrogen Embrittlement, Punch Rate, Static Load Test, Small Punch

1. INTRODUCCIÓN

Un aspecto crítico para los aceros de alta resistencia es su resistencia a la Corrosión Bajo Tensión (SCC) y a fenómenos de Fragilización por Hidrógeno (HE) los cuales conducen a la degradación de las propiedades mecánicas del material cuando se enfrentan a ambientes agresivos [1,2]. El efecto del hidrógeno es especialmente significativo para ambientes acuosos bajo protección catódica (como en las plataformas off-shore) o en presencia de H₂S (por ejemplo en las tuberías de transporte de gas). Tanto la SCC como la HE tienen como resultado fracturas frágiles en presencia de un ambiente agresivo y una tensión mantenida. Ambos fenómenos son dependientes de la velocidad de deformación y pueden desaparecer para niveles elevados de dicha velocidad mientras que, para velocidades muy bajas, el hidrógeno produce un efecto fragilizador [3].

Las recomendaciones de varios grupos de investigación en las últimas décadas se recogen en la norma ISO-7539 [4], en la cual se establecen requerimientos del tamaño de la probeta, velocidades de ensayo pero no especifica el procedimiento a seguir en numerosas aplicaciones. También existen situaciones particulares donde no se puede utilizar la norma para realizar caracterizaciones de materiales, como por ejemplo componentes en servicio, debido a la imposibilidad de mecanizar probetas de dimensiones adecuadas o con el espesor requerido. Estas situaciones están normalmente presentes en las uniones soldadas. Para encontrar una solución a estos escenarios, se han desarrollado los ensayos en miniatura, que precisan una probeta de dimensiones mucho menores que las que la norma exige. Entre estas técnicas alternativas, el ensavo Small Punch Test (SPT) es una de las más

importantes [5]. El ensayo SPT se basa en el punzonado de una probeta de dimensiones reducidas que permite estimar parámetros como por ejemplo límite elástico, tensión de rotura, y también tenacidad a fractura de materiales metálicos. En los últimos años, varios autores han probado la validez del ensayo SPT para caracterización en condiciones de HE y SCC [5-12]. Las velocidades han de ser muy lentas o cuasi estáticas para reproducir de manera precisa los micromecanismos que tienen lugar en los fallos por HE [5,11], o incluso realizar los ensayos en ambiente bajo cargas estáticas [11,12], aunque este proceso demanda mucho tiempo.

En este artículo se ha llevado a cabo una revisión de las técnicas del ensayo SPT así como su aplicación a los escenarios de HE, realizando ensayos desde muestras pre-fragilizadas al aire con velocidades convencionales hasta ensayos de muestras sumergidas en ambiente agresivo bajo carga estática pasando por ensayos sumergidos a diferentes velocidades de punzonamiento (0.01 mm/s-5E-5 mm/s). Posteriormente, se ha realizado una simulación numérica basada en el concepto de CTOD para obtener un orden de magnitud para la velocidad de punzonamiento que reproduce las condiciones presentes en la norma convencional de ensayos de mecánica de la fractura.

2. MATERIALES

El material usado en este estudio es un acero Cr-Ni-Mn de alta resistencia el cual se emplea para eslabones de anclas de gran tamaño en estructuras off-shrore. Se obtiene mediante procesos de temple y revenido, dando lugar a una microestructura martensítica revenida en barras, que después son forjadas. Se han obtenido probetas compactas de fractura, de acuerdo a [13], y probetas entalladas de Small Punch [5,14] del material para su estudio. También se han mecanizado probetas de tracción para determinar el comportamiento mecánico del material recibido [13,15,16], obteniendo los resultados que se muestran en la Tabla 1. El contenido de hidrógeno del material según se ha recibido ha sido medido mediante la técnica de extracción en caliente en un analizador Leco^R, obteniendo un valor de 0,84ppm.

PARÁ	METRO	VALOR			
Límite elástico	(MPa)	920			
Tensión de rotura	(MPa)	1015			
Módulo de Young	(MPa)	205			
Parámetros de	N	15,5			
Ramber-Osgood	α	1,15			
$J_{0,2}$	(kN/m)	821			
KJ _{0,2}	$(MPa \cdot m^{0,5})$	410			
Contenido de H2	(ppm)	0,84			

— 11 1	D		
Tabla L	Propiedades	mecánicas	del acero.

3. SIMULACIÓN DE LA FRAGILIZACIÓN POR HIDRÓGENO

Se ha empleado una condición ambiental conocida como carga catódica (CC) o polarización catódica. Produce una fragilización en el acero por la acción del hidrógeno que penetra y queda atrapado en él.



Figura 1. Método de carga catódica [5,11].

La Figura 1 representa un esquema de la metodología empleada en este trabajo [5,11]. Consiste en la interconexión, a través de un electrolito ácido, de un metal noble (platino) con el acero, el cual quedará protegido debido a la corriente interpuesta [1,17,18].En este estudio se ha propuesto una solución 1N H₂SO₄ en agua destilada añadiendo 10 gotas de CS2 y 10mg de As₂O₃ disueltos por litro de disolución [7,10,11,17,18,19]. La solución de As₂O₃ ha sido preparada mediante el método Pessouyre [17,19]. Como ánodo se ha utilizado una red de platino. El pH se ha controlado de tal forma que permanezca entre 0,65 y 0,80 durante los ensayos y la temperatura entre 20°C y 25°C. Se ha empleado una intensidad de corriente para la fragilización de 5mA/cm². El contenido en hidrógeno del material tras la exposición ha sido 5,86 ppm (frente a 0,84 ppm en el estado de recepción).

4. EL ENSAYO SMALL PUNCH (SPT)

El ensayo Small Punch se empezó a desarrollar a principio de los años 80 en el contexto de la industria nuclear [20], donde la cantidad limitada de material para los programas de vigilancia y la dificultad de manejar volúmenes grandes de material irradiado, hacía prácticamente imposible realizar ensayos de caracterización convencionales. Permite ensayar estructuras en servicio mediante la extracción de una muestra pequeña de material que no comprometa la integridad del componente [22]. Este ensayo consta de un código europeo de buenas prácticas (CWA 15627) editado por CEN en 2007 [14] a partir del cual se basa la futura norma europea que está en estado de revisión [21].

Se ha utilizado con éxito en ensayos para determinar las propiedades a tracción [23] y a fractura [24], para caracterizar situaciones de fragilización por irradiación neutrónica [25], estudio de la temperatura de transición dúctil-frágil de materiales metálicos [26], o fenómenos de fragilización por hidrógeno o corrosión bajo tensión. [5-12]. Consiste en el punzonamiento de una probeta plana de pequeñas dimensiones deformándola hasta la rotura, mientras se registran la fuerza aplicada y el desplazamiento del punzón. El resultado es una curva como las mostradas en la Figura 2 [27], donde para situaciones frágiles la curva no presenta Zona III, pasando de un comportamiento como placa a la inestabilidad plástica final, dando lugar a una rotura en estrella y menor desplazamiento del punzón (Figura 2.b).



Figura 2. Curvas Fuerza-Desplazamiento de un ensayo SPT [27]. a) Materiales dúctiles; b) Materiales frágiles.

Cuando se caracterizan materiales en condiciones de fragilización por hidrógeno, la velocidad del ensayo es un parámetro a tener en cuenta [3,5,12] pues de ella dependerá el micromecanismo de fallo. En los procesos subcríticos en ambiente agresivo son muy empleadas las velocidades de ensavo muy bajas o casi estáticas [4] siendo los Slow Strain Rate Test (SSRT) y los ensayos bajo carga constante los más utilizados [28], para que el hidrógeno disponga de suficiente tiempo para difundir a las nuevas zonas fisuradas que se generan durante el ensayo [29,30]. Las últimas investigaciones de SPT en condiciones de fragilización por hidrógeno [5,11,12] muestran que deben emplearse ensayos bajo carga estática o a velocidad de punzonamiento muy lenta para permitir al hidrógeno causar todo su poder fragilizante. En [11] se presenta la tipología de curva SPT desplazamiento del punzón frente al tiempo para ensayos en ambiente bajo carga estática (Figura 3).



Figura 3. Curva SPT (desplazamiento-tiempo) para carga estática en ambiente [12].

5. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

En primer lugar, se han realizado ensayos de fractura en ambiente agresivo (polarización catódica a $5mA/cm^2$) para determinar los micromecanismos mediante imágenes del microscopio electrónico de barrido (SEM), así como el valor de K_{IEAC}. Previo al ensayo, las muestras se sometieron a una exposición de 48 h en el mismo ambiente y condiciones agresivas que el del ensayo para

absorber hidrógeno. Dos velocidades de desplazamiento han sido empleadas en este estudio para analizar su efecto. Un ensayo se ha realizado a 6E-9m/s y el otro se ha realizado diez veces más rápido, a 6E-8m/s, siguiendo las recomendaciones de la norma ISO-7539 [4]. La metodología propuesta por ASTM E-1820 [13] se ha utilizado para el cálculo de K_{IEAC}. La Figura 4 representa la realización de un ensayo.



Figura 4. Ensayo a fractura realizado en ambiente.

La geometría empleada para las probetas de SPT [5,14,24,31] se representa en la Figura 5. Es una probeta plana de 10mm x 10mm de sección y 0,5±001mm de espesor incluyendo una entalla lateral mecanizada mediante electroerosión de radio 0,15mm. La orientación de la entalla en la probeta Small Punch y en la probeta compacta es la misma para reproducir la misma situación en ambos casos. Antes del ensayo, las probetas Small Punch han sido sometidas a una carga de hidrógeno exponiendo a las mismas al ambiente fragilizador durante 2 horas, suficiente para considerar una completa difusión del hidrógeno en el material [5]. Después de la carga de hidrógeno, se ha realizado el ensayo. Para el caso de SPT se han empleado cuatro condiciones de ensayo para estudiar diferentes situaciones y diferentes velocidades del punzón en cada una de ellas.



Figura 5. Probetas entalladas para el ensayo SPT.

• Pobretas pre-fragilizadas ensayadas al aire a una velocidad del punzón convencional de 0,01mm/s [14,21] y a otra cinco veces más lenta de 0,002mm/s, para comparar el efecto de la velocidad. Las probetas se han cargado en hidrógeno, e inmediatamente después han sido extraídas, secadas y ensayadas al aire.

• Probetas fragilizadas y ensayadas en continua exposición al ambiente a una velocidad convencional de 0,01mm/s y a la de 0,002mm/s, cinco veces menor. Las muestras se han cargado y ensayado en un dispositivo específico que se ha diseñado, construido y patentado [32]. En esta ocasión la fuerza se aplica en la dirección horizontal, como se representa en la Figura 6.

• Probetas fragilizadas ensayadas en continua exposición al ambiente a una velocidad muy baja, 500 veces menor que la velocidad convencional, es decir, 5E-5mm/s. Esta velocidad ya ha sido empleada por otros autores [5,6,9,10]. Estos ensayos también se han llevado a cabo en el dispositivo que representa la Figura 6



Figura 6. Probetas SPT ensayadas en ambiente.

• Probetas fragilizadas y ensayadas en una exposición continua con el ambiente bajo una carga estática. Varias probetas fueron ensayadas bajo cargas constantes decrecientes, hasta detenerse en aquella que no fue capaz de producir el agrietamiento a partir de la entalla. Esto provoca sucesivamente menores velocidades medias del descenso del punzón en la zona II de la curva. Para este ensayo, se ha diseñado un dispositivo que se representa en la Figura 7.



Figura 7. Esquema del dispositivo experimental SPT en ambiente bajo carga estática.

6. RESULTADOS EXPERIMENTALES Y DISCUSIÓN

La Figura 8 y Figura 9 muestran el registro Carga-COD y la fractografía de probetas C(T) ensayadas en ambiente. Aplicando [13,16], se han obtenido valores de $K_{IEAC}=32,62MPa \cdot m^{0,5}$ y $K_{IEAC}=30,08MPa \cdot m^{0,5}$ para velocidades de ensayo de 6E-8m/s y 6E-9m/s respectivamente. La forma de las curvas tiende a máximos de carga y de COD menores al disminuir la velocidad. Hay una ligera influencia en la tenacidad a fractura a pesar de desarrollarse micromecanismos de fallo similares, (Figura 9), sin embargo el ensayo a menor velocidad desarrolla un proceso más frágil durante la propagación, que explica la diferente las diferencias entre ambas curvas. En la Figura 9 se aprecia un claro efecto del ambiente en el material como resultado de la rotura frágil, transgranular y una separación de los bordes de grano por la fractura en modo mixto. También se puede observar una ligera situación de mayor fragilidad en la situación del ambiente más agresivo.



Figura 8. Curva experimental Catga-COD de un ensayo convencional a fractura.



Figura 9. Imágenes del SEM de la superficie de rotura de un ensayo convencional a fractura.

La Figura 10 y Figura 11 representan las curvas y la fractografía de los ensayos Small Punch pre-fragilizados ensayados al aire a velocidades convencionales (0,01mm/s y 0,002mm/s). Se ha superpuesto en el gráfico la curva del material sin fragilización (línea negra). Se observa que la exposición al ambiente causa una importante fragilización en el material, lo que se traduce en una pérdida de propiedades mecánicas. La forma de la curva, que es la típica forma de materiales dúctiles (línea negra) presenta ahora una tipología totalmente frágil. Comparando las curvas de los ensayos a 0,01mm/s y a 0,002mm/s así como la fractografía, no se aprecian claras diferencias. En la Figura 11 se observan fracturas frágiles en modo mixto para ambas velocidades pero parecen menos frágiles que la fractografía de la Figura 9, correspondiente a un ensayo convencional a fractura.



Figura 10. Curvas de probetas SPT pre-fragilizadas ensayadas al aire a velocidades convencionales.



Figura 11. Imágenes de SEM de SPT pre-fragilizadas y ensayada al aire a velocidades convencionales.

Hay una competición entre dos efectos que tienen lugar. Por un lado, la menor velocidad de descenso del punzón da un mayor tiempo para que el hidrógeno atrapado en el material difunda hacia las nuevas áreas fisuradas y sus zonas cercanas con plasticidad, causando el efecto fragilizador. Por otro lado, la menor velocidad del descenso del punzón implica un mayor tiempo de ensayo, y con ello una mayor difusión de hidrógeno fuera de la muestra por su pequeño espesor (0,5mm). Dicho efecto dual competidor dependerá de la microestructura del material y del hidrógeno atrapado en él [33].

Una alternativa que evita la situación anterior es realizar ensayos SPT en muestras expuestas a una fuente continua de hidrógeno, sumergiendo las probetas en el ambiente. La Figura 12 y Figura 13 presentan las curvas y la fractografía de ensayos SP con probetas fragilizadas ensayadas en ambiente con velocidades convencionales (0,01mm/s y 0,002mm/s), la línea negra presenta el material original sin exponer a ambiente. En este caso, el ambiente produce una importante fragilización, reflejada en las curvas SPT la típica forma frágil y un descenso de las propiedades en comparación con el material original. A pesar de que la curva de 0,01mm/s no se diferencia mucho de los ensayos SPT pre-fragilizados (Figura 10), existe una clara diferencia entre las dos velocidades. Las curvas para la velocidad más lenta (0,002mm/s) muestran una evidente reducción de las propiedades mecánicas (menos carga máxima y desplazamiento) comparándolas con la velocidad más rápida (0,01mm/s) y con la misma velocidad en probetas pre-fragilizadas. En consecuencia, puede afirmarse que los ensayos sumergidos en el ambiente tienen una mayor influencia en la fragilización.



Figura 12. Curva SPT fragilizadas ensayadas en ambiente a velocidades convencionales.



Figura 13. Imágenes de SEM de SPT fragilizadas ensayadas en ambiente a velocidades convencionales.

Se aprecian un modo mixto de fractura en la fractografía para ambas velocidades (0,01mm/s y 0,002mm/s) con ligeras diferencias entre ambas. La menor velocidad muestra una fragilización debido a una mayor transgranularidad y la separación de los bordes de grano también mayores. Parece que sumergiendo las muestras fragilizadas durante el ensayo y reduciendo la velocidad del punzón para permitir difundir a las zonas plásticas el hidrógeno es la manera para reproducir de manera más precisa los micromecanismos que tienen lugar.

La Figura 14 y la Figura 15 presentan las curvas y fractografía de los ensayos SPT realizados sobre probetas SP fragilizadas ensayadas en ambiente a velocidades muy bajas (5E-5mm/s) [6]. Para comparar se ha pintado en negro el ensayo de la probeta de material sin fragilizar.



Figura 14. Curva SPT fragilizadas ensayadas en ambiente a velocidad muy baja.



Figura 15. Imágenes SEM de SPT fragilizada ensayada en ambiente a velocidad muy baja.

Para estudiar los efectos de las velocidades muy bajas se han ensayado probetas sumergidas en ambiente bajo carga estática. La Figura 16 representa el registro del desplazamiento-tiempo y la Figura 17 muestra las macrografías de las muestras ensayadas con esta metodología.



Figura 16. Curva Desplazamiento-Tiempo de SPT fragilizadas ensayadas en ambiente bajo carga estática.



Figura 17. Detalle de SPT fragilizadas ensayadas en ambiente bajo cargas estáticas ("e" no se agrietó).

Las cargas determinadas producen una velocidad de descenso del punzón que variará a medida que se vayan generando nuevas zonas fisuradas debido a la exposición de ambiente agresivo y cargas aplicadas [11]. Las dos cargas mayores han producido la rotura en 5 minutos y menos de 4 horas, correspondiendo con velocidades de

E-4mm/s y E-5mm/s. El resto de muestras han mostrado una cuasi-estable zona II, obteniendo velocidades entre E-6mm/s y E-7mm/s. En las velocidades entre E-6mm/s y E-7mm/s, el hidrógeno ha tenido el tiempo suficiente para ejercer su capacidad fragilizadora por lo que los micromecanismos deberían de ser similares a los de la Figura 15. Por ello, se puede afirmar que el ensayo Small Punch Con cargas estáticas es un método apropiado para reproducir la fragilización por hidrógeno. La desventaja de este método es la necesidad de varias probetas para encontrar aquella que no produce fisura desde la entalla.

7. CONCLUSIONES

Se ha llevado a cabo un análisis de las curvas obtenidas de probetas SPT entalladas y de sus micromecanismos en diferentes condiciones. Probetas pre-fragilizadas se han ensayado al aire a velocidades de 0,001mm/s y 0,002mm/s, y probetas fragilizadas se han ensayado en ambiente a velocidades desde 0,01mm/s hasta cargas estáticas (llegando a E-7mm/s). Se puede concluir:

- Son necesarias velocidades muy lentas para llevar a cabo ensayos SP para caracterizaciones en ambiente. Esto hace necesario una continua exposición de la muestra al ambiente fragilizador, por ejemplo sumergiéndolo durante el ensayo completo.
- Velocidades a partir del entorno de 5E-5 mm/s muestran similares micromecanismos que los ensayos convencionales de mecánica de la fractura en probetas C(T) para el mismo ambiente.
- Las cargas estáticas desarrollan velocidades entre E-6mm/s y E-7mm/s como resultado de la variación de la flexibilidad del sistema asistida por el ambiente. Esta técnica requiere de varias probetas y tiempo abundante para analizar cada condición ambiental.

Se recomienda la realización de ensayos SP con probetas entalladas, fragilizadas y sumergidas en ambiente para situaciones de fragilización por hidrógeno, a velocidades en torno a E-6mm/s, 10.000 veces más lento que el ensayo convencional al aire [14,21]. Estas directrices aseguran reproducir los micromecanismos actuantes durante procesos reales.

AGRADECIMIENTOS

Al MINECO financiación para proyectos coordinados MAT2011-28796-C03 y MAT2014-58738-C3-3-R entre UC, UniOvi y UBU.

REFERENCIAS

- J.M. Hamilton, "The challenges of Deep-Water Artic Development", International Journal of Offshore and Polar Engineering, 21 (4), (2011), 241-247.
- [2] G.P. Tiwari, A. Bose, J.K. Chakravartty, S.L. Wadekar, M.K. Totlani, R.N. Arya, R.K. Fotedar, "A study of internal hydrogen embrittlement of steels", *Materials Science and Engineering A*, 286 (2000) 269-281.
- [3] J. Rehrl, K. Mraczek, A. Pichler, E. Werner, "Mechanical properties and fracture behavior of hydrogen charged AHSS/UHSS grades at high- and low strain rate tests", *Materials Science* & Engineering A, 590 (2014) 360-367.
- [4] ISO 7539:2011; Parts 1 to 9 "Corrosion of metals and alloys".
- [5] B. Arroyo, Caracterización mecánica de aceros de alta y media resistencia en condiciones de fragilización por hidrógeno mediante ensayos Small Punch, Tesis, Universidad de Cantabria, 2017.
- [6] B. Tao, G. Kaishu, "Evaluation of stress corrossion cracking susceptibility of stainless steel 304L welded joint by small punch test", *Material and Design*, 561 52 (2013), 849-860.
- [7] T.E. García, C. Rodriguez, F.J. Belzunce, I. Peñuelas, B. Arroyo, "Development of a methodology to study the hydrogen embrittlement of

steels by means of the small punch test", *Materials Science & Engineering* A, 626 (2015), 342-351.

- [8] T.E. García, C. Rodríguez, F.J. Belzunce, I.I. Cuesta, "Effect of hydrogen embrittlement on the tensile properties of CrMoV steels by means of the small punch test", *Materials Science & Engineering A*, 664 (2016), 165-176
- [9] B. Arroyo, J.A. Álvarez, R. Lacalle, "Study of the energy for embrittlement damage initiation by SPT means. Estimation of KEAC in aggressive environments and rate considerations", *Theorethical and Applied Fracture Mechanics*, 86 (2016), 61-68.
- [10] T.E. García, B. Arroyo, C. Rodriguez, F.J. Belzunce, J.A. Álvarez, "Small punch test methodologies for the analysis of the hydrogen embrittlement of structural steels", *Theorethical and Applied Fracture Mechanics*, 86 (2016), 89-100
- [11] B. Arroyo, J.A. Álvarez, R. Lacalle, C. Uribe, T.E. García, C. Rodriguez, "Analysis of key factors of hydrogen environmental assisted cracking evaluation by small punch test on medium and high strength steels", *Materials Science and Engieneering A*, 691 (2017), 180-194.
- [12] B. Arroyo, J.A. Álvarez, R. Lacalle, P. González, F. Gutiérrez-Solana, "Using Small Punch tests in environment under static load for fracture toughness estimation in hydrogen embrittlement", IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 272, Issue 1, (2017), Article number 012033.
- [13] ASTM E-1820-01, "Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness", Annual Book of ASTM Standards, 2001.
- [14] CWA 15627, "Small Punch test method for metallic materials, Part A: Code of practice for Small Punch creep testing, Part B: Code of practice for Small Punch testing for tensile and fracture behavior", Documents of CEN WS21, Brussels, 2007.
- [15] ASTM E-8-11. "Standard test methods for testing of metallic materials".
- [16] ASTM E399-12. "Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness KIc of Metallic Materials".
- [17] J.A. Alvarez, Fisuración inducida por hidrógeno de aceros soldables microaleados. Caracterización y modelo de comportamiento, Tesis, Universidad de Cantabria, 1998.
- [18] J.A. Alvarez, F. Gutiérrez-Solana, "An elastic-plastic fracture mechanics based methodology to characterize cracking behaviour and its applications to environmental assisted processes", *Nuclear engineering and design*, vol. **188**, Pp. 185-202, 1998.
- [19] G.M. Pressouyre, Tesis, Carnegie Mellon University, 1997.
- [20] M.P. Manahan, A.S. Argon, O.K. Harling, "The development of a miniaturized disk bend test for the determination of postirradiation mechanical properties", *Journal of Nuclear Materials*, **103 & 10**4, 1981, pp. 1545-1550.
- [21] EN Standard Working Draft WI, "Metallic materials Small punch test method" Documents of ECISS/TC 101, AFNOR. 2018.
- [22] J.S. Ha, E. Fleury, "Small Punch test to estimate the mechanical properties of steels for steam power plant: I Mechanical Strength", *Internacional Journal of Pressure Vessels and Piping*, vol 75, 1998, pp. 699-706.
 [23] M. Eskner, R. Sandatrom, "Mechanical property using the small
- [23] M. Eskner, R. Sandatrom, "Mechanical property using the small punch test", *Journal of Testing and Evaluation*, vol **32**, Nº 4, January 1995, pp. 282-289
- [24] R. Lacalle, J.A. Alvarez, F. Gutiérrez-Solana, "Use of small punch notched specimens in the determination of fracture toughness", ASME 2008 Pressure Vessels and Piping Conference, 66 (2008), 1363-1369
- [25] D. Finarelly, M. Roedig, F. Carsughi, "Small Punch Tests on Austenitic and Martensitic Steels Irradiated in a Spallation Environment with 530 MeV Protons", *Journal of Nuclear Materials* 328, 2004, pp. 146-150..
- [26] M.C. Kim, Y.J. Oh, B.S. Lee, "Evaluation of ductile-brittle transition temperature before and after neutron irradiation for RPV steels using Small Punch tests" *Nuclear Engineering and Design* 235, 2005, pp. 1799-1805.
- [27] R. Lacalle, Determinación de las propiedades en tracción y fractura de materiales metálicos mediante ensayos Small Punch. Tesis, Universidad de Cantabria, 2012.
- [28] A.J. Sedriks, Stress corrosion cracking test methods, National asociation of corrosion engineers, 1989.
 [29] G.M. Pressouyre, "A clasification of hydrogen traps in Steel",
- [29] G.M. Pressouyre, "A clasification of hydrogen traps in Steel", *Metallurgicall transactions A*, 10 (1979), 1571-1573.
- [30] F. Gutiérrez-Solana, A. Valiente, J.J. González, J.M. Varona, "Strain-based fracture model for stress corrosion cracking of low-alloy steels", *Metallurgical and Materials Transactions A*, 27A (1996), 291-304.
- [31] B. Arroyo, J.A. Alvarez, R. Lacalle, "Analysis of the small punch test capability to evaluate the response of high strength steels facing HIC or SCC", *American Society of Mechanical Engineers, Pressure Vessels and Piping Division* (Publication) PVP, Volume 6B-2016, (2016), Code 125172
 [32] B. Arroyo, J.A. Álvarez, "Dispositivo para la realización de un
- [32] B. Arroyo, J.A. Álvarez, "Dispositivo para la realización de un ensayo de punzonado en condiciones de sumersión en un solución líquida", Patente, Universidad de Cantabria, 2015.
- [33] G.M. Pressouyre, I.M. Bernstein, "An example of the effect of hydrogen trapping on hydrogen embrittlement", *Metallurgical transactions*, vol. 12, n° A, pp. 835-844, 1981.

NEW CTOD CRITERION FOR FATIGUE CRACK PROPAGATION ANALYSIS IN 2024-T351 ALUMINIUM ALLOY

F. V. Antunes¹, P. Lopez-Crespo^{2*}, B. Moreno², P. Prates¹, D. Camas²

¹ Department of Mechanical Engineering, University of Coimbra Pólo II, Rua Luis Reis Santos, Pinhal de Marrocos 3030-788 Coimbra, Portugal

 ² Department of Civil and Materials Engineering, University of Malaga C/Dr Ortiz Ramos s/n, 29071, Malaga, Spain
 * Persona de contacto: plopezcrespo@uma.es

RESUMEN

En este trabajo se presenta un nuevo criterio basado en la apertura de la grieta o *Crak Tip Opening Displacement* (CTOD) para estudiar la propagación de grietas de fatiga. En concreto el criterio utiliza la componente plástica del CTOD como parámetro para estimar la fuerza conductora de la grieta. El criterio está basado en la relación que existe entre los mecanismos no lineales que se tienen lugar en la región que rodea al vértice de la grieta y la propagación de la grieta. El trabajo se ha desarrollado sobre una aleación de aluminio 2024-T351, haciéndose las medidas de CTOD en la escala local. La metodología utiliza la curva cíclica y los datos obtenidos en la etapa de propagación y los combina con un modelo numérico para predecir el crecimiento de grieta bajo distintas condiciones de cargas, sin ser necesario que los experimentos para obtener los datos de entrada coincidan con los estados de carga que se van a predecir. Al contrario que los métodos basados en la Mecánica de la Fractura Elástica Lineal (SIF) este nuevo criterio no requiere ninguna corrección para tener en cuenta el efecto de la relación de carga.

PALABRAS CLAVE: Fractura, Fatiga, Micro-ensayos, Entallas, CTOD, Al-2024-T351.

ABSTRACT

In this work a novel CTOD criterion is introduced for fatigue crack propagation analysis. The new parameter is based on the plastic component of the CTOD range. It is founded on the relation between non-linear mechanisms taking place in a small area surrounding the crack tip and the fatigue crack growth. The CTOD parameter is evaluated at the local scale on fatigue cracks grown on aluminium alloy 2024-T351. Low cycle fatigue curve together with crack propagation data obtained experimentally is combined with powerful numerical modelling. The methodology allows the fatigue crack propagation to be predicted under a wide range of loading conditions that do not necessarily need to be the same as the experiments used for making the predictions. Unlike Linear Elastic Fracture Mechanics stress intensity factor approach, the current criterion does not require any correction to account for different stress ratios.

KEYWORDS: Fracture, Fatigue, Micro-tests, Notches

INTRODUCTION

The stress intensity factor, K, quantifies the strength of elastic stress singularity at the crack tip. It is widely used to study the fracture of brittle materials. In structural components submitted to cyclic loading the range of stress intensity factor, ΔK , is correlated with growth fatigue crack rate. da/dN, obtained experimentally in standard specimens [1]. In fact, there is a link between the singular elastic field and the plastic deformation happening at crack tip, which justify the extensive use of ΔK [2]. Different limitations have however been identified in the use of $da/dN-\Delta K$ curves, namely, the influence of stress ratio, the inability to predict the effect of load history, the odd behaviour observed for short cracks, the dimensional problems, and the validity limited to Linear Elastic Fracture Mechanics. Consequently, different concepts have been used to mitigate these difficulties [3]. Crack closure concept is the most widely used antidote which has been used to explain the effects of stress ratio, short cracks, load history and stress state. However, there is no generally accepted definition of the crack closure level. A great controversy even exists about the existence and relevance of crack closure [4]. Complementary concepts, like the T-stress [5] and more complex models, like the CJP model [6], were also proposed. Other authors suggest that fatigue crack propagation rate is controlled by a two parameter driving force, which is a function of the maximum stress intensity factor, K_{max} , and ΔK [7,8].

However, there is a fundamental mistake behind the use of ΔK to study fatigue crack growth (FCG). In fact, FCG is linked to non-linear and irreversible mechanisms happening at the crack tip, namely plastic deformation [9], while ΔK is a linear elastic parameter. Consequently, different non-linear parameters have been correlated with FCG, namely, the energy dissipated around the crack tip, the plastic strain range ahead of crack tip [10,11], the size of cyclic plastic zone [12,13]. A new approach was proposed in previous works of the authors [14,15], which replaces ΔK by the plastic CTOD, therefore replacing the da/dN-AK curve by a da/dN- Δ CTOD_p plot. This approach is based on two assumptions: (1) the fatigue crack propagation is linked to crack tip plastic deformation; (2) the plastic CTOD is able to quantify the level of this plastic deformation. A relatively simple strategy was defined to obtain the da/dN- Δ CTOD_p curves. FCG is obtained experimentally using standard specimens (CT or M(T)). A numerical study is subsequently defined, replicating this experimental procedure in order to obtain the plastic CTOD. The numerical model must be realistic in terms of geometry of the specimen and crack, in terms of loading and in terms of material behaviour. The accurate modelling of material hardening is of major importance for the quality of numerical predictions. The behaviour of the material is obtained from low-cycle fatigue experimental tests with smooth specimens tested under constant amplitude strain range. Several stressstrain loops are needed and the strain range must be as high as possible, because the crack tip strain reaches relatively high values. The stress-strain loops are used for the analytical fitting of hardening models. This is made by minimization of the difference between the analytical models and the experimental results. There are also good perspectives for the experimental determination of CTOD using Digital Image Correlation [16,17], at least for specific combinations of material and load range.

The main objective here is to obtain a $da/dN-\Delta CTOD_p$ model for the 2024-T351 aluminium alloy. This model was compared with similar ones obtained previously for other aluminium alloys.

EXPERIMENTAL FATIGUE CRACK GROWTH

Experiments were conducted on a CT specimen, extracted and machined in T-L direction (crack propagation along rolling direction) from a 2024-T351 aluminium alloy plate according to ASTM E-647 [18]. This material combines good fatigue strength and low environmental impact for transport related industries [19]. The CT samples had W=50 mm and thickness=12 mm, as Figure 1 illustrates. The mechanical properties of the material are summarised in Table 1. The sample surface was scratched with abrasive SiC sand papers grades 240, 380 and 800 to obtain a random grey intensity distribution required for DIC technique. Good results have been obtained previously with this surface preparation [20-22]. Cyclic loading was applied then with a 100kN Instron servo-hydraulic testing machine. The specimen was pre-cracked under mode I load for 120000 cycles at a frequency of 10 Hz, a load ratio (R) of 0.05 and a stress intensity range (ΔK) of 8 MPa \sqrt{m} so that the initial crack length was about 20 mm (a/W =0.40). All subsequent experimental tests were done under constant amplitude loading. The propagation Paris law tests were done with the loads presented in table 2. The crack growth rates, da/dN, were obtained by numerical derivation in accordance with ASTM E647. The procedure involves fitting a parabola of order 5 to a set of 11 successive points in the a-N curve and calculating the growth rate from the derivative of the parabola. Successive points in the a-N curve were taken at 1500-cycle intervals.



Figura 1. Geometry of the CT specimen.

Figure 2 presents the fatigue crack growth rate, da/dN, versus ΔK in log-log scales for stress ratios R=0.1 and R=0.7. The increase of ΔK and stress ratio increases da/dN, as expected.



Table 1. Mechanical properties of 2024-T351aluminium alloy

Young	Yield	UTS	Elongation at	Brinell
modulus	Stress		Break	Hardness
73 GPa	325	470	20%	137
	MPa	MPa		

Table 2. Load parameters

R	$P_{min}[N]$	P _{max} [N]	a _{min} [mm]	a _{max} [mm]
0.1	500	5000	12	30
0.3	1680	5600	12	29
0.5	4250	8500	12	26.7
0.7	8750	12500	12	22.5

MATERIAL MODEL

Low-cycle fatigue tests were performed on a DARTEC fully-automated closed-loop servo-hydraulic testing machine, equipped with a 100 kN load cell, at room temperature, and in laboratory air environment. Tests were conducted under axial total strain-controlled mode, with sinusoidal waves, using a constant nominal strain rate of 0.008 s⁻¹, total strain ratio (R_{ϵ}) of -1 and total strain amplitude ($\Delta \epsilon/2$) equal to 0.02 %. Specimens were precision machined according to the specifications outlined in ASTM E606, with a gage section measuring 33.6 mm in length and 8 mm in diameter. A 12.5-mm gage extensometer was attached to the specimen, using rubber bands, to monitor the stress-strain evolution during the tests. Figure 3 shows the stress-strain curve. The material presents initial hardening, followed by stabilization.



Strain (mm/mm)

Figura 3. Cyclic behavior of the material.

The quality of numerical predictions of plastic CTOD greatly depends on the accurate modeling of material's elastic-plastic behavior. The elastic-plastic model

adopted in this work assumes: (i) the isotropic elastic behaviour defined by the generalised Hooke's law; (ii) the plastic behavior described by von Mises yield criterion; (iii) the mixed hardening model using Voce isotropic and Lemaître-Chaboche kinematic hardening laws, under an associated flow rule. Voce isotropic hardening law is described by:

$$Y(\overline{\varepsilon}^{p}) = Y_0 + (Y_{\text{Sat}} - Y_0)[1 - \exp(-C_{Y}\overline{\varepsilon}^{p})]$$
(1)

where Y_0 , Y_{Sat} and C_{Y} are the material parameters of Voce law and $\overline{\varepsilon}^{\text{p}}$ is the equivalent plastic strain. The Lemaître-Chaboche kinematic hardening law is:

$$\mathbf{\hat{X}} = C_{\mathrm{X}} \left[X_{\mathrm{Sat}} \frac{\mathbf{\sigma}' - \mathbf{X}}{\overline{\sigma}} - \mathbf{X} \right] \mathbf{\hat{z}}^{\mathrm{ge}}$$
(2)

where C_X and X_{sat} are the material parameters of Lemaître-Chaboche law and \mathcal{E}^{a} is the equivalent plastic strain rate. The identification of the material parameters that best describe the plastic behavior was made out by minimizing the following least-squares cost function:

$$F(\mathbf{A}) = \sum_{i=1}^{N} \left(\frac{\sigma^{\text{Fit}}(\mathbf{A}) - \sigma^{\text{Exp}}}{\sigma^{\text{Exp}}} \right)_{i}^{2}$$
(3)

where $\sigma^{\text{Fit}}(\mathbf{A})$ and σ^{Exp} are the fitted and the experimentally measured values of true stress, respectively; **A** is the set of Voce and Lemaitre-Chaboche parameters that minimises $F(\mathbf{A})$; *N* is the total number of experimental points. The values of σ^{Exp} were obtained from the low-cycle fatigue test carried out for $R_{\varepsilon} = -1$ and $\Delta \varepsilon/2 = 1.5\%$. The fitting was performed for 50 cycles using the Microsoft Excel SOLVER tool, which resorts to the Generalised Reduced Gradient (GRG2) non-linear optimization algorithm. Table 3 shows the identified set of material parameters of Voce and Lemaître-Chaboche laws.

Tabla 3. Material constants

Material	Y ₀	С	n	C _x	X _{sat}
	[MPa]	[MPa]			[MPa]
2024-	288.96	389.00	0.056	138.80	111.84
T351					

NUMERICAL MODEL

The fatigue crack growth test was modelled numerically using the finite element method. Only half of the CT specimen was modelled [23] using adequate boundary conditions, as figure 4 illustrates. A small thickness (t=0.2 mm) was considered in order to reduce the numerical effort. Pure plane strain state was assumed imposing restrictions to deformation perpendicularly to the main face shown in figure 4. This stress state was assumed because the CT specimen used in the experimental tests is relatively thick (12 mm). A straight crack was defined, with different initial sizes, ao, of 5, 9, 11.5, 14, 16.5, 19, 21.5, 24, 26.5 and 29 mm. The constants presented in Table 3 were used to simulate the elastic-plastic behavior of the material. The finite element model of the M(T) specimen had a total number of 7273 linear isoparametric elements and 14894 nodes. The finite element mesh, also shown in Figure 4, was refined near the crack tip, having $8 \times 8 \ \mu m^2$ elements there. Only one layer of elements was considered along the thickness. Crack propagation was simulated by successive debonding of nodes at minimum load. Each crack increment corresponded to one finite element and two load cycles were applied between increments. In each cycle, the crack propagated uniformly over the thickness by releasing both current crack front nodes. A total number of 320 load cycles were applied, corresponding to a total crack propagation $\Delta a=1.272$ mm.

The numerical simulations were performed using DD3IMP in-house code, a three-dimensional elastoplastic finite element program [24,25]. The evolution of the deformation process is described by an updated Lagrangian scheme, assuming a hypoelastic-plastic model. Thus, the mechanical model takes into account large elastoplastic strains and rotations and assumes that the elastic strains are negligibly small with respect to unity. The contact of the crack flanks is modeled considering a rigid body (plane surface) aligned with the crack symmetry plane. A master–slave algorithm is adopted and the contact problem is treated using an augmented Lagrangian approach. The CTOD was measured at the first node behind crack tip, i.e., at a distance of 8 μ m from crack tip.



Figura 4. Geometry of the CT specimen and finite element mesh.

NUMERICAL RESULTS

Figure 5 presents a typical plot of CTOD versus applied load. At minimum load (point A) the crack is open, which means that there is no crack closure. The increase of load increases the CTOD, as could be expected. Between points A and B there is a linear variation which indicates that the material is having an elastic behaviour. Plastic deformation starts above point B, increasing progressively up to the maximum load (point C). The plastic CTOD is also plotted in Figure 5, and it can be seen that it is substantially lower than the elastic component. The plastic CTOD range, δ_p , indicated in the figure, is the parameter correlated with da/dN.



Figure 5. Typical CTOD plots (a=15.272 mm).

Figure 6 presents the relation between the experimental fatigue crack growth rate (FCGR) and the predicted plastic CTOD range, δ_p . The increase of δ_p is accomplished by an increase of da/dN, as could be expected since more crack tip plastic deformation produces more crack growth. A second order polynomial was fitted by regression:

$$\frac{da}{dN} = 2.289\delta_p^2 - 0.1196\delta_p + 0.001077$$
(4)

where the units of da/dN and δ_p are μm . This is supposed to be a material property, which can be used to predict the effect of load parameters and geometry. Note that the da/dN- ΔK approach is not a material property and therefore cannot be used for predictions.



Figure 6. FCGR versus plastic CTOD.

A comparison was made with other aluminium alloys, which is presented in figure 7. All the results fall within the same order of magnitude, however there is some difference between the materials. This means that for the same plastic CTOD range, the fatigue crack growth rate is not always the same. The effect of numerical parameters, namely the number of load cycles between crack increments and stress state, on this scatter is not totally understood.



Figure 7. Comparison with other aluminium alloys.

The numerical analysis gives additional interesting results. Figure 8 shows the variation of ΔK with crack length. The effective load range is obtained subtracting the opening load from the maximum load. However, looking to figure 5, it is possible to see that part of this effective load is elastic, therefore is not supposed to contribute to FCG. Therefore the effective load range is the difference between the maximum load and the onset of plastic deformation, as is indicated in Figure 8. The crack closure phenomenon, quantified by the contact status of the first node behind crack tip, was observed only for the highest crack lengths.



CONCLUSIONS

Fatigue crack growth is linked to irreversible and nonlinear mechanisms happening at the crack tip. Consequently a non-linear parameter, the plastic CTOD range, δ_p , is proposed as the driving force for fatigue crack growth. A model was proposed linking da/dN with δ_p , which is expected to be a material property. The fatigue crack growth rate was obtained experimentally using standard CT specimens. The plastic CTOD range was predicted numerically at a distance of 8 µm behind crack tip.

AKNOWLEDGMENTS

This research was sponsored by FEDER funds through the program COMPETE (under project T449508144-00019113) and by portuguese funds through FCT – Fundação para a Ciência e a Tecnologia, under the project PTDC/EMS-PRO/1356/2014 and also by Ministerio de Economia y Competitividad through grant reference MAT2016-76951-C2-2-P.

REFERENCES

- P. Paris, J. Erdogan, Critical analysis of crack growth propagation laws, Journal of Basic Engineering. 85D (1963) 528–534.
- [2] J.R. Rice, The Mechanics of Crack Tip Deformation and Extension by Fatigue, in: Fatigue Crack Propagation, ASTM STP 415, Philadelphia, 1967.
- [3] B. Moreno, A. Martin, P. Lopez-Crespo, J. Zapatero, J. Dominguez, Estimations of fatigue life and variability under random loading in aluminum Al-2024T351 using strip yield models from NASGRO, International Journal of Fatigue. 91 (2016) 414–422. doi:10.1016/j.ijfatigue.2015.09.031.
- [4] A. Vasudevan, K. Sadananda, N. Louat, Reconsideration of fatigue crack closure, Scripta Materialia. 27 (1992) 1673–1678.
- [5] M. Lugo, S.R. Daniewicz, The influence of Tstress on plasticity induced crack closure under plane strain conditions, International Journal of Fatigue. 33 (2011) 176–185.
- [6] C.J. Christopher, M.N. James, E.A. Patterson, K.F. Tee, Towards a new model of crack tip stress fields, International Journal of Fracture. 148 (2007) 361–371.
- [7] D. Kujawski, A new (K+Kmax)0.5 driving force parameter for crack growth in aluminum alloys, 2International Journal of Fatigue. 23 (2001) 733–40.
- [8] A.H. Noroozi, G. Glinka, S. Lambert, A two parameter driving force for fatigue crack growth analysis, International Journal of Fatigue. 7 (2005) 1277–96.
- [9] S. Pommier, P. Lopez-Crespo, P.Y. Decreuse, A

multi-scale approach to condense the cyclic elastic-plastic behaviour of the crack tip region into an extended constitutive model, Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures. 32 (2009) 899–915.

- [10] S. Pommier, R. Hamam, Incremental model for fatigue crack growth based on a displacement partitioning hypothesis of mode I elastic-plastic displacement fields, Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures. 30 (2007) 582–598.
- [11] P. Lopez-Crespo, S. Pommier, Numerical analysis of crack tip plasticity and history effects under mixed mode conditions, Journal of Solid Mechanics and Materials Engineering. 2 (2008) 1567–1576.
- [12] D. Camas, P. Lopez-Crespo, A. Gonzalez-Herrera, B. Moreno, Numerical and experimental study of the plastic zone in cracked specimens, Engineering Fracture Mechanics. (2017). doi:10.1016/j.engfracmech.2017.02.016.
- [13] J.M. Vasco-Olmo, M.N. James, C.J. Christopher, E.A. Patterson, F.A. Díaz, Assessment of crack tip plastic zone size and shape and its influence on crack tip shielding, Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures. 39 (2016) 969–981. doi:10.1111/ffe.12436.
- [14] F.V. Antunes, S.M. Rodrigues, R. Branco, D. Camas, A numerical analysis of CTOD in constant amplitude fatigue crack growth, Theoretical and Applied Fracture Mechanics. 85 (2016) 45–55.
- [15] F. V Antunes, R. Branco, P.A. Prates, L. Borrego, Fatigue crack growth modelling based on CTOD for the 7050-T6 alloy, Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures. (2017) n/a–n/a. doi:10.1111/ffe.12582.
- [16] F. Yusof, P. Lopez-Crespo, P.J. Withers, Effect of overload on crack closure in thick and thin specimens via digital image correlation, International Journal of Fatigue. 56 (2013) 17– 24.
- [17] P.J. Withers, P. Lopez-Crespo, A. Kyrieleis, Y.-C. Hung, Evolution of crack-bridging and crack-tip driving force during the growth of a fatigue crack in a Ti/SiC composite, of the Proceedings Royal Society А Mathematical, Physical and Engineering Sciences. 468 (2012) 2722-2743.
- [18] ASTM E647-15, Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates, West Conshohocken, PA, 2015. doi:10.1520/E0647-15E01.2.
- [19] V. Chaves, Ecological criteria for the selection of materials in fatigue, Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures. 37 (2014) 1034–1042. doi:10.1111/ffe.12181.
- [20] P. Lopez-Crespo, A. Shterenlikht, E.A.

Patterson, P.J. Withers, J.R. Yates, The stress intensity of mixed mode cracks determined by digital image correlation, Journal of Strain Analysis for Engineering Design. 43 (2008) 769–780. doi:DOI: 10.1243/03093247JSA419.

- [21] P. Lopez-Crespo, R.L. Burguete, E.A. Patterson, A. Shterenlikht, P.J. Withers, J.R. Yates, Study of a crack at a fastener hole by digital image correlation, Experimental Mechanics. 49 (2009) 551–559. doi:DOI 10.1007/s11340-008-9161-1.
- [22] M. Mokhtarishirazabad, P. Lopez-Crespo, B. Moreno, A. Lopez-Moreno, M. Zanganeh, Evaluation of crack-tip fields from DIC data: a parametric study, International Journal of Fatigue. 89 (2016) 11–19.
- [23] J. Garcia-Manrique, D. Camas, P. Lopez-Crespo, A. Gonzalez-Herrera, Stress intensity factor analysis of through thickness effects, International Journal of Fatigue. 46 (2013) 58– 66.
- [24] L.F. Menezes, C. Teodosiu, Three-Dimensional Numerical Simulation of the Deep-Drawing Process using Solid Finite Elements, Journal of Materials Processing Technology. 97 (2000) 100–106.
- [25] C. Oliveira, J.L. Alves, L.F. Menezes, No Title, Archives of Computational Methods in Engineering. 15 (2008) 113–162.

METODOS Y MODELOS ANALITICOS Y NUMERICOS

APLICACIÓN DEL CONCEPTO MATERIAL EQUIVALENTE AL ESTUDIO DE LA ROTURA PRODUCIDA POR ENTALLAS EN U

F.J. Gómez^{1*}, M.A. Martín-Rengel², J. Ruiz-Hervías², A.R. Torabi³

¹ADVANCED MATERIAL SIMULATION S.L. C/Asturias 3 48015 Bilbao, España * Persona de contacto: Javier.gomez@amsimulation.com

 ²Departamento de Ciencia de los Materiales, Universidad Politécnica de Madrid. C/Profesor Aranguren 28040 Madrid, España
 ³Fracture Research Laboratory, Faculty of New Sciences and Technologies, University of Tehran, P.O. Box 14395-1561, Tehran, Iran

RESUMEN

La presente comunicación analiza la aplicabilidad de concepto de material equivalente desarrollado por uno de los autores, A.R. Torabi, para extender a materiales elastoplásticos los criterios de rotura en entallas en U. La aproximación de material equivalente consiste en simplificar el estudio de un material elastoplástico reduciéndolo al caso elástico lineal con una tensión de rotura tal que en un ensayo de tracción la energía de deformación es igual al del material real. Esta idea combinada con la teoría de la fisura cohesiva permite establecer un procedimiento para predecir la rotura de elementos entallados en forma de U. La metodología ha sido aplicada con éxito a cinco materiales elastoplásticos analizando en todos ellos, el nivel de plastificación alcanzado en rotura respecto a la carga de colapso plástico. Este análisis ha permitido verificar la metodología y establecer unos límites de validez cuando la rotura se produce dentro de la plasticidad contenida.

PALABRAS CLAVE: Entallas en U, criterio de rotura, fisura cohesiva, concepto de material equivalente.

ABSTRACT

This paper studies the applicability of the equivalent material concept developed by one of the authors, A.R. Torabi, to the fracture of elastoplastic material due to the presence of U-notches. The approach of equivalent material concept consists of simplifying the study of an elastoplastic material reducing it to the linear elastic case with a maximum stress such us in a tensile test the deformation energy is equal to the real material. This idea combined with the cohesive zone model allows to establish a procedure to predict the failure of U-notched elements. The methodology has been successfully applied to five elastoplastic materials, and in all of them, the level of plasticity regarding the load of plastic collapse has been determined. This analysis verifies the proposed methodology and establish some application limits when the failure occurs within small scale yielding

KEYWORDS: U-notches, failure criteria, cohesive zone model, Equivalent Material Concept.

INTRODUCCIÓN

Los elementos estructurales que contienen concentradores de tensiones como las entallas en forma de U poseen alto riesgo de rotura frágil. Para garantizar su integridad, son necesarios criterios que evalúen la carga máxima que resisten. Cuando el defecto es una fisura y el material tiene un comportamiento elástico lineal hasta rotura, la Mecánica de Fractura establece que la carga máxima se alcanza cuando el factor de intensidad de tensiones es igual a la tenacidad de fractura del material. Este criterio sigue siendo válido en materiales elastoplásticos cuando la zona plástica se limita a una región próxima a la raíz de la fisura [1, 2].

En el caso de entallas en forma de U en materiales elástico-lineales, no existe singularidad tensional en la raíz de la entalla. Sin embargo, gracias a la expresión aproximada del campo tensional en la raíz de la entalla dada por Creager y Paris [3], se puede definir de forma aproximada un factor de intensidad de tensiones de entalla y establecer que la rotura se produce cuando dicho factor alcanza un valor crítico que depende del radio de la entalla [3, 4]. En materiales elastoplásticos la formulación de Creager y Paris deja de ser válida. Una forma de salvar esta limitación consiste en aplicar correcciones tensionales tipo Neuber [5] o basadas en la densidad de energía [6] a cálculos elástico-lineales válidos cuando la plasticidad está poco desarrollada. Uno de los autores de la presente comunicación ha propuesto sustituir el comportamiento elástoplastico por un material elástico lineal equivalente "Equivalent Material Concept" (EMC) [7,8].

A continuación se combina el concepto de material equivalente con dos criterios de rotura para formular un procedimiento que permite predecir la carga de rotura de sólidos entallados en U en materiales elastoplásticos.

CRITERIO DE ROTURA EN MATERIALES ELASTICO LINEALES

En un material elástico y lineal hasta rotura, la carga máxima que soporta un sólido fisurado en modo I se obtiene cuando el factor de intensidad de tensiones K_I, que depende de la geometría y de la solicitación, alcanza el valor de la tenacidad K_{IC}, función del material [3]:

$$K_{I} = K_{IC}(material) \tag{1}$$

En las entallas en forma de U, el campo tensional se puede aproximar a la expresión de Creager y Paris que depende de un único factor [3], K_I^R , y de nuevo se puede establecer un criterio similar, donde ahora, la tenacidad, K_{IC}^R , se generaliza a una función del radio de entalla, R.

$$K_{I}^{R} = K_{IC}^{R}(material, R)$$
⁽²⁾

Gómez y Elices [9] comprobaron la validez de la expresión anterior en materiales elásticos y lineales hasta rotura y demostraron que adimensionalizando la expresión (2) con la tenacidad de fractura y la longitud característica l_{ch} , definida según la expresión (3) se obtiene una función con una débil dependencia material.

$$l_{ch} = \left(\frac{\kappa_{IC}}{f_t}\right)^2 \tag{3}$$

Donde f_t es la resistencia a tracción. La figura 1 muestra como la adimensionalización sugerida reduce la dependencia del material.

$$\frac{K_I^R}{K_{IC}} \approx K_{IC}^{R*} \left(\frac{R}{l_{ch}}\right) \tag{4}$$



Figura 1. Factor de intensidad de tensiones generalizado adimensional en materiales elástico lineales.

La Figura 1 recoge entallas en forma de U de alumina sometida a diferentes temperaturas y velocidades de ensayo, nitruro de silicio, sílice monocristalina y policristalina, circona parcialmente estabilizada con magnesia, circona parcialmente estabilizada con itria, circona tetragonal totalmente estabilizada con itria, y PMMA a -60°C [9, 10].

Los datos experimentales permiten obtener una curva promedio de rotura [9], que constituye en sí misma un criterio de rotura, y se pueden ajustar a la siguiente expresión:

$$\frac{\kappa_{I}^{R}}{\kappa_{IC}} = \sqrt{\frac{1+0.47392\,(R/l_{ch})+2.1382\,(R/l_{ch})^{2}+\pi/4(R/l_{ch})^{3}}{1+(R/l_{ch})^{2}}} \tag{5}$$

Los resultados de la figura 1 se pueden justificar aplicando criterios de rotura a entallas en U como el criterio de densidad de energía media crítica [11], máxima tensión, tensión media [12, 13] o la teoría de la fisura cohesiva [14]. La Figura 1 recoge las predicciones de la teoría de la fisura cohesiva correspondiente a curva rectangular y curva lineal [9].

CONCEPTO DE MATERIAL EQUIVALENTE

Los materiales analizados en el apartado anterior tienen un comportamiento elástico y lineal hasta rotura. En el caso de materiales elastoplásticos, el estudio de la rotura producida por entallas se puede plantear de forma similar, combinando los criterios de rotura con simplificaciones o reglas que sustituyan el comportamiento real por otro ficticio elástico lineal.



Figura 2. Curva tensión deformación en el material real.

Dentro de este tipo de aproximaciones se encuentra el concepto de material equivalente (EMC) [7,8], donde se establece que el módulo de elasticidad E y la tenacidad de fractura del material ficticio es la misma que en el material real y la tensión de rotura se obtiene suponiendo que la densidad de energía desarrollada en un ensayo de

tracción en carga máxima es la misma en el caso real y el equivalente.



Figura 3. Curva tensión deformación en el material ficticio.

$$(SED)_{necking} = \frac{\sigma_f^2}{2E} \tag{6}$$

Donde SED_{necking} es la densidad de energía desarrollada en un ensayo de tracción bajo carga máxima y σ_f la tensión ficticia de rotura del material equivalente.

EXTENSIÓN DEL CRITERIO A MATERIALES ELASTOPLÁSTICOS

Para verificar la validez de la metodología propuesta se han recopilado resultados de ensayos de rotura de probetas entalladas propios y de otros autores de diferentes materiales: PMMA, policarbonato, acero de vasijas, aluminio y acero estructural.

Gómez y Elices estudiaron la rotura de PMMA producida por entallas a temperatura ambiente, realizando un amplio programa experimental de ensayos de rotura de probetas entalladas con diferentes radios, profundidades de entalla, tamaños y tipos de solicitación [15, 16]. La tensión ficticia del PMMA se ha calculado aplicando la expresión (6) a la curva tensión deformación medida a temperatura ambiente [15, 16]. El valor obtenido se recoge en la Tabla 1. Los factores de intensidad de tensiones generalizados adimensionales se han representado en la figura 4. La adimensionalización de estos factores se ha realizado con los valores de la tenacidad de fractura y el límite elástico que aparecen en la tabla 1. En las probetas de mayor radio se ha calculado el cociente entre la carga de rotura y la caga de plastificación, Lr, [17]. El máximo valor obtenido aparece en la Tabla 2.

Material	σ _y (MPa)	K _{IC} (MPam ^{0.5})	σ _f (MPa)
PMMA (Gómez)	43.9	1.04	142
PC (Nisitani)	58	2.2	94.5
Acero -196°C (Lee)	918	46.7	3291
Aluminio Al7075- T651-TL (Madrazo)	539	27	2709
Aluminio Al7075- T651-LT (Madrazo)	554	27	2727
Acero S355 -196°C (Madrazo)	853.5	31.3	3865

Tabla 1. Propiedades de los materiales analizados.

Tabla 2 Valores máximos de Lr: carga aplicada entre carga de plastificación.

Material	Lr
PMMA (Gómez)	< 0.87
PC (Nisitani)	< 0.97
Acero -196°C (Lee)	<0.66
Aluminio Al7075-T651 (Madrazo)	<0.84
Acero S355 -196°C (Madrazo)	<0.66



Figura 4. Factor de intensidad de tensiones generalizado adimensional en materiales elastoplásticos (rojo) y materiales elástico lineales (negro).

Nisitani y Hyakutake estudiaron la fractura de geometrías entalladas simétricas de policarbonato con varios radios, profundidades de entalla y espesores [18]. La tensión ficticia se ha determinado a partir de la expresión (6) y de la curva tensión deformación que aparece en el trabajo de Nisitani [18]. La tenacidad de fractura no aparece en el artículo anterior y se ha tomado del libro de Kinloch [19]. Los factores de intensidad de tensiones generalizados adimensionales representados en la figura 4 se han calculado con la expresión (12), donde σ_{max} es la tensión en la raíz de la entalla. El valor máximo de L_r en rotura se recoge en la tabla 2.

$$K_I^R = \frac{\sigma_{max}}{2} \sqrt{\pi R} \tag{7}$$

Lee, Jang y Kwon analizaron la rotura de geometrías entalladas de acero de vasijas A508 [20] sometidas a temperatura de nitrógeno líquido (-196°C). Ensayaron probetas prismáticas de dimensiones 10x10x55 mm, con entallas donde la relación profundidad canto a/W fue de 0.5, y radios entre 0.06 y 0.28 mm. La curva tensión deformación plástica del material no aparece en el trabajo original y se ha estimado a partir del límite elástico, σ_y , y la máxima tensión, σ_u , siguiendo el trabajo de Kamaya [21] que relaciona los parámetros de la curva de Ramberg-Osgood con σ_y y σ_u . Los factores de intensidad de tensiones generalizados correspondientes se han obtenido a partir de la expresión (13). Las propiedades mecánicas del acero a la temperatura de ensayo aparecen en la tabla 1 y los valores máximos de L_r en la tabla 2.

Madrazo et al estudiaron la influencia del radio de entalla en la tenacidad de fractura de una aleación de aluminio Al7075-T651 en las direcciones TL y LT [22]. El programa experimental consistió en la rotura de probetas compactas de W=40 mm, con radios de fondo de entalla de 0, 0.15, 0.2, 0.5, 1.0, 2.0 mm. La curva tensión deformación del material y los valores de las cargas de rotura pueden encontrarse en el trabajo original [22] y la tensión ficticia se ha calculado utilizando la expresión (6). El factor de intensidad de tensiones generalizado de las geometrías analizadas, calculado a partir de la expresión (7), y los valores adimensionales obtenidos aparecen en la figura 4.

Los mismos autores, Madrazo et al, han analizado la rotura de geometrías entalladas de acero S355 sometidas a -196°C [23]. Al igual que en el caso anterior, ensayaron probetas compactas con W=50 mm y radios de fondo de entalla: 0, 0.15, 0.25, 0.5, 1.0, 2.0 mm. La curva tensión deformación plástica del material no aparece en el trabajo original y se ha estimado a partir de la aproximación sugerida por Kamaya en aceros [21]. Los factores de intensidad de tensiones generalizados se han calculado con la expresión (6). La tenacidad y la tensión ficticia del acero aparecen en la tabla 1 y el valor máximo de L_r en la tabla 2.

En la figura 4 se han representado los valores del factor de intensidad de tensiones de entalla adimensionalizados

para los cinco materiales analizados. En todos los casos los valores coinciden con la curva adimensional obtenida en materiales elástico lineales hasta rotura, con el ajuste propuesto en la expresión (5) y con las predicciones de la teoría de la fisura cohesiva realizadas con curva lineal y curva rectangular.

La tabla 2 recoge los valores máximos de Lr. Esta magnitud física establece el grado de plastificación alcanzado en el instante de rotura. Se observa que en todos los casos es menor que <0.97.

CONCLUSIONES

Este trabajo propone un procedimiento para estimar la carga de rotura de componentes entallados en forma de U, en materiales elastoplásticos donde no es directamente aplicable la Mecánica de Fractura. Combina el concepto de material equivalente con criterios de rotura aplicables a materiales elástico lineales y con la teoría de la fisura cohesiva.

La aproximación utilizada ha sido validada en cinco materiales: PMMA, policarbonato, acero A504, aluminio A17075-T651 y acero S355.

La aplicación de la metodología propuesta requiere conocer la curva tensión del material y la tenacidad de fractura.

Los resultados obtenidos son válidos en modo I cuando la rotura se produce dentro de la plasticidad contenida. Para cuantificar esta limitación se ha sugerido utilizar el cociente entre la carga de rotura y la carga de colapso plástico. En los casos estudiados este valor se encuentra por debajo de 0.97.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer a la empresa ENUSA la financiación recibida para realizar esta investigación.

REFERENCIAS

- [1] G.R. Irwin. Analysis of Stresses and Strain Near the End of a Crack Traversing Plate, *Journal of Applied Mechanics*, **24**, 361-364, 1957.
- [2] M. Elices. Mecánica de la Fractura aplicada a sólidos elásticos bidimensionales, Departamento de Ciencia de Materiales. E.T.S.I. Caminos, Canales y Puertos. U.P.M. 1996.
- [3] M. Creager, P.C. Paris. Elastic field equations for blunt cracks with reference to stress corrosion cracking, *International Journal of Fracture Mechanics*, 3, 247-252, 1967.

- [4] G. Glinka, A. Newport. Universal features of elastic notch-tip stress fields, *International Journal of Fatigue*, 9, 143–150, 1987.
- [5] H. Neuber, Theory of Notch Stresses: Principles for Exact Calculation of Strength with Reference to Structural form and Material, second ed., Springer Verlag, Berlin, 1958.
- [6] G. Glinka. Energy density approach to calculation of inelastic strain-stress near notches and cracks, *Engineering Fracture Mechanics*, 22, 485-508, 1985.
- [7] A.R. Torabi. Estimation of tensile load-bearing capacity of ductile metallic materials weakened by a V-notch: the equivalent material concept, *Material Science and Engineering A*, **536**, 249–255, 2012.
- [8] A.R. Torabi. Ultimate bending strength evaluation of U-notched ductile steel samples under largescale yielding conditions, *International Journal of Fracture*, **180**, 261–268, 2013.
- [9] F.J. Gómez, M. Elices. Fracture loads for ceramic samples with rounded notches, *Engineering Fracture Mechanics*, 73, 880-894, 2006.
- [10] F.J. Gómez, M. Elices, J. Planas. The cohesive crack concept: application to PMMA at -60°C, *Engineering Fracture Mechanics*, **72**, 1268-1285, 2005.
- [11] P. Lazzarin, F. Berto. Some expressions for the strain energy in a finite volume surrounding the root of blunt V-notches, *International Journal of Fracture*, **135**, 161–185, 2005.
- [12] P. Lazzarin, F. Berto. Some expressions for the strain energy in a finite volume surrounding the root of blunt V-notches, *International Journal of Fracture*, **135**, 161–185, 2005.
- [13] A. Seweryn, A. Lukaszewicz. Verification of brittle fracture criteria for elements with V-shaped notches, *Engineering Fracture Mechanics*, 69, 1487-1510, 2002.
- [14] L. Susmel, D. Taylor. The theory of critical distances to predict static strength of notched brittle components subjected to mixed-mode loading, *Engineering Fracture Mechanics*, **75**, 534-550, 2008.
- [15] F.J. Gómez, M. Elices, A. Valiente. Cracking in PMMA containing U-shaped notches, *Fatigue Fracture Engineering Material and Structures*, 23, 795-803, 2000.

- [16] F.J. Gómez. Un criterio de rotura en sólidos entallados, Tesis Doctoral, Departamento de Ciencia de Materiales, Universidad Politécnica de Madrid, 1998.
- [17] FITNET, European Fitness-for-Service Network, EU's Framework 5, Proposal No. GTC1-2001-43049, Contract No. G1RT-CT-2001-05071.
- [18] H. Nisitani, H. Hyakutake. Condition for determining the static yield and fracture of a polycarbonate plate specimen with notches, *Engineering Fracture Mechanics*, 22, 359-368, 1985.
- [19] A.J. Kinloch, R.J. Young. Fracture Behaviour of Polymers, Elsevier Applied Science Publishers, 1983.
- [20] Lee, B.W., Jang, J., and Kwon, D., "Evaluation of fracture toughness using small notched specimens", Materials Science and Engineering, A334, pag 207-214, 2002.
- [21] M. Kamaya. Ramberg-Osgood type stress-strain curve estimation using yield and ultimate strengths for failure assessments, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, **137**, 1-12, 2016
- [22] J.D. Fuentes, S. Cicero, F. Berto, A.R. Torabi, V. Madrazo, P. Azizi. Estimation of Fracture Loads in AL7075-T651 Notched Specimens Using the Equivalent Material Concept Combined with the Strain Energy Density Criterion and with the Theory of Critical Distances, *Metals*, 8, 87; doi:10.3390/met8020087, 2018.
- [23] V. Madrazo, S. Cicero, T. García. Assessment of notched structural steel components using failure assessment diagrams and the theory of critical distances, *Engineering Failure Analysis*, 36, 104– 120, 2014.

SIMULATION OF MIXED-MODE FRACTURE IN CONCRETE THROUGH THE EIGENSOFTENING ALGORITHM

Pedro Navas^{1,2*}, Rena C. Yu², and Gonzalo Ruiz²

¹Department of Geotechnical Engineering, Technical University of Catalonia Campus Nord, Modul D-2 c. Jordi Girona 1-3, 08034 Barcelona, Spain E-mail: penavasal@hotmail.com
²E.T.S. de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos, UCLM Avenida Camilo José Cela s/n, 13071 Ciudad Real E-mail: rena@uclm.es, gonzalo.ruiz@uclm.es

RESUMEN

El algoritmo eigensoftening, como mejora de la metodología eigenerosion para materiales cuasi-frágiles, ha sido validada para hormigón con el ensayo de flexión en tres puntos con carga de impacto. Los resultados obtenidos sugieren la idoneidad de dicha metodología para el caso del mecanismo de fractura en modo mixto. El objetivo de esta investigación es la validación de la metodología propuesta para un rango mayor de problemas. En primer lugar, se modela una configuración diferente de la geometría para capturar diferentes patrones de fisuración debido al mecanismo de modo mixto. La comparación con los resultados experimentales nos permite verificar el funcionamiento del código numérico para este tipo de problemas. Por otro lado, se estudian diferentes curvas de ablandamiento para extender la metodología propuesta a diferentes comportamientos.

ABSTRACT

The eigensoftening algorithm, as an improvement of the eigenerosion methodology for quasi-brittle materials, has been validated for concrete in the three-point bending test under impact load. The obtained results suggest the suitability of such a methodology in the case of the mode-one fracture mechanism. The aim of this research is the further validation of the proposed algorithm. First of all, a different configuration of the geometry is modeled in order to capture different crack patterns due to the mixed-mode mechanism. The comparison against experimental results allows us to verify the performance of the numerical code for this type of problem. On the other hand, different softening curves are studied in order to extend the proposed methodology to different behaviors.

PALABRAS CLAVE: Mixed-mode fracture, Eigensoftening, Meshfree, Drop-weight machine, Concrete

1. INTRODUCTION

The modeling of the fracture in concrete is an important feature of the computational methods along the years. This problem is more challenging when the the crack is not predefined, what happens for example in the mixedmode three point bending test. One of the main points of interest of the eigensoftening methodology developed by Navas et al. [1] is the absence of predefined location of cracks, being able to simulate any crack pattern. This methodology was validated with the traditional three-point bending test under impact loading with excellent results.

In this research we seek the further validation of the proposed algorithm with a different configuration of the geometry in order to capture different crack patterns due to the mixed-mode mechanism and the assessment of different cohesive laws. The validation agains experimental results obtained by Almeida et al. [2] is also carried out.

In Section 2 the experimental observations are described. In Section 3 the equations that govern the physics of the problem are illustrated. Section 4 will provide the discussion of the computational results and Section 5 will present the conclusion of this research.

EXPERIMENTAL OBSERVATIONS



Figura 1: The drop-weight machine designed at the Laboratory of Materials and Structures, University of Castilla-La Mancha and the mixed-mode specimen. In order to further explore the capacities of the developed eigensoftening algorithm, the experimental results on mixed-mode fracture [2] are modeled. The same dropweight impact instrument employed for the mode-I case [3] (see Fig. 1), designed and constructed in the Laboratory of Materials and Structures at the University of Castilla-La Mancha, is utilized in the assessment of the mix-mode crack pattern. Three-point bending tests on notched beams are studied, in this case the notch is located with an offset of a quarter span from the middle section, see Fig. 2. An impact hammer of 120.6 kg was employed to drop from two different heights, 360 and 160 mm with the corresponding impact speeds of 2640 and 1760 mm/s respectively. The impact force is measured by a piezoelectric force sensor and the reaction force is determined by two force sensors located between the support and the specimen. The beam dimensions were 100 mm×100 mm (B×D) in cross section, and 400 mm in total length, L. The initial notch-depth ratio was approximately 0.5, and the span, S, was fixed at 333 mm. The whole specimen geometry is given in Fig. 2.



Figura 2: Geometry and dimension of the beam (in mm).

The material was characterized with independent tests and the measured material properties, such as the compressive strength, f_c =31.6 MPa, the tensile strength, f_t =3.1 MPa, the specific fracture energy, $G_F = 87$ N/m, the elastic modulus, E=18.5 GPa and the Poisson's ratio, 0.17. The material density, ρ is of 2310 kg/m³. The maximum aggregate size, d, is 12 mm.

3. THE NUMERICAL METHODOLOGY

For completeness, we summarize the basics of the OTM scheme and the eigensoftening algorithm to treat fracture within the meshfree framework.

3.1. The OTM scheme

In this work the Optimal Transportation Meshfree (OTM) method [4] is employed in order to discretize the problem. It is a meshfree updated Lagrangian numerical scheme that combines concepts from Optimal Transportation theory with a material-point method based on the

local max-ent meshfree approximation [5]. Previous validations of the eigensoftening algorithm were made through the OTM calculation with excellent results thanks to its numerous advantages when the problems involve dynamic deformation and failure of materials with robustness and stability.

The local max-ent approximation scheme defined by Arroyo and Ortiz [5] is employed for the deformation and velocity fields since differentiation is required for both. The employed local max-ent function (LME), as a Pareto set, is optimal for $\beta \in (0, \infty)$. It is obtained as:

$$N_a(\mathbf{x}) = \frac{\exp\left[-\beta |\mathbf{x} - \mathbf{x}_a|^2 + \boldsymbol{\lambda}^* \cdot (\mathbf{x} - \mathbf{x}_a)\right]}{Z(\mathbf{x}, \boldsymbol{\lambda}^*(\mathbf{x}))}, \quad (1)$$

where

$$Z(\mathbf{x}, \boldsymbol{\lambda}) = \sum_{a=1}^{n} \exp\left[-\beta \left|\mathbf{x} - \mathbf{x}_{a}\right|^{2} + \boldsymbol{\lambda} \cdot (\mathbf{x} - \mathbf{x}_{a})\right], \quad (2)$$

being $\lambda^*(\mathbf{x})$ the unique minimizer for $\log Z(\mathbf{x}, \lambda)$. The parameter β is related with the discretization size (or nodal spacing), h, and the constant, γ , which controls the locality of the shape functions in the form $\beta = \frac{\gamma}{h^2}$. In our case, since a smooth nodal spacing in defined, β is almost constant and thus the first derivatives can be obtained by employing the following expression:

$$\nabla N_a^* = -N_a^* \left(\mathbf{J}^* \right)^{-1} \left(\mathbf{x} - \mathbf{x}_a \right), \tag{3}$$

where J is the Hessian matrix, defined by:

$$\mathbf{J}(\mathbf{x}, \boldsymbol{\lambda}, \boldsymbol{\beta}) = \frac{\partial \mathbf{r}}{\partial \boldsymbol{\lambda}}$$
(4)

$$\mathbf{r}(\mathbf{x}, \boldsymbol{\lambda}, \beta) \equiv \partial_{\boldsymbol{\lambda}} \log Z(\mathbf{x}, \boldsymbol{\lambda})$$

= $\sum N_a(\mathbf{x}, \boldsymbol{\lambda}, \beta) (\mathbf{x} - \mathbf{x}_a)$ (5)

Note that the objective of the above procedure is to find the λ which minimizes $\log Z(\mathbf{x}, \lambda)$. This unconstrained minimization problem with a strictly convex objective function can be solved efficiently and robustly by a combination of the Newton-Raphson method and Nelder-Mead Simplex algorithm [6, 5].

Two sets of points, namely, nodal points and material points are defined. In calculations, the max-ent shape functions are reconstructed continuously from the nodal set, which changes in every step by adapting to the displacements of the nodes. This overcomes the essential difficulties that arise in fixed grid-based numerical schemes like Lagrangian and Eulerian finite element methods. Material points result from the spatial approximation of the mass densities $\rho_{h,k}(x)$ by M mass points

$$\rho_{h,k}(x) = \sum_{p=1}^{M} m_p \delta(x - x_{p,k})$$
(6)

where $x_{p,k}$ represents the position at time t_k of material point p, m_p is the mass of the material point and $\delta(x - x_{p,k})$ is the Dirac-delta distribution centred at $x_{p,k}$. Material points designate fix material points of the body, are convected by the deformation, carry a fixed volume and mass, serve the purpose of integration points for the calculation of the effective nodal forces and masses, and store all local state data. The spatial discretization is completed by approximating the deformation mapping as

$$\varphi_{h,k\to k+1}(x) = \sum_{a=1}^{N} x_{a,k+1} N_{a,k}(x)$$
 (7)

where $x_{a,k+1}$ is the position at time t_{k+1} of node a, and $N_{a,k}(x)$ are max-ent shape functions defined over the configuration at time t_k . The interpolation at a material point $x_{p,k}$ depends only on the nodes contained in a small local neighborhood $N_{p,k}$ of the material point. This reconstruction of the local neighborhoods leads to a new reconnection of the material points and the nodal set.

3.2. Eigenerosion algorithm

Within the context of OTM formulation, fracture can be modeled simply by failing material points according to an energy-release criterion. When the material points are completely failed, they are neglected from the computation of stresses in the model, which approximates the presence of cracks, this is the so-called eigen-erosion algorithm developed by Pandolfi et al. [7]. However, the quasi-brittle behavior, which is typical of concrete, shows a softening process after the initiation of the crack. Thus, the eigensoftening algorithm [1] is capable to reproduce this behavior with a damage law.

Its implementation is based on a strength criterion for the crack initiation subsequently followed by a softening law. For the stress measurement, the maximum principal stress theory is considered for brittle fracture at time t_{k+1} for the material point q. Consequently, the definition of an equivalent critical stress at the material point $x_{p,k+1}$ for a B_{ϵ} neighborhood can be calculated as follows

$$\sigma_p^{\epsilon} = \frac{1}{m_p} \sum_{x_q \in B_{\epsilon}(x_p)} m_q \sigma_{q,1} \tag{8}$$

where

$$m_p = \sum_{x_q \in B_\epsilon(x_p)} m_q.$$
(9)

The concept of the B_{ϵ} neighborhood was first introduced by Schmidt *et al.* [8] for the definition of eigendeformations and posteriorly utilized for the eigenerosion algorithm by Pandolfi and Ortiz [7]. In this neighborhood, seen in Fig. 3, the material points involved in the fracture process are located.



Figura 3: Scheme of a crack (black dots) as set of failed material points, and of the ϵ -neighborhood.

The softening process is governed by the crack opening, often termed as cohesive law. For the eigensoftening algorithm, a length scale, h^{ϵ} is defined, being the reference value between two and four times the maximum size of the aggregates for concrete (see Bažant [9]). The effective fracture strain, $\varepsilon_{f}^{\epsilon}$, defined as the difference between the strain at crack initiation, $\varepsilon_{1}(x_{p,0})$, and the current strain, $\varepsilon_{1}(x_{p,k+1})$, for material point p, can be represented as the relationship between the current crack opening displacement, w and the band width, h^{ϵ} :

$$\varepsilon_f^{\epsilon} = \varepsilon_1(x_{p,k+1}) - \varepsilon_1(x_{p,0}) = \frac{w}{h^{\epsilon}}.$$
 (10)

In this work, two different damage curves are proposed, depending on the number of branches of the cohesive law, i.e. one (linear) or two (bilinear). The definition of the remanent stress σ_t and the damage χ depending on the crack opening w is defined following for the two different laws: For a linear softening relation, we have

$$\begin{aligned} \sigma(w) &= f_t \left(1 - \frac{w}{\alpha w_c} \right) \\ \chi(w) &= \frac{h^{\epsilon} \varepsilon_f^{\epsilon}}{\alpha w_c} \end{aligned}$$

where w_c the critical opening displacement of the base concrete, calculated as $w_c = 2G_F/f_t$. For a bilinear relation, we have

$$\sigma(w) = \begin{cases} f_k + (f_t - f_k) \left(1 - \frac{w}{w_k}\right) & w \in [0, w_k] \\ f_k \frac{\alpha w_c - w}{\alpha w_c - w_k} & w \in [w_k, \alpha w_c] \end{cases}$$
$$\chi(w) = \begin{cases} \left(1 - \frac{f_k}{f_t}\right) \frac{h^{\epsilon} \varepsilon_f^{\epsilon}}{w_k} & w \in [0, w_k] \\ 1 - \frac{f_k}{f_t} \left(\frac{\alpha w_c - h^{\epsilon} \varepsilon_f^{\epsilon}}{\alpha w_c - w_k}\right) & w \in [w_k, \alpha w_c] \end{cases}$$

where f_k and w_k the stress and opening displacement at the inflection point of the bilinear curve. Parameter α allows us to enlarge the softening curve to represent the failure behavior of a FRC. The shape of this two different laws is plotted in Fig. 4.


Figura 4: Scheme of linear and bilinear softening curves.

If we define the amplification factor for the specific fracture energy of the FRC with respect to that of the base concrete as η , the area below the bilinear relation curve should be ηG_F , i.e.

$$\frac{1}{2}(f_t + f_k)w_k + \frac{1}{2}f_k(\alpha w_c - w_k) = \frac{1}{2}\eta f_t w_c \quad (11)$$

By normalizing the stress terms with f_t , the crack opening displacements with $w_{ch} = G_F/f_t$, i.e.,

$$w_c^* = \frac{w_c}{w_{ch}} = w_c \frac{f_t}{G_F}, \quad w_k^* = \frac{w_k}{w_{ch}}, \quad f_k^* = \frac{f_k}{f_t}.$$
 (12)

Consequently, Eq. (11) can be simplified as

$$w_k^* + 2\alpha f_k^* = 2\eta. \tag{13}$$

Define $c = w_k^*/(1-f_k^*)$, 1/c being the slope of the curve, Eq. (13) becomes

$$c(1 - f_k^*) + 2\alpha f_k^* = 2\eta.$$
(14)

It needs to be pointed out that when a material point is totally eroded its contribution to the internal force vector and to the material stiffness matrix is set to zero, but its contribution to the mass matrix is maintained, being only discarded when it is not connected to any nodes.

4. NUMERICAL RESULTS AND DISCUSSION

The aforementioned methodology is applied within this section in order to simulate the dynamic fracture propagation in a three-point bend beam with a notch located in the middle of the semi-span impacted by a drop-weight device. Both the projectile (the hammer) and the target (the concrete beam) are explicitly represented. The results are obtained by using a plain strain code within a 2D mesh with a discretization of 2001 nodes, 3744 material points, and a nodal spacing of approximately 2 mm between the notch tip and the impact point. 4 mm is the nodal spacing between the impact point and the middle section at the bottom of the beam. These two locations were the ones where the crack happened experimentally. Only the fastest velocity, 2640 mm/s, appears in this study.

First we validate the computations with the load-line displacement against their experimental counterpart. Next, the reaction forces for different cohesive laws are depicted. Finally, the crack front evolution for these cases is compared with the observed one in the laboratory.



Figura 5: Comparison between experimental and computational impact-line displacement.

4.1. Load-line displacement

The recorded impact-line displacement contrasted with the numerical one is correctly captured for both studied velocities. In Fig. 5 only the linear case is plotted since no differences are found between this and the bilinear ones.



Figura 6: Comparison between the experimental reaction measured and different reaction forces obtained with linear and bilinear eigensoftening laws.

4.2. Reaction forces

Following the reaction forces recorded in the test are compared to the obtained with the proposed methodology. Two different sets of results are shown in Fig.6. The first one, depicted in blue, represents the results of the linear case, with different values of η . The ones that fit better with the experiments are η equal to 1.0 and 1.5. It is normal, since $\eta = 1$ represents the plain concrete.

The second set of curves, in red, involves the bilinear cases. Again, the closest are the parameters to the plain concrete ($\eta = 1$, c=2), the better is the fitting.



Figura 7: Comparison of the crack observed experimentally and the obtained with: a) linear cohesive laws; b) Bilinear cohesive laws.

4.3. Crack propagation

The study is not complete if we do not pay attention to the crack propagation, since two different laws may give similar reaction peaks but different crack patterns. In Fig. 7 the crack observed experimentally is compared with the ones obtained with the different cohesive laws depicted in Fig.6, either linear or bilinear. It can be seen that the closest crack patterns to the test are obtained with the linear laws, being the curves with $\eta = 1$ and 1.5, the ones close to the behavior of the plain concrete, the most similar to the experimental test. Thus, we can conclude that the plain concrete can be simulated with a linear law defined by the fracture energy, G_F , and the tensile strength, f_t , without any other treatment.

It is very interesting that the for studied geometry two different cracks grow at the same time. Different locations of the notch are also explored. Note that seeing that the vertical crack is prominent when the notch is far from the middle of the span, meanwhile the shear crack is more important when the notch gets closer to the center of the beam. Details are depicted in Fig. 8.



Figura 8: Crack patterns obtained with different locations of the notch

5. CONCLUSIONS AND FUTURE WORK

We have applied the Optimal Transportation Meshfree scheme and the eigensoftening algorithm to simulate the dynamic mixed-mode fracture propagation in fiber reinforced concrete. Different cohesive laws, linear and bilinear, are employed within this research. The results (reaction forces and crack patterns) of the closest ones are depicted, showing that the linear one and the bilinear with a very small variation from the linear one are suitable to model the plain concrete failure. Higher values of dimensionless parameters c, η and α are necessary to capture the typical behavior of the fiber-reinforced concrete.

Acknowledgements

Financial support from the *Ministerio de Ciencia e Innovación*, under Grant Number BIA2015-68678-C2-1-R is greatly appreciated. Pedro Navas also acknowledges the fellowship BES2013-0639.

REFERENCIAS

- Navas, P., Yu, R.C., Li, B. and Ruiz, G. 2018. Modeling the dynamic fracture in concrete: an eigensoftening meshfree approach. *International Journal* of Impact Engineering. 113: 9–20.
- [2] de Almeida, L. C., de la Rosa, A., Ruiz, G., Poveda, E., Zhang, X. X. and Tarifa, M. 2017. Fractura dinámica en modo mixto de hormigón autocompactante reforzado con fibras de acero. *Anales de la Mecánica de la Fractura*. 34: 242–249.
- [3] Zhang, X.X., Ruiz, G. and Yu, R.C. 2010. A new drop-weight impact machine for studying fracture processes in structural concrete. *Strain*, 46(3):252– 257.
- [4] Li, B., Habbal, F. and Ortiz, M. 2010. Optimal transportation meshfree approximation schemes for fluid and plastic flows. *International Journal for Numerical Methods in Engineering* 83:1541–1579.

- [5] Arroyo, M. and Ortiz, M. 2006. Local maximumentropy approximation schemes: a seamless bridge between finite elements and meshfree methods. *International Journal for Numerical Methods in Engineering* 13:2167–2202,
- [6] Navas, P., López-Querol, S., Yu, R.C. and Li, B. 2015. B-bar based algorithm applied to meshfree numerical schemes to solve unconfined seepage problems through porous media. *International Journal for Numerical and Analytical Methods in Geomechanics*. DOI:10.1002/nag.2472
- [7] Pandolfi, A. and Ortiz, M. 2012. An eigenerosion approach to brittle fracture. *International Journal* for Numerical Methods in Engineering 92:694–714.
- [8] Schmidt, B., Fraternali, F. and Ortiz, M. 2009. Eigenfracture: an eigendeformation approach to variational fracture. *SIAM J. Multiscale Model. Simul.* 7:1237–1266.
- [9] Bažant, Z.P. and Planas, J. 1998. Fracture and size effect in concrete and other quasi-brittle materials. *New directions in Civil Engineering*. CRC Press, Boca Raton, Florida, USA.

MODELO DE FRACTURA EN MODO MIXTO (I Y II) PARA MATERIALES CEMENTICIOS

F. Suárez¹*, D. A. Cendón², J. C. Gálvez³

¹Departamento de Ingeniería Mecánica y Minera, Universidad de Jaén, EPS de Linares Campus Científico Tecnológico de Linares, Cinturón Sur, s/n 23700 – Linares (Jaén) * Persona de contacto: fsuarez@ujaen.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: david.cendon.franco@upm.es

³Departamento 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: jaime.galvez@upm.es

RESUMEN

Durante las pasadas décadas se ha dedicado un gran esfuerzo a la simulación de la fractura de materiales cuasifrágiles, como el hormigón. Muchos de los modelos propuestos se basan en el concepto de fisura cohesiva, habitualmente formulados en base a un comportamiento de rotura en modo predominantemente I, con un papel muy débil de las tensiones de cortante (modos II y III). En esta contribución se propone un modelo de material para simular la rotura en materiales de base cemento sometidos a estados de carga mixtos que combinan los modos de rotura I y II. La formulación propuesta se basa en el modelo de fisura cohesiva, extendida al caso de rotura en modo mixto, con un modo II significativo. El modelo se inspira en trabajos anteriores de Gálvez et al., pero, frente a ellos, aquí la rotura se formula a nivel de material, es decir, a nivel de los puntos de integración en un análisis con elementos finitos. A diferencia de trabajos anteriores, en los que la rotura se modelizaba mediante elementos intercara, el modelo propuesto es capaz de reproducir el camino de rotura sin información previa sobre el mismo.

PALABRAS CLAVE: Modo mixto, Fisura cohesiva, Materiales cuasifrágiles, Modelo de material

ABSTRACT

Over the last decades, a great effort has been devoted to simulating fracture in quasi-brittle materials, such as concrete. Many of the models proposed take advantage of the cohesive crack concept and their formulation is usually based on a cohesive behaviour under mode I, with a low or null influence of shear stresses (modes II and III). In this contribution a material model to simulate fracture of cement-based materials under mixed-mode loading (modes I and II) is proposed. The model is based on the cohesive crack, but extended to a mixed-mode fracture case, with a significant influence of mode II. This model is based on past works by Gálvez et al., although here fracture is simulated at a material level, that is to say, at the level of the integration points in a finite element analysis. Differently from previous works, where fracture was modelled by means of interface element, the model is able to reproduce the crack path by itself, with no prior information about it.

KEYWORDS: Mixed-mode loading, Cohesive crack, Quasi-brittle materials, Material model

1. INTRODUCCIÓN

La reproducción de la fractura mediante modelos numéricos ha sido objeto de estudio por parte de numerosos investigadores durante las pasadas décadas. En concreto, los materiales cuasifrágiles cuentan con una gran variedad de modelos numéricos basados en planteamientos diversos que son bien conocidos y que han sido desarrollados durante años [1].

El concepto de fisura cohesiva fue introducido por Dugdale [2] y Barenblatt [3] a comienzos de los años 60 del siglo XX, pero fue Hillerborg [4] quien lo implementó de una manera más práctica y, desde entonces, este concepto ha sido utilizado en numerosas ocasiones.

En relación a los modelos desarrollados para ser empleados con el Método de los Elementos Finitos, éstos suelen ser clasificados en tres grupos [5]: fisura difusa (*smeared crack*), fisura discreta (*discrete crack*) y modelos de celosía (*lattice*).

El modelo de fisura cohesiva, en sus diversas formulaciones, ha sido empleado con éxito en muchas situaciones en las que predomina el modo I, tal y como ocurre en un ensayo de flexión en tres puntos simétrico. Además, este modelo presenta dos ventajas fundamentales: es sencillo y fácil de calibrar, dado que se define con parámetros (f_t y G_f) medibles experimentalmente con ensayos estandarizados [6,7].

No obstante, en ocasiones la rotura está gobernada por una combinación de modos de rotura. En particular, puede encontrarse un notable número de estudios sobre la rotura bajo la combinación de modos I y II [8,9,10,11].

En este trabajo se presenta un modelo de material, es decir, formulado a nivel de puntos de integración en un modelo de elementos finitos, que reproduce la rotura en materiales de base cemento bajo situaciones de carga mixta en modos I y II. Este modelo está inspirado en el trabajo desarrollado por Gálvez et al. [12,13,14,15], en el que se reproducía la rotura mediante elementos de intercara; por tanto, en ese caso el camino de la fisura debía ser conocido a priori.

El principal objetivo de este trabajo es proporcionar un modelo para materiales de base cemento que prediga la propagación de la fisura bajo carga en modo mixto I y II sin proporcionar el camino de fisura como dato conocido. Esto se realiza mediante una formulación de material para emplearse en códigos de elementos finitos; en particular en este caso se ha implementado en Abaqus® para su versión de cálculo implícito mediante una subrutina de usuario UMAT.

En primer lugar se realiza una descripción del modelo y de su implementación para ser empleada con el Método de los Elementos Finitos. A continuación se contrastan los resultados numéricos con ensayos experimentales disponibles en la literatura y, finalmente, se realizan unos comentarios finales.

2. DESCRIPCIÓN DEL MODELO

Tal y como se ha mencionado, el modelo está basado en trabajos anteriores de Gálvez et al., de modo que para una descripción más detallada de algunos aspectos, el lector puede consultar [12,13,14,15].

2.1. Criterio de fallo

La interacción entre los mecanismos de rotura en modo I y en modo II se tiene en cuenta a través de la expresión hiperbólica propuesta por Červenka [15], definida por (1).

$$F = \tau^2 - 2 \cdot c \cdot \tan \phi_f \cdot (f_t - \sigma) - \tan^2 \phi_f \cdot (\sigma^2 - f_t^2) \quad (1)$$

donde σ representa la tensión normal, τ la tensión tangencial, c es la cohesión del material, f_t la resistencia a tracción y ϕ_f el ángulo de fricción del material.

Por lo tanto, el criterio de fallo está expresado en términos de las componentes intrínsecas del vector de tensiones t, que puede definirse como la suma vectorial de una componente normal y otra tangencial, tal y como expresa (2).

$$\boldsymbol{t} = \boldsymbol{\sigma} \cdot \boldsymbol{n} + \boldsymbol{\tau} \cdot \boldsymbol{m} \tag{2}$$

donde n y m son los vectores unitarios perpendicular y paralelo a la superficie de fractura, respectivamente (ver Figura 1). La orientación de la grieta queda definida por el ángulo α .



Figura 1: Tensiones normal y paralela al plano de fractura con sus vectores unitarios correspondientes.

2.2. Curvas de ablandamiento para la resistencia a tracción y para la cohesión

En el trabajo de Gálvez et al. [13] la fractura estaba representada por elementos de intercara y, por tanto, se trabajaba con valores de separación entre nodos, representando ésta la apertura de fisura. Dado que en el presente modelo se trabaja a nivel de material, en lugar de fuerzas y desplazamientos, se manejan ahora valores de deformaciones y tensiones. Por ello, la energía de fractura que caracteriza la rotura en modo I se define mediante (3), dividiendo la energía G_{fI} por la longitud característica del elemento l_{ch} , definida en el caso de un modelo bidimensional como la raíz cuadrada del área del elemento.

$$G_{fI}^* = \frac{G_{fI}}{l_{ch}} \tag{3}$$

Para evitar problemas numéricos, la energía de fractura en modo II G_{fII}^* se define en función de la del modo I, tal y como expresa (4).

$$G_{fII}^{*} = \frac{c_{0}}{f_{t0}} \cdot G_{fI}^{*}$$
(4)

donde $c_0 y f_{t0}$ son la cohesión y la resistencia a tracción del material, respectivamente.

Por tanto, empleando expresiones exponenciales, las curvas de ablandamiento pueden definirse mediante (5) y (6).

$$f_t = f_{t0} \cdot \exp\left(-\frac{u \cdot f_{t0}}{G_{FI}^*}\right) \tag{5}$$

$$c = c_0 \cdot \exp\left(-\frac{u \cdot c_0}{G_{FII}^*}\right) \tag{6}$$

donde u es un parámetro director del daño que gobierna al mismo tiempo el deterioro de las propiedades mecánicas en dirección perpendicular y tangencial a la grieta.

2.3. Fenómeno de dilatancia

En materiales como el hormigón, el efecto de la dilatancia, que relaciona la apertura de fisura en perpendicular a la fisura con la paralela a la misma, debe tenerse en cuenta. Este efecto es consecuencia de la geometría irregular que presenta la superficie de fractura en este tipo de materiales y relaciona los incrementos de desplazamiento inelástico (debidos a la fractura) en dirección normal y tangencial a la fisura, \dot{u}_n^i y \dot{u}_t^i , respectivamente. Puede caracterizarse mediante el ángulo de dilatancia del material ϕ_d , tal y como se indica en (7).

$$\tan \phi_d = \frac{\dot{u}_n^i}{\dot{u}_t^i} \tag{7}$$

Se considera que el efecto de la dilatancia es lineal, con un valor máximo $\phi_{d,max}$, que se reduce cuando el desplazamiento entre labios de fisura alcanza un valor crítico $u_{cri,dil}$, tal y como indica (8).

$$\phi_{d} = \begin{cases} \phi_{d,max} \left(1 - \frac{u}{u_{cri,dil}} \right) & \forall \, u < \, u_{cri,dil} \\ 0 & \forall \, u \geq \, u_{cri,dil} \end{cases}$$
(8)

2.4. Evolución del daño bajo carga en modo mixto

Tal y como se ha mencionado, el proceso de rotura está gobernado por un parámetro u que, como puede comprobarse en las expresiones anteriores, afecta a los valores de f_t , c y ϕ_d . Dado que el criterio de fallo expresado por (1) depende de estos valores, puede decirse que el valor de u define la superficie hiperbólica de fractura en el plano $\sigma - \tau$.

La evolución del daño en el modelo puede entenderse con la Figura 2. Digamos que en el paso n el ángulo de la fisura α , el vector de tensiones \mathbf{t}_n y el valor del parámetro de daño u son conocidos. En el siguiente paso se producirá un incremento del tensor de deformaciones $\Delta \varepsilon_{n+1}$. El incremento de tensiones al final del paso se obtiene como la suma de una estimación elástica menos una corrección inelástica:

$$\Delta \boldsymbol{\sigma}_{n+1} = \Delta \boldsymbol{\sigma}_{e,n+1} - \Delta \boldsymbol{\sigma}_{i,n+1} \tag{9}$$

La parte elástica se obtiene mediante el tensor tangente elástico *E*:

$$\Delta \boldsymbol{\sigma}_{e,n+1} = \boldsymbol{E} \cdot \Delta \boldsymbol{\varepsilon}_{n+1} \tag{10}$$

La parte inelástica se obtiene mediante un proceso iterativo que se muestra gráficamente en la Figura 2 y que se describe a continuación:

• Mediante el lema de Cauchy se obtiene el incremento elástico en el plano $\sigma - \tau$:

$$\Delta \boldsymbol{t}_{e,n+1} = \Delta \boldsymbol{\sigma}_{e,n+1} \cdot \boldsymbol{n} \tag{11}$$

 La estimación elástica del incremento de *t* se obtiene sumando el incremento elástico a su valor en el paso anterior, proporcionando el punto (σ_{n+1}⁰, τ_{n+1}⁰):

$$\boldsymbol{t}_{e,n+1} = \boldsymbol{t}_n + \Delta \boldsymbol{t}_{e,n+1} \tag{12}$$

Mediante un proceso iterativo se obtiene la corrección inelástica Δλ¹ que proporciona una solución sobre la superficie hiperbólica de fractura:

$$\boldsymbol{t}_{n+1}^1 = \boldsymbol{t}_{e,n+1} - \Delta \lambda^1 \cdot \boldsymbol{E} \cdot \boldsymbol{b}_n \tag{13}$$

• Se actualizan las variables incluidas en el criterio de fallo con el nuevo valor del parámetro *u*:

$$u_{n+1}^1 = u_n + \Delta \lambda^1 \tag{14}$$

• Con las variables f_t , $c \neq \phi_d$ actualizadas, el vector t_{n+1}^1 no cumple ya la condición de rotura (1), de modo que se tiene que repetir el proceso descrito hasta que el valor del corrector inelástico $\Delta \lambda^i$ sea suficientemente pequeño.

Una vez obtenidos el par de valores (σ , τ), puede obtenerse el tensor de tensiones σ_{n+1} .



Figura 2: Descripción gráfica del proceso iterativo que permite obtener el vector **t** para un determinado incremento de deformaciones $\Delta \varepsilon$. Los subíndices indican el paso de cálculo y los superíndices el paso del proceso iterativo descrito.

2.5. Orientación de la fisura

Como se ha comentado, el modelo presentado está basado en el propuesto por Gálvez y Cendón [12,13], pero, a diferencia de aquél, que modelizaba la rotura mediante elementos intercara y, por tanto, conociendo *a priori* el camino de la fisura, en éste el proceso de rotura se formula a nivel de material, de modo una de las principales tareas es definir un criterio que prediga la orientación de la fisura únicamente en términos de tensiones y deformaciones.

Supongamos que en un cierto paso de cálculo el material aún no ha desarrollado ningún daño. Una vez se introduce el incremento de deformaciones en el paso siguiente, se inicia el daño, ¿pero con qué orientación aparece la fisura? La orientación de la grieta, definida por α (ver Figura 1), identifica una superficie de fractura diferente en el plano $\sigma - \tau$.

Mediante el lema de Cauchy se puede obtener el vector de tensiones t para cada posible ángulo α y comprobar así el criterio de rotura (1). De este modo, pueden obtenerse varios valores de α que satisfagan el criterio de rotura, pero sólo uno ha de ser seleccionado. El criterio empleado en este caso es seleccionar aquel valor de α para el que se obtiene una mayor distancia a la hipérbola que define la superficie de rotura. Por ejemplo, en la Figura 3 se muestra un caso en el que cuatro valores de α proporcionan cuatro puntos en el plano $\sigma - \tau$. El punto 1 está dentro de la hipérbola, lo cual implica un valor negativo de la función F que describe el criterio de fallo, de modo que no se produce daño. Los puntos 2, 3 y 4 están fuera de la hipérbola y sí representan situaciones en las que se produce daño. El criterio empleado en el modelo resultaría en la elección

del punto 3, de entre los cuatro considerados en este ejemplo, pues es el que está a una distancia mayor de la superficie de rotura.



Figura 3: Explicación gráfica del criterio empleado para la selección del ángulo α de entre todos los que provocan incremento de daño.

3. CONTRASTACIÓN EXPERIMENTAL DEL MODELO

Para comprobar la validez del modelo, se reproduce uno de los ensayos de flexión en cuatro puntos sobre probetas de hormigón prismáticas de [11]. La geometría del ensayo se muestra en la Figura 4.

Este ensayo se realiza sobre una probeta entallada de hormigón apoyada sobre dos puntos no centrados con la probeta y en la que el desplazamiento de uno de los extremos superiores está impedido; la carga se aplica en un punto superior de la probeta situado horizontalmente entre los dos apoyos inferiores. Este ensayo provoca un estado de carga mixto entre los modos I y II, de modo que se considera una buena manera de comprobar la validez del modelo.



Figura 4: Dimensiones de la probeta y condiciones de contorno para el ensayo de flexión en cuatro puntos descentrado [11] reproducido con el modelo.

Al igual que en [13], donde se modelizaba este mismo ensayo, se considera un módulo elástico del hormigón de 38 GPa, un coeficiente de Poisson de 0,2, una resistencia a tracción de $f_{t0} = 3$ MPa, una energía de fractura en modo I de $G_{fI} = 69$ N/m, una cohesión de c= 5 MPa, un ángulo de fricción $\phi_f = 50^\circ$ y un ángulo de dilatancia máxima de $\phi_{d,max} = 50^\circ$.

La Figura 5 muestra la malla de elementos finitos empleada en el modelo una vez desarrollado el proceso de rotura (los desplazamientos se muestran magnificados para hacer visible el camino de la fisura).



Figura 5: Geometría deformada de la malla de elementos finitos empleada tras el ensayo.

La Figura 6 muestra, sobre la malla de elementos finitos, la envolvente de las fisuras obtenidas con ensayos experimentales, en rojo, superpuesta al camino de la fisura obtenida con el modelo, en azul. Puede comprobarse cómo el modelo reproduce un camino de la fisura similar al observado experimentalmente.



Figura 6: En rojo: envolvente del camino de fisura de los ensayos experimentales [11]. En azul: elementos por los que discurre la fisura en el modelo numérico.

Finalmente, las Figuras 7 y 8 muestran las curvas carga-CMOD (*Crack Mouth Opening Displacement*) y cargadesplazamiento del actuador que aplica la carga, comparando las envolventes experimentales y los resultados del modelo numérico. En ambos casos, las curvas se aproximan razonablemente bien a las observaciones experimentales.



Figura 7: Curva CMOD-carga: en gris se muestra la envolvente experimental [11] y en negro el resultado de la simulación numérica.



Figura 8: Curva desplazamiento del actuador-carga: en gris se muestra la envolvente experimental [11] y en negro el resultado de la simulación numérica.

4. COMENTARIOS FINALES

En esta contribución se ha presentado un modelo de material que reproduce la rotura bajo condiciones de carga mixta de modos I y II en materiales de base cemento, como el hormigón. El modelo está inspirado en el trabajo de Gálvez y Cendón [12,13,14,15] pero, al ser formulado a nivel de material, no precisa de información sobre el camino de fisura.

Se ha contrastado el modelo con un ensayo experimental en el que la rotura se desarrolla por combinación de los modos I y II, comprobando que el modelo es capaz de reproducir de forma razonablemente adecuada el camino de la fisura y el comportamiento mecánico del ensayo en términos de curvas cargadesplazamiento y carga- CMOD.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al Ministerio de Economía y Competitividad la ayuda obtenida a través del proyecto de investigación BIA 2016-78742-C2-2-R

REFERENCIAS

- [1] Bazant, Z. P., Planas, J., *Fracture and size effect in concrete and other quasibrittle materials* (Vol. 16). CRC Press, 1997
- [2] Dugdale, D. S., Yielding of steel sheets containing slits. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 8(2), 100-104, 1960.
- [3] Barenblatt, G. I., The mathematical theory of equilibrium cracks in brittle fracture. *Advances in applied mechanics*, *7*, 55-129, 1962.
- [4] 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*, 6(6), 773-781, 1976.
- [5] Jirásek, M. (2011). Damage and smeared crack models. *Numerical modeling of concrete cracking*, 1-49, 2011.
- [6] American Society for Testing and Materials. Committee C-9 on Concrete and Concrete Aggregates. Standard Test Method for Splitting Tensile Strength of Cylindrical Concrete Specimens. ASTM International, 2011.
- [7] Recommendation, R. D. Determination of the Fracture Energy of Mortar and Concrete by Means of Three-Point Bend Tests on Notched Beames. *Materials and structures*, 18(106), 285-290, 1985.
- [8] Arrea, M., Mixed-mode crack propagation in mortar and concrete. Cornell University, Jan., 1982.
- [9] Bažant, Z. P., & Pfeiffer, P. A., Shear fracture tests of concrete. *Materials and Structures*, *19*(2), 111-121, 1986.
- [10] Nooru-Mohamed, M. B., Mixed-mode fracture of concrete: an experimental approach. PhD thesis, Delft University of Technology, The Netherlands, 1992.
- [11] Gálvez, J. C., Elices, M., Guinea, G. V., & Planas, J., Mixed mode fracture of concrete under proportional and nonproportional

loading. International Journal of Fracture, 94(3), 267-284, 1998.

- [12] Cendón, D. A., Estudio de la fractura en modo mixto de hormigones y morteros, Tesis Doctoral, Departamento de Ciencia de los Materiales. Universidad Politécnica de Madrid, 2002.
- [13] Gálvez, J. C., Červenka, J., Cendon, D. A., Saouma, V., A discrete crack approach to normal/shear cracking of concrete. *Cement and concrete research*, 32(10), 1567-1585, 2002.
- [14] Cendón, D. A., Gálvez, J. C., Elices, M., & Planas, J., Modelling the fracture of concrete under mixed loading. *International Journal of Fracture*, 103(3), 293-310, 2000.
- [15] Gálvez, J. C., & Cendón, D. A., Simulación de la fractura del hormigón en modo mixto. *Revista internacional de métodos numéricos*, 2002.
- [16] Cervenka, J., Discrete crack modeling in concrete structures. University of Colorado at Boulder, 1994.

IMPLEMENTACIÓN DE UNA SUBRUTINA EN ABAQUS PARA SIMULACIÓN DE FRACTURA 3D MEDIANTE *PHANTOM NODES*

V. F. González-Albuixech^{*}, E. Giner

CIIM – Centro de Investigación en Ingeniería Mecánica Dpto. de Ingeniería Mecánica y de Materiales Universitat Politècnica de València C/ Camino de Vera s/n 46022 Valencia *Persona de contacto: vigonal@upv.es

RESUMEN

El modelado adecuado de la existencia de grietas en solidos tridimensionales es clave en cualquier estudio computacional de mecánica de la fractura. Con el fin de evitar dificultades en la generación del mallado, especialmente en la simulación de la propagación de la grieta, existen diversos métodos que evitan que la grieta deba ser descrita mediante la topología de los elementos, como XFEM y *phantom nodes*. Además, los criterios para el estudio de la propagación de la fisura basados en los valores de los FIT obtenidos mediante XFEM o *phantom nodes* dan resultados no esperados. En este trabajo, se presenta una implementación 3D del método de *phantom nodes*, mediante el uso de rutinas de usuario de ABAQUS, que permite modelar la existencia de grietas de forma más estable que con la implementación existente en ABAQUS, y su crecimiento mediante un criterio de dirección de propagación únicamente basado en el estado tensional cercano al frente de grieta.

PALABRAS CLAVE: Fractura, propagación, phantom nodes, XFEM, ABAQUS.

ABSTRACT

The adequate modelling of three-dimensional cracked solids is critical for any computational fracture mechanics analysis. In order to avoid difficulties in the mesh generation, especially in the simulation of crack propagation, there are different methods to prevent the description of the crack through the element topology, such as the XFEM and phantom nodes methods. Moreover, the crack propagation criterion based on the SIFs obtained by XFEM or phantom nodes produce undesirable results. We present a 3D implementation of the phantom nodes method carried out with ABAQUS user routines to be used for fracture mechanics studies, which is more stable than the existing implementation in ABAQUS. Besides, the crack progagation direction is determined by a criterion solely based on the stress state near the crack front.

KEYWORDS: Fracture, propagation, phantom nodes, XFEM, ABAQUS.

1. INTRODUCCIÓN

El estudio analítico del comportamiento mecánico de componentes, incluyendo el análisis del efecto de la presencia de grietas mediante el uso de la Mecánica de la Fractura Elástico Lineal (MFEL), solo puede realizarse analíticamente en casos sencillos. Los casos más complicados tienen que abordarse inevitablemente mediante técnicas numéricas que permiten obtener una solución aproximada del problema.

Una de las técnicas numéricas más consolidada y usada, tanto en ámbitos científicos como técnicos, es el método de los elementos finitos (MEF). No obstante, el MEF presenta algunos inconvenientes para la resolución de problemas donde existen singularidades, de los cuales la existencia de grietas es un caso particular. La razón es que la aproximación del MEF se basa en un desarrollo en un espacio polinómico, que puede utilizarse para estudiar, con elevada precisión, problemas cuya solución presenta un campo continuo y suave, pero presenta poca eficacia al emplearse en la descripción de comportamientos singulares.

Para mejorar el comportamiento del MEF en los estudios de singularidades, especialmente en aplicaciones de la MFEL, existen varios planteamientos que permiten incluir la tendencia de los campos asintóticos en la formulación de los elementos. Uno de ellos recibe el nombre de método de los elementos finitos extendido o ampliado [1-2], habitualmente llamado y abreviado por XFEM, por sus siglas en inglés. Esta técnica ha recibido

un gran impulso a lo largo de los últimos años, pudiéndose usar, también, en casos tridimensionales, [2-3] y se halla implementada en códigos comerciales como ABAQUS [4].

Aunque el XFEM presenta muchas ventajas, también muestra inconvenientes, como una menor velocidad de convergencia y problemas de condicionamiento, [5-6]. Además, en el caso tridimensional, produce oscilaciones en los resultados cuando se utiliza para calcular los Factores de Intensidad de Tensiones (FIT) con el método de las integrales de dominio (EDI) [7-8].

La técnica conocida como el método de phantom nodes (PNM) [9], produce resultados muy similares al XFEM [10], pero presenta ciertas ventajas de estabilidad y una implementación más sencilla. La grieta en PNM es introducida mediante una duplicación de elementos y nodos, de forma que los elementos atravesados de la grieta se duplican, integrándose de forma especial para considerar la fractura, introduciéndose nodos a un lado y otro de la grieta que no se hallan conectados al resto de la malla e introducen la discontinuidad correspondiente a la existencia de la fisura. Respecto al XFEM, el método presenta el inconveniente de que no introduce un enriquecimiento para reproducir la singularidad de extremo de grieta. Por ello, la grieta debe terminar necesariamente en el contorno del elemento más próximo.

En lo que se refiere al cálculo de orientación de grieta a partir de los FITs, el PNM presenta los mismos problemas para el cálculo de los FITs que el XFEM. Por tanto, no es aconsejable la utilización de los FITs para calcular la dirección de propagación de la grieta. Como alternativa, en este trabajo se ha considerado deducir la dirección de propagación a partir del campo de tensiones en el entorno de grieta.

La estructura de PNM permite usar la misma estructura existente en los diversos programas de MEF, simplemente cambiando la integración de los elementos afectados por la grieta, sin necesidad de aumentar el número de grados de libertad correspondiente a cada nodo. De esta forma, se facilita su aplicación a diversos problemas.

Uno de los objetivos de este trabajo es la elaboración y puesta a punto de un algoritmo para modelar el crecimiento de grietas mediante rutinas de usuario en ABAQUS basadas en PNM, de forma que se disponga de una herramienta adaptable al estudio de distintos problemas de propagación de grietas.

2. ESTRUCTURA DEL ALGORITMO

A continuación, se presenta la estrategia que se ha seguido para la implementación de un algoritmo para

estudiar el crecimiento tridimensional de grietas utilizando el PNM mediante una rutina de usuario en ABAQUS.

El primer paso es la creación de una malla de elementos finitos del problema considerado. Adicionalmente, la existencia de la grieta se introduce mediante un mallado auxiliar de su geometría usando elementos bidimensionales. En un primer momento solo se introducen elementos hexaedros para el modelo tridimensional y cuadriláteros para la malla de la grieta. Seguidamente se calcula la distancia de los nodos de la malla tridimensional a la superficie que define la grieta. A partir de dichas distancias se identifican los elementos afectados por la grieta y se generan los elementos que incluyen phantom nodes.

En este punto se ejecuta el programa de elementos finitos ABAQUS con la rutina de usuario que introduce el PNM. Posteriormente se calcula la dirección de propagación a partir de los campos de tensiones en el entorno de grieta y se actualiza la superficie de grieta. El algoritmo se presenta en la figura 1.



Figura 1. Esquema del algoritmo de crecimiento de grieta mediante PNM.

3. PHANTOM NODES

En el PNM la presencia de la grieta en la malla de elementos finitos se consigue con el siguiente planteamiento: cada elemento afectado por la grieta se duplica en dos elementos que no comparten ningún nodo entre sí. Además, cada uno de estos dos elementos sí comparten nodos con la malla base. Uno de los elementos se asigna a describir el material en la parte superior a la grieta y el otro a la parte inferior. Los nodos de cada elemento que no existen en la malla original son los conocidos como *phantom nodes* y dan nombre al método. Finalmente, los elementos se integran de forma que en cada uno de ellos solo se considere el material que está a uno de los lados de la grieta. Para ello, al integrar cada punto de Gauss de cada elemento, solo se consideran los puntos de Gauss que estén al lado superior de la grieta para el elemento que corresponde a esta región y los restantes para el elemento que describe la parte inferior de la grieta. Un esquema de cómo se realiza la integración y los *phantom nodes* para un elemento intersectado por una grieta, se puede observar en la figura 2.



Figura 2. Esquema de la introducción de elementos, phantom nodes e integración.

La grieta se extiende siempre hasta el final de los elementos afectados. Por tanto, la descripción exacta de la grieta requiere discretizar correctamente el dominio. Esta necesidad es una limitación del método, aunque hay que hacer notar que en 3D, incluso XFEM requiere un alto grado de discretización, por lo que en la práctica no supone una desventaja respecto a XFEM.

4. DIRECCIÓN DE PROPAGACIÓN

Para determinar la dirección de crecimiento de la grieta se introduce un criterio basado en el estado tensional cercano a cada punto del frente de grieta. La idea es prescindir de la utilización de los valores de los FIT y así evitar la influencia de las oscilaciones que aparecen en su cálculo [7-8].

Además, para disminuir la influencia de la malla en los resultados, se promedia el campo de tensiones en una región situada delante y cerca al frente de grieta, tal como se muestra en la figura 3.

La dirección de propagación viene dada por el vector propio correspondiente al mayor valor propio (mayor tensión principal) del tensor de tensiones asociado al promedio del estado tensional. Por tanto, se implementa un criterio de máxima tensión principal y el plano local de propagación será el normal a la dirección de la máxima tensión principal.



Figura 3. Región de promedio del campo de tensiones para selección de la dirección de propagación de la grieta.

5. EJEMPLOS DE VERIFICACIÓN

5.1. Problema de Westergaard

Uno de los mayores problemas para realizar verificaciones numéricas en estudios tridimensionales es la falta de soluciones analíticas para casos finitos. Existen soluciones correspondientes a situaciones infinitas, pero que imponen limitaciones en el posible modelado numérico. Por ejemplo, si no se puede imponer las condiciones de contorno adecuadas, se debe utilizar una aproximación a dominio infinito introducido por un dominio muy grande en comparación a las dimensiones de la grieta.

El problema considerado tiene una solución con parte suave y singular, se le conoce como problema de Westergaard. En el problema se considera una grieta de longitud 2a en una placa infinita sometida a tracción biaxial uniforme combinada con carga tangencial en el infinito, figura 4. Este problema tiene la siguiente expresión (1) para el primer término del desarrollo de los campos de desplazamiento:

$$\begin{cases} u_1 \\ u_2 \end{cases} = \frac{K_1}{2\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \begin{cases} \cos\frac{\theta}{2} \left(\kappa - 1 + 2\sin^2\frac{\theta}{2}\right) \\ \sin\frac{\theta}{2} \left(\kappa + 1 - 2\cos^2\frac{\theta}{2}\right) \end{cases} + \frac{K_{II}}{2\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \begin{cases} \sin\frac{\theta}{2} \left(\kappa + 1 + 2\cos^2\frac{\theta}{2}\right) \\ -\cos\frac{\theta}{2} \left(\kappa - 1 - 2\sin^2\frac{\theta}{2}\right) \end{cases}$$
(1)

donde u_i es el desplazamiento en la dirección x_i , K_I y K_{II} son los factores de intensidad de tensiones en modo I y II respectivamente, r y θ las coordenadas polares relativas al extremo de grieta, μ es el módulo de rigidez a cizalladura y κ la constante de Kolosov, definidas en función de los parámetros del material como:

$$\mu = \frac{E}{2(1+\nu)}, \quad \kappa = \begin{cases} 3-4\nu & \text{deformación plana} \\ \frac{3-\nu}{1+\nu} & \text{tensión plana} \end{cases}$$
(2)



Figura 4. Definición geométrica del problema de Westergaard en dos dimensiones.

A partir de esta definición se pueden imponer las condiciones de contorno exactas, a partir de valores conocidos de $K_{\rm I}$ y $K_{\rm II}$. en un modelo finito extruido, con dimensiones a=1, b=2a y espesor t=a.

Inicialmente, se considera el caso con K_I =100 y K_{II} =0 con un tamaño de medio de elemento de h=a/10. Además, se estudian dos subcasos: grieta a lo largo de los lados de elemento y grieta a través del centro de los elementos. En este último subcaso, se añade una banda de elementos en dirección x e y para generar un número de elementos impar en cada dirección. En la figura 5 se compara el campo de tensiones en dirección y, en el plano medio y a partir del frente de grieta, a lo largo del eje x. La comparación con el valor exacto se realiza para los dos subcasos. Se puede observar que el valor obtenido es muy cercano al valor exacto.



Figura 5. Comparación de σ_{yy} para los resultados obtenidos con el valor teórico a lo largo del eje x.

Se comprueba ahora la calidad de los resultados para el criterio empleado para calcular la dirección de propagación. Para ello se consideran tres casos generados con cargas asociadas a distintos valores de FIT: $K_{\rm I}$ =100, $K_{\rm II}$ =-100; $K_{\rm I}$ =100, $K_{\rm II}$ =0 y $K_{\rm I}$ =100, $K_{\rm II}$ =100. Se realiza un modelo de elementos finitos con h=a/20.

En la tabla 1 se pueden observar los ángulos estimados para la dirección de propagación a partir de la implementación con la dirección del vector propio correspondiente al máximo valor, con los obtenidos de forma habitual a partir de los FIT, mediante el criterio analítico de la máxima tensión circunferencial (MTS, máximum tangential stress). Los resultados son muy cercanos al valor esperado, lo que valida el procedimiento de cálculo de la dirección de grieta utilizando la implementación propuesta.

50	Autovector	FIT
100	49	53
=-100		
100	1	0
=0		
100	-49	-53
=100		
=100 =-100 =100 =0 =100 =100	49 1 -49	53 0 -53

Tabla 1. Ángulo que define la dirección de propagación

5.2. Otros ejemplos

A continuación, se presentan ejemplos con grietas con geometrías más complicadas. El ejemplo de la figura 6 tiene una grieta con geometría de arco extruido.



Figura 6. Esquema de la geometría de una grieta no plana, grieta en arco.

La grieta arco es un tipo de grieta no plana y, aunque el caso considerado corresponde con una grieta bidimensional extruida, es incluida en este estudio para comprobar su efecto en la implementación PHN 3D llevada a cabo. En esta verificación solo se considera el aspecto del campo σ_{yy} y la forma en que se describe la grieta, que se puede observar en la figura 7. El resultado muestra el comportamiento esperado, donde la grieta se describe de una forma adecuada y el campo de tensiones σ_{yy} presenta una distribución que incluye el comportamiento singular.



Figura 7. Distribución de σ_{yy} *para la grieta arco.*

El siguiente ejemplo considerado se corresponde con el caso de la existencia de una grieta circular (con condiciones de simetría en b y t), tal como se puede observar en la figura 8.



Figura 8. Esquema de la geometría de una grieta con frente curvo, grieta circular, cuarto de modelo, debido a simetrías.

La grieta circular es un ejemplo típico de grieta con frente no recto. En la figura 9 se puede ver el aspecto del campo σ_{yy} y la forma en que se describe la grieta. El comportamiento es también el esperado, apreciándose las características típicas de los campos de tensiones en problemas de la MFEL.



Figura 9. Distribución de σ_{yy} *para la grieta circular. Cuarto de modelo gracias al empleo de simetrías.*

6. CONCLUSIONES

Se ha presentado la implementación de un algoritmo para el estudio del crecimiento de grietas en tres dimensiones. El modelado de la existencia de la fisura se realiza mediante PNM implementado en una rutina de usuario en ABAQUS. La dirección de propagación se calcula a partir de un criterio basado en el estado tensional cercano a la fisura. El estudio de los ejemplos propuestos muestra que los campos de tensiones obtenidos numéricamente son similares a los esperados y la dirección de propagación que se obtiene es prácticamente la misma que la que se predice con criterios analíticos basados en los FITs.

La ventaja de la implementación presentada es su sencillez ya que, al contrario que XFEM, no necesita introducir grados de libertad adicionales a los tradicionales de EF. Por tanto, constituye una herramienta que puede resultar muy versátil y robusta para futuros estudios de propagación de grieta en 3D.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer la financiación recibida a través del programa Juan de la Cierva Incorporación 2015, IJCI-2015-23245, de los proyectos DPI2013-46641-R, DPI2017-89197-C2-2-R del Ministerio de Economía y Competitividad de España y del programa PROMETEO 2016/007 de la Generalitat Valenciana.

REFERENCIAS

- N. Moës, J. Dolbow, T. Belytschko. A finite element method for crack growth without remeshing, *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 46, 131-150, 1999.
- [2] N. Moës, A. Gravouil, T. Belytschko. Non-planar 3D crack growth by the extended finite element and level sets-Part I: Mechanical model, *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 53, 2549-2568, 2002.
- [3] N. Sukumar, N. Moës, B. Moran et al. Extended finite element method for three-dimensional crack modelling, *International Journal of Numerical Methods in Engineering*, **48**, 1549-1570, 2000.
- [4] ABAQUS Documentation, Dassault Systèmes, Providence, RI, USA.
- [5] F.L. Stazi, E. Budyn, J. Chessa et al. An extended finite element method with higher-order elements for curved cracks, *Computational Mechanics*, **31**, 38-48, 2003.
- [6] J. Chessa, H. Wang, T. Belytschko. On the construction of blending elements for local partition of unity enriched finite elements, *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 57, 1015-1038, 2003.

- [7] V.F. González-Albuixech, E. Giner, J.E. Tarancón, F.J. Fuenmayor et al. A domain integral formulation for 3-D curved and non-planar cracks with the extended finite element method, *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, **264**, 129-144, 2013.
- [8] G. Qian, V.F. González-Albuixech, M. Niffenegger, E. Giner. Comparison of K_I calculation methods, *Engineering Fracture Mechanics*, **156**, 52-67, 2016
- [9] A. Hansbo, P. Hansbo. A finite element method for the simulation of strong and weak discontinuities in solid mechanics, *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, **193**, 3523-3540, 2004.
- [10] J.-H. Song, P. M. A. Areias, T. Belytschko. A method for dynamic crack and shear band propagation with phantom nodes, *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 67(6), 868-893, 2006.

ESTUDIO TEÓRICO DE LA INFLUENCIA DE LA POROSIDAD EN EL FACTOR DE INTENSIDAD DE TENSIONES EN EL FRENTE DE GRIETA MEDIANTE XFEM

R. Hidalgo¹, J.A. Esnaola¹, I. Llavori¹, M. Larrañaga¹, N. Herrero-Dorca¹, I. Hurtado¹, E. Ochoa de Zabalegui², P. Rodríguez², A. Kortabarria²

¹ Mondragon Unibertsitatea, Loramendi 4, 20500, Arrasate-Mondragón, Guipuzcoa
² Centro Tecnológico Edertek, Uribarri Auz., 43, 20500 Arrasate-Mondragón, Guipuzcoa
*Persona de contacto: rhidalgo@mondragon.edu

RESUMEN

Las aleaciones de aluminio son muy utilizadas en la industria del automóvil por su alto ratio resistencia/peso. Sin embargo, durante los procesos de fabricación de estos materiales se introducen defectos en los mismos. Uno de estos defectos inherente al proceso de fundición es la porosidad. Este factor es muy perjudicial para el comportamiento a fatiga de estas aleaciones. Por esta razón, el objetivo del presente trabajo es analizar, de forma teórica, la influencia en el Factor de Intensidad de Tensiones (FIT) que se produce en el extremo de una grieta, del tamaño y posición de distintos poros. Para ello se ha utilizado un modelo XFEM. Los resultados obtenidos muestran que a mayor tamaño del poro y cercanía al frente de grieta, mayor es el FIT que produce.

PALABRAS CLAVE: Porosidad, XFEM, Aluminio, Fundición

ABSTRACT

Aluminum alloys are widely used in the automotive industry due to their high strength / weight ratio. However, during the manufacturing processes, defects are introduced. One of these related to the casting process is porosity. This factor is very detrimental for the fatigue behavior of these alloys. For this reason, the objective of the present work is to analyze, theoretically, the influence of the size and position of different pores on the stress intensity factor at the crack front. To this end, an XFEM model has been used. The results obtained show that the larger the pore size and the closer to the crack front, the greater the stress intensity factor that it produces.

KEYWORDS: Porosity, XFEM, Aluminium, Casting

1. INTRODUCCIÓN

Muchos de los componentes utilizados en la industria automovilística se fabrican por fundición. Este proceso introduce defectos como poros, inclusiones, películas de óxido... que permanecen en los componentes finales. La vida a fatiga se ve muy afectada por estos defectos ya que actúan como concentradores de tensiones.

Con la ayuda del X-FEM se puede evaluar teóricamente la influencia de algunos de estos parámetros presentes en las aleaciones de aluminio en el comportamiento a fatiga mediante el estudio del concentrador de tensiones que provocan o su efecto en el crecimiento y propagación de grietas.

En este sentido, G. Liu *et al.*. [1] analizaron el efecto en el FIT de pares de micro-defectos (pequeñas grietas, inclusiones, poros). Encontraron que éstos afectaban principalmente por su posición con respecto a la grieta principal. Por otro lado, en el trabajo de S. Bhattacharya *et al.*. [2] se observa que las discontinuidades como poros, inclusiones y microgrietas afectan a la vida a fatiga de *functionally graded materials* (FGMs), unos materiales compuestos en los que la composición y estructura van cambiando gradualmente. Simulando el efecto en el crecimiento de grieta de la presencia aleatoria de estos defectos en el material llegaron a la conclusión de que los más perjudiciales en el comportamiento a fatiga eran los poros.

Siguiendo esta línea, en el presente trabajo, se evalúa, de forma teórica, la influencia en el Factor de Intensidad de Tensiones (FIT) que se produce en el extremo de una grieta, del tamaño y posición de un poro circular ideal.

2. MODELO XFEM

En la Mecánica de la Fractura Elástico Lineal (MFEL) se utiliza el FIT para definir el estado tensional alrededor de la fisura. Para poder calcular su magnitud a través de la integral de interacción, primeramente es necesario determinar el campo de tensiones y deformaciones alrededor del frente de grieta.

La vía más utilizada para este cálculo es el análisis mediante elementos finitos, que engloba dos métodos; el convencional (FEM) y el Método eXtendido de los Elementos Finitos (X-FEM). El primero requiere que la zona alrededor del frente de grieta esté bien definida en todo momento, es decir, requiere que la malla se vaya modificando a medida que avanza la grieta, mientras que el segundo contiene grados de libertad adicionales que permiten incorporar las discontinuidades del material. Con esto se consigue que el avance de grieta sea independiente de la malla, lo que permite simplificar algunos problemas asociados al mallado alrededor de la fisura, y, además se mantiene la robustez del FEM. Esto se consigue empleando el método partición de la unidad PUM (del inglés Partition of Unity Method) junto con el FEM.

En el presente trabajo se ha utilizado el modelo de I. Llavori [3] desarrollado a partir de E.Giner [4] para analizar cómo afecta la presencia de poros en el concentrador de tensiones que se produce en el frente de grieta. Para ello se parte de una placa plana de dimensiones 100x10x1 mm en la que se introduce una grieta de 0.5mm en el centro superior de la misma. La tensión que se aplica es de 100 MPa repartida a ambos lados de la placa y las propiedades que se asignan al material son las correspondientes a la aleación A356, módulo elástico de 72 GPa y coeficiente de Poisson de 0.33. La Figura 1 muestra el modelo descrito. El mallado consta de elementos cuadráticos de 0.005 mm de lado en la zona a analizar.



Figura 1. Modelo XFEM utilizado para evaluar el FIT en presencia de poros.

En primer lugar, para comprobar que los valores del FIT proporcionados por el modelo son fiables, se compara el valor del FIT obtenido en la simulación con la solución analítica que se calcula con el método de Función de Peso para el caso de *Single Edge Notch Tension* o SENT y que viene definida por la ecuación (1), donde:

 $a_c =$ longitud de la fisura = 0.15 mm w = anchura de la placa = 1 mm σ = tensión aplicada = 100MPa

Los resultados son los siguientes:

 $FIT_{simulación} = 147.11 \text{ MPa}\sqrt{mm}$ $FIT_{analítico} = 143.79 \text{ MPa}\sqrt{mm}$ % diferencia = 0.03

La diferencia en porcentaje es de 0.03 por lo que se puede considerar que los FIT calculados por el modelo son fiables.

3. RESULTADOS Y DISCUSION

3.1. Influencia del tamaño de poro

El primer parámetro a analizar es la influencia del tamaño de un poro circular ideal en el FIT. Para ello, en el modelo presentado anteriormente, se mantiene constante la longitud de la grieta y la distancia entre el poro y el frente de grieta y se realizan simulaciones variando el radio del mismo. Un esquema de lo descrito y un ejemplo del campo de tensiones generado para uno de los casos se pueden observar en la Figura 2. Los resultados obtenidos se recogen en la gráfica de la Figura 3. Como cabría esperar, a mayor radio de poro, mayor es el FIT que genera. Además, los datos del FIT obtenido para cada radio del poro se pueden relacionar trazando una línea de tendencia cuya ecuación se presenta en el gráfico. Esto indica que existe una relación lineal entre el

$$K_{I,SENT}^{W} = \sigma \sqrt{\pi} a_c \cdot \left(\frac{\sqrt{\frac{2w}{\pi a_c} \cdot \tan\left(\frac{\pi a_c}{2w}\right)}}{\cos\left(\frac{\pi a_c}{2w}\right)} \right) \cdot \left(0.752 + 2.020 \cdot \left(\frac{a_c}{w}\right) + 0.370 \left(1 - \sin\left(\frac{\pi a_c}{2w}\right) \right)^3 \right)$$
(1)

radio del poro y el FIT que produce en el extremo de la grieta.



Figura 2. (a) Esquema del modelo generado para analizar la influencia del tamaño del poro en el FIT. (b) Ejemplo del campo de tensiones generado en la simulación de uno de los casos.



3.2. Influencia de la distancia del poro al frente de grieta

El siguiente caso a estudiar es la influencia en el FIT de la distancia entre un poro ideal circular y el frente de grieta. Para ello se genera un modelo en el que el radio del poro y la longitud de la grieta son constantes y se varía la distancia entre ellos como se muestra en el esquema de la Figura 4.



Figura 4. Esquema del modelo generado para analizar la influencia de la distancia entre el poro y el frente de grieta en el FIT.

Los resultados obtenidos se muestran en la Figura 5. Como se puede observar, a medida que el poro se aleja del frente de fisura, menor es el FIT que produce. Además, los valores obtenidos se pueden ajustar a una línea recta por lo que existe una relación lineal entre la distancia del poro al frente de grieta y el FIT que se produce aplicable al caso particular de un poro de radio 0.1 mm.



respecto al frente de grieta en el FIT.

3.3. Influencia de la distancia del poro al frente de grieta

El último caso a analizar es la influencia de la posición del poro con respecto al frente de grieta. Para ello se diseña un modelo en el que el tamaño de poro, la longitud de la grieta y la distancia entre el poro y el frente son constantes a la vez que se varía el ángulo del poro con respecto al frente de grieta como se indica en el esquema de la Figura 6.



Figura 6. Esquema del modelo generado para analizar la influencia de la posición entre el poro y el frente de grieta en el FIT.



Figura 7. Resultados de las simulaciones del efecto de la posición del poro con respecto al frente de grieta en el FIT.

Los resultados de las simulaciones se presentan en la Figura 7. El ángulo de 0° corresponde a la posición vertical del poro con respecto al frente de grieta. Los valores se ajustan a una línea de tendencia de forma parabólica cuya ecuación se presenta en el gráfico. El menor valor corresponde con un ángulo de 90° con respecto al frente de grieta, esto indica que en esta posición, el poro tiene un efecto de "cierre" de la fisura.

Tabla 1. Resultados de los parámetros KI KII y θ (ángulo de propagación) para el caso de estudio de la influencia de la posición del poro con respecto al frente de grieta en el FIT.

0					
α(°)	$\frac{K_{I}}{(MPa\sqrt{mm})}$	K _{II} (MPa√ <i>mm</i>)	K _{eff} (MPa√ <i>mm</i>)	θ(°)	
0	171.74	1.58	171,75	-0.01	
30	177.91	0.47	177,92	-0.3	
45	173.07	-6.57	173,19	4.33	
60	166.08	-16.77	166,93	11.31	
90	131.66	-18.86	133,00	15.69	

En este caso también es interesante evaluar el cambio en el ángulo de propagación (Tabla 1). Como puede observarse, a medida que aumenta el ángulo del poro con respecto al frente de grieta, el ángulo de propagación de la grieta también aumenta.

4. CONCLUSIONES

En el presente trabajo se ha analizado, de forma teórica, la influencia de la presencia de poros en el FIT resultante en el extremo de fisura de una forma simplificada. Los resultados obtenidos muestran que a mayor tamaño de poro, mayor es el FIT que se produce en el extremo de la grieta. Por el contrario, el FIT disminuye al aumentar la distancia entre el poro y el frente de grieta. Para el caso de la posición del poro con respecto al frente de grieta, cuando éste se encuentra a 90º de la misma (con respecto a la perpendicular) el FIT disminuye comparándolo con una posición enfrentada. En este caso, el poro actúa como "cierre" de la grieta, es decir, tiene un efecto beneficioso. Los resultados también muestran que la posición del poro con respecto al frente de grieta tiene mucha influencia en el ángulo de propagación resultante.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al Ministerio de Economía, Industria y Competitividad del Gobierno de España la financiación a través del Programa Estatal de I+D+i Orientada a los Retos de la Sociedad a través del proyecto ALPRE así como a la Unión Europea mediante los fondos FEDER.

REFERENCIAS

- [1] G. Liu, D. Zhou, Y. Bao, J. Ma, and Z. Han, "Multiscale analysis of interaction between macro crack and microdefects by using multiscale projection method," *Theor. Appl. Fract. Mech.*, 2017.
- [2] S. Bhattacharya, I. V. Singh, and B. K. Mishra, "Fatigue-life estimation of functionally graded materials using XFEM," *Eng. Comput.*, vol. 29, no. 4, pp. 427–448, 2013.
- [3] I. Llavori, "Simulación numérica y validación experimental de fenómenos de desgaste y fatiga por fretting en aceros trefi lados de reducido diámetro," 2016.
- [4] E. Giner, N. Sukumar, J. E. Tarancón, and F. J. Fuenmayor, "An Abaqus implementation of the extended finite element method," *Eng. Fract. Mech.*, vol. 76, no. 3, pp. 347–368, 2009.

ASPECTOS ASOCIADOS A LA EXTENSIÓN 3D DE MODELOS DE INTERFASE: CZM Y LEBIM

L. Távara*, J. Reinoso, A. Blázquez, V. Mantič

Grupo de Elasticidad y Resistencia de Materiales, Escuela Técnica Superior de Ingeniería Universidad de Sevilla, Camino de los Descubrimientos s/n, 41092 Sevilla, España Persona de contacto: ltavara@us.es

RESUMEN

El presente trabajo incluye dos enfoques usados para modelar el fenómeno de daño en interfases 3D: (i) un Modelo de Zona Cohesiva (CZM) que sigue una ley de comportamiento (TSL) bilineal, y (ii) el Modelo de Interfase Elástica Lineal Frágil (LEBIM). Ambas formulaciones permiten modelar el inicio y crecimiento de los despegues que aparecen en las interfases. Se presta especial atención a la extensión 3D de las leyes de daño de la interfase, así como al criterio para identificar la evolución del daño. Este estudio, investiga en profundidad el rol del sistema de referencia asociado a la interfase. En particular, cuando se modelan problemas 3D, la resistencia y tenacidad a la fractura deben usarse en un sistema con un eje paralelo al frente de grieta de esta manera se tienen en cuenta de manera correcta la participación de los modos de fractura I, II y III.

PALABRAS CLAVE: Despegue, MEF, Modelos cohesivos, Modelo de interfase elástica lineal frágil

ABSTRACT

Two approaches used to model damage events at 3D interfaces/interphases have been considered in this paper: (i) a Cohesive Zone Model (CZM) which follows a bilinear Traction Separation Law (TSL), and (ii) the new Linear Elastic Brittle Interface Model (LEBIM). Both formulations allow the modelling of debond onset and growth along interfaces/interphases. Special attention is taken to the 3D extension of the damage interface law and the criterion for complete damage identification. The current study thoroughly investigates the role of the local coordinate system for the interface. In particular, when 3D problems are modelled, the interface stiffness, strength and toughness properties should be used in a coordinate system with one axis parallel to the crack front in order to consider fracture modes I, II and III correctly.

KEYWORDS: Debond, FEM, CZM, LEBIM

1. INTRODUCCIÓN

En la actualidad existen diversas herramientas numéricas para modelar la evolución del daño en uniones adhesivas e interfases entre sólidos. Muchas de estas herramientas están basadas en modelos de fractura no lineal entre los que destacan los Modelos de Zona Cohesiva (CZM) [1, 2, 3], así como uno de sus casos límite conocido como Modelo de Interfase Elástica Lineal Frágil (LE-BIM) [4, 5, 6]. Estos modelos han atraído gran atención en los últimos años debido a su versatilidad para trabajar bajo diferentes configuraciones geométricas y de carga, así como su relativa simplicidad para su implementación numérica en códigos basados en métodos de elementos finitos (MEF) [7, 8, 9, 10, 11, 12] o elementos de contorno (MEC) [5, 13].

En lo relativo a la implementación de los mencionados modelos, existen muchos trabajos dedicados a estudiar problemas en 2D. En estas investigaciones se han obtenido resultados satisfactorios respecto a la predicción de las cargas de fallo así como también a la evolución del daño teniendo en cuenta una adecuada mezcla de modos de fractura (I y II) [10, 11, 12]. Sin embargo, la extensión

a 3D de los modelos antes mencionados aún tiene ciertas cuestiones no resueltas, especialmente aquellas relacionadas con la forma del frente de grieta, además del tratamiento adecuado de los modos de fractura (I, II y III).

El objetivo del presente trabajo es identificar los problemas actuales que aparecen en las implementaciones dentro del contexto del MEF en 3D de CZM y LEBIM. El software usado en esta investigación es el código comercial Abaqus [14], sin embargo las conclusiones obtenidas se pueden extrapolar para cualquier otro código. En particular, en esta investigación se usa un CZM que sigue una ley bilineal (incluido en ABAQUS) y una implementación del LEBIM usando una subrutina de usuario UMAT.

El trabajo se organiza de la siguiente manera. En la Sección 2, se describen las principales diferencias entre las formulaciones CZM y LEBIM usadas. Luego, en la Sección 3, se modela un problema de referencia (con ambas formulaciones) que incluye eventos de fractura en 3D, los resultados permiten verificar si se hace un tratamiento adecuado de los modos mixtos de fractura en 3D. Finalmente, las principales conclusiones de esta investigación se incluyen en la Sección 4.

2. COMPARACIÓN ENTRE LAS EXTENSIONES 3D DE CZM Y LEBIM

En esta sección se comparan la versión 3D de CZM incluido en Abaqus que sigue una ley bilineal [3] y la versión 3D del modelo LEBIM. Ambos modelos incluyen una interfase con espesor finito, por lo que la ley que rige su comportamiento está expresada en términos de tensiones y deformaciones.

En el CZM, la iniciación del daño en modo I de fractura está relacionada con la resistencia de la interfase, σ_c , mientras que la tenacidad a la fractura, \mathcal{G}_{Ic} , es directamente proporcional al área bajo la curva de comportamiento $\sigma - \varepsilon$. La deformación crítica, ε_{nc} , identifica la deformación asociada a un despegue completo. El CZM incluye una fase inicial elástica lineal antes del inicio del daño, esta fase está caracterizada por una rígidez \bar{k}_n . Además, σ_c y \bar{k}_n determinan la deformación a la cual se inicia el daño, ε_{n0} . Adicionalmente, el CZM tiene una variable interna de daño $d \in [0, 1]$ que controla la evolución progresiva del material. Esta variable se relaciona con la energía disipada hasta el estado actual, \mathcal{G}_d , en cualquier etapa intermedia [3].

Los modos de fractura II y III, incluyen un comportamiento similar al descrito para el modo I. Finalmente, el modelo incluye un criterio de fallo para condiciones mixtas de fractura, tal como se propone en [15].

En lo que respecta al modelo LEBIM, este se puede considerar como un caso límite del CZM, donde el comportamiento es elástico-lineal hasta alcanzar σ_c , produciendose a continuación un fallo abrupto de la interfase. Es decir la zona de proceso o ablandamiento desaparece.

A continuación se listan las principales diferencias entre ambos enfoques:

- En lo que respecta al número de parámetros de caracterización que se necesitan como datos de entrada del modelo, es notable que el CZM bilineal necesita más parámetros de entrada ({σ_c, k_n, G_{Ic}}) que el LEBIM ({σ_c, G_{Ic}}). Además, es importante mencionar que usualmente no existe ninguna interpretación física para la rígidez inicial, k_n, en el CZM. Además, el uso de valores muy altos de k_n puede llevar a problemas de convergencia del modelo.
- EL CZM proporciona información acerca del progreso del daño de la interfase durante la simulación debido a que la variable de daño aumenta de manera continua. Por otro lado, en el LEBIM solo se distingue dos casos extremos del estado de la interfase, es decir, interfase sin daño o completamente dañada.

Es interesante mencionar que se podría conseguir un com-

portamiento tipo LEBIM, usando el CZM incorporado en Abaqus, calibrando adecuadamente los parametros de entrada del modelo. Sin embargo esta opción usualmente genera errores debido a que la selección de esos parámetros se considera inconsistente con la implementación incorporada. Es por ello que la formulación LEBIM se ha incluido usando una subrutina de usuario UMAT.

3. PROBLEMA DE REFERENCIA: UNIÓN ADHE-SIVA ENTRE DOS CILINDROS SOMETIDOS A TORSIÓN PURA

En esta sección se analiza un sistema compuesto por dos cilindros unidos por una capa de adhesivo sometidos a torsión pura.



Figura 1: Montaje del modelo: (a) geometría y (b) mallado.

Ambos cilindros son idénticos con 30 mm de radio, 10 mm de espesor y fabricados en acero con las siguientes propiedades mecánicas E = 200 GPa y $\nu = 0.3$. La capa de adhesivo incluida entre ambos cilindros tiene las siguientes características: $G_{Ic} = 750$ J/m², $G_{IIc} = G_{IIIc} = 1500$ J/m², $\sigma_c = 15$ MPa, $\tau_{1c} = \tau_{2c} = 40$ MPa, parámetro de B-K [16] $\eta = 2$ y espesor 0.05 mm. El radio de la

capa de adhesivo es de 25 mm, menor que la de los cilindros para evitar algún efecto de borde que pueda aparecer. Las propiedades elásticas del adhesivo son: E =117 MPa y $\nu = 0.4$, que junto al espesor del adhesivo conducen a los siguientes valores de rigidez de la interfase: $k_n = 5019$ MPa/mm (o $E_{nn} = 251$ MPa), and $k_t =$ $k_s = 837$ MPa/mm (o $E_{tt} = E_{ss} = 42$ MPa). En la Fig. 1 se muestra una vista general del montaje del modelo y del mallado usado.

Debido a la simetría axial del problema, el estado tensional de la capa de adhesivo se corresponde con un tensor de tensiones nulo a excepción del componente $\sigma_{\theta z}$ (siguiendo un sistema de referencia cilindrico definido en el centro del adhesivo, donde z y θ son las coordenadas axial y circumferencial respectivamente). Dado las condiciones de carga torsional, en ausencia de daño, $\sigma_{\theta z}$ debe seguir un patrón circumferencial con valores límites iguales a cero en el centro de la capa de adhesivo y que van aumentado linealmente a lo largo de la dirección r. Tal como se esperaba, al incrementar la carga, las predicciones numéricas realizadas estimaron que el daño de la interfase se inició a lo largo del diametro externo de la capa de adhesivo en condiciones que generan un modo puro de fractura III.

Las caracteristicas de la malla usada incluyen un estudio de convergencia previo para evitar cualquier dependencia de los resultados con el tamaño de elemento. Las condiciones de contorno impuestas en todos los modelos incluyen una rotación uniforme de $\phi_z = 0.01$ rad, alrededor de la dirección axial en uno de los extremos del conjunto, mientras que el otro extremo está empotrado. Los pasos de carga se aplican con incrementos constantes de valor $\Delta \phi_z = 10^{-4}$.

Para realizar la comparación de resultados se definen dos grupos de modelos: el primero usa CZM en la capa de adhesivo (elementos de COH3D8 de ABAQUS) mientras que el segundo emplea los elementos LEBIM a través de una subrutina de usuario UMAT. Además dentro de cada grupo se consideran dos subgrupos asociados al sistema de referencia (cartesiano o cilíndrico) usados en la definición de la ley de comportamiento de la capa de adhesivo, tomando como punto de origen el centro del conjunto. Además, en el caso de los modelos que incluyen CZM se consideran dos posibles criterios tensionales (para el inicio del daño): máxima tensión, Eq. (1), y cuadrático, Eq. (2):

$$\max\left(\frac{\langle t_n \rangle_+}{t_n^o}, \frac{t_s}{t_s^o}, \frac{t_l}{t_t^o}\right) = 1 \tag{1}$$

$$\left(\frac{\langle t_n \rangle_+}{t_n^o}\right)^2 + \left(\frac{t_s}{t_s^o}\right)^2 + \left(\frac{t_t}{t_t^o}\right)^2 = 1,$$
(2)

donde n es la dirección normal, y s y t son las direcciones tangenciales asociadas a los modos de fractura II y III, respectivamente. Por ello deben definirse teniendo en cuanta el frente de grieta. Es importante recalcar que la definición de un sistema local (asociado a la ley cohesiva) es un punto de vital importancia, dado que la mayoría de investigaciones publicadas usan un sistema de referencia cartesiano para la ley cohesiva. Es por ello que el objetivo de este trabajo es ayudar al analisis de problemas que incluyan cargas externas complejas que conllevan a condiciones mixtas de fractura, especialmente cuando se combinan los modos II y III.

La Tabla 1 resume las caracteristicas de los modelos analizados. Cabe destacar que los modelos LEBIM no incluyen un criterio de inicio del daño, debido a que el daño se produce calculando las energías de fractura (G_I , G_{II} y G_{III}) y comparándolas con la tenacidad a la fractura (obtenida para la mixticidad apropiada). En este trabajo, la subrutina LEBIM incluye la extensión del criterio B-K propuesto en [15]

Tabla 1: Modelos analizados de la unión adhesiva entre dos cilindros sometidos a torsión pura.

Designación	Modelo	Sistema	Criterio inicio
CZ-XYZ-MaxS	CZM	Cartesiano	Maxima tensión
CZ-RQZ-MaxS	CZM	Cilindrico	Maxima tensión
CZ-XYZ-QuaS	CZM	Cartesiano	Cuadrático
CZ-RQZ-QuaS	CZM	Cilindrico	Cuadrático
LEBI-XYZ	LEBIM	Cartesiano	-
LEBI-RQZ	LEBIM	Cilindrico	-

La Fig. 2 muestra la distribución del componente de tensión $\sigma_{\theta z}$ para una rotación aplicada de $\phi_z = 0.002$. Esta gráfica muestra que las predicciones que usan CZM son idénticas entre sí, es decir no se aprecia una dependencia del sistema de referencia de la ley cohesiva. Sin embargo, estas predicciones son diferentes a las obtenidas usando LEBIM (que son idénticas entre sí). De hecho, desde un punto de vista cualitativo, el nivel de carga en los modelos LEBIM (25 MPa) es menor a los obtenidos en los modelos CZM (38 MPa). Este hecho está directamente relacionado con los diferentes valores de rigidez de ambas formulaciones antes del inicio del daño.



Figura 2: $\sigma_{\theta z}$ *en la capa de adhesivo antes del inicio del daño (* ϕ_z = 0.0020).



Figura 3: $\sigma_{\theta z}$ *en la capa de adhesivo para* $\phi_z = 0.0026$.

En la Fig. 3, se muestran las distribuciones de $\sigma_{\theta z}$ para $\phi_z = 0.0026$. Este valor del ángulo de rotación, ϕ_z , se corresponde con el instante donde se alcanza el máximo valor de carga en el modelo CZ-XYZ-MaxS. Se destacan dos aspectos de los resultados de este modelo: (i) existen zonas con tensiones tangenciales mayores a τ_c (40 MPa), zonas moradas en la figura, con valores que alcanzan 50 MPa a lo largo de las direcciones que forman $\pm 45^{\circ}$ con los ejes x e y; (ii) la simulación terminó antes de alcanzar la rotación impuesta, debido a problemas de convergencia. Estos resultados son consecuencia directa del uso del criterio de máxima tensión (para el inicio del daño) combinados con el uso de un sistema de referencia cartesiano en la definición de la ley cohesiva. Lo que conlleva a que los ejes x e y se correspondan con las direcciones s y t de la ley cohesiva, produciendo un ley cohesiva inconsistente (ver Fig. 4) a lo largo de las líneas ubicadas a $\pm 45^{\circ}$ con las siguientes propiedades $G_c = 1500 \text{ J/m}^2$, $\tau_c = 40 \sqrt{2}$ MPa y $E_{tt} = 42$ MPa.



Figura 4: Ley cohesiva para el modelo CZ-XYZ-MaxS en las líneas a $\pm 45^{\circ}$.

Las Figs. 5–6 muestran las distribuciones de $\sigma_{\theta z}$ correspondientes a dos estados de daño intermedios en la capa de adhesivo: el primero, $\phi_z = 0.003$, con una grieta incipiente; y el segundo, $\phi_z = 0.005$, presenta una mayor zona dañada (la extensión de la grieta se muestra en blanco). Los resultados mostrados del modelo CZ-XYZ-MaxS, se corresponden con un modelo modificado con $E_{tt} = E_{ss} = 125$ MPa y se presentan únicamente con el propósito de completitud de los resultados. Las predicciones de los otros 3 modelos CZ considerados muestran resultados muy similares. Basándonos en los resultados

mostrados, se observa que el uso de un sistema cilindrico para definir la ley cohesiva, modelos CZ-RQZ-MaxS y CZ-RQZ-QuadS, permite que las direcciones $r y \theta$ identifiquen correctamente las direcciones s y t de la ley cohesiva. Sin embargo, no se tiene garantía de que $r y \theta$ se correspondan con s y t respectivamente, ó viceversa, es decir no existe una distinción clara entre los modos II y III. En el problema estudiado se ha considerado que $G_{IIc} = G_{IIIc}$, por lo que los resultados no se verán afectados por el hecho mencionado anteriormente.



Figura 5: $\sigma_{\theta z}$ *en la capa de adhesivo para* $\phi_z = 0.003$.



Figura 6: $\sigma_{\theta z}$ *en la capa de adhesivo para* $\phi_z = 0.005$ *.*



Figura 7: $\sigma_{\theta z}$ en la capa de adhesivo en los modelos CZ-XYZ-QuadS y CZ-RQZ-QuadS, cuando $G_{IIc} = 1000J/m^2$ y $G_{IIIc} = 1500J/m^2$.

Para verificar el efecto de $G_{IIc} \neq G_{IIIc}$, la Fig. 7 muestra los valores de $\sigma_{\theta z}$ para 3 ángulos de rotación: $\phi_z = 0.002$, $\phi_z = 0.003$ and $\phi_z = 0.005$, en los modelos CZ-XYZ-QuadS y CZ-RQZ-QuadS cuando $G_{IIc} = 1000$ J/m² y $G_{IIIc} = 1500$ J/m².

Se destaca que no existen diferencias entre los resultados obtenidos en la parte inferior de la Fig. 7 con aquellos de las Figs. 2, 5 y 6 correspondientes con el modelo CZ-RQZ-QuadS. Por el contrario, al comparar los resultados de la parte superior de las gráficas mencionadas (correspondientes al modelo CZ-XYZ-QuadS), se aprecian diferencias notables en los casos con $\phi_z = 0.003$ y $\phi_z = 0.005$. Estas diferencias se atribuyen a la incorrecta identificación de los modos tangenciales de fractura en el criterio B-K incluido en ABAQUS.

En lo que respecta al LEBIM se obtienen resultados similares, ver Fig. 8. Estos resultados también se obtuvieron usando la versión 3D modificada del criterio B-K [15]. Además, al realizar una comparación directa entre los resultados mostrados en las Figs. 7 y 8, se puede observar que los resultados obtenidos con LEBIM tienen la misma precisión que aquellos obtenidos con el CZM de ABAQUS, pero usando una formulación más sencilla. Sin embargo, cabe resaltar que los resultados pueden ser diferentes, si se usa otro criterio de daño.



Figura 8: σ_{θ_z} en la capa de adhesivo en los modelos LEBI-XYZ y LEBI-RQZ, cuando $G_{IIc} = 1000 J/m^2$ y $G_{IIIc} = 1500 J/m^2$.

4. CONCLUSIONES

En este trabajo se han considerado dos modelos computacionales que permiten simular eventos de daño en capas finas de adhesivo: (i) un CZM que sigue una ley bilineal, y (ii) el LEBIM. Ambas formulaciones permiten modelar el inicio y crecimiento del daño (grietas) a lo largo de una capa de adhesivo o interfase. Se ha prestado especial atención a la extension a 3D de las leyes de daño y del criterio que permite identificar el daño completo. Para ello se ha analizado la evolución de la grieta que aparece en una capa de adhesivo que se encuentra entre dos cilindros sometios a una carga torsional.

Analizando los resultados obtenidos, se puede concluir

que:

- El LEBIM es más simple de implementar numéricamente que los CZM en códigos de elementos finitos y elementos de contorno.
- El LEBIM presenta una gran estabilidad en comparación a los CZM intrínsecos, dada la posibilidad de usar mallas mas bastas. En este contexto, los CZM necesitan más de 5 elementos a lo largo de la zona cohesiva para poder captar la nolinealidad de la TSL, mientras que el LEBIM no tiene esta restricción.
- Las suposiciones básicas de la formulación LEBIM evitan posibles respuestas que no sean físicamente posibles. Por ello, puede seguir evoluciones que incluyan comportamientos del tipo "snap-through" y "snap-back" de manera cuasi-estática, dado que la solución carga-desplazamiento para un tamaño específico de grieta es independiente del camino.
- Los CZM pueden reproducir la rígidez de la capa de adhesivo. Por el contrario la rígidez asociada al LEBIM se calcula basándose en los valores de resistencia y tenacidad, lo que puede conllevar a propiedades elásticas no reales (i.e. módulo de elasticidad y coeficiente de Poisson) o a una anisotropía artificial. Es por ello que la evolución del campo de tensiones en las formulaciones CZM y LEBIM son diferentes incluso antes de la presencia de daño. Sin embargo, desde un punto de vista de la resistencia y tamaño de grieta, ambos modelos reportan resultados similares.

En lo que respecta al sistema de referencia asociado a la capa de adhesivo, los resultados muestran que la rígidez, resistencia y tenacidad deben definirse teniendo en cuenta un sistema de referencia paralelo al frente de grieta, para poder considerar adecuadamente los modos de fractura I, II y III. En el caso del CZM, la resistencia y la rígidez son independientes por lo que se necesita dos criterios: (i) un criterio tensional asociado al inicio del daño, y (ii) un criterio energético que permita identificar el fallo completo en el adhesivo. Por el contrario, en el LEBIM la resistencia y la tenacidad están acopladas, por lo que sólo se necesita un criterio.

Los resultados muestran que para el caso del CZM, la rotación del sistema de referencia asociado a la ley cohesiva afecta la evolución de cualquier elemento en la zona cohesiva. En el caso del LEBIM, únicamente el elemento ubicado en el frente de la grieta se ve afectado por la rotación. Este hecho permite que la identificación del frente de grieta cuando se usa LEBIM sea más sencillo. Es importante mencionar que aunque en los resultados presentados se ha usado el programa Abaqus, los autores no conocen ningún código comercial que rote la ley cohesiva adecuadamente para que el sistema de referencia sea paralelo al frente de grieta.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer la financiación de la Junta de Andalucía (Proyecto de Excelencia P12-TEP-1050) y del Ministerio de Economía y Competitividad (Proyectos MAT2015-71036-P y MAT2015-71309-P).

REFERENCIAS

- Camanho PP, Dávila CG, de Moura MF (2003). Numerical simulation of mixed-mode progressive delamination in composite materials. J Compos Mater. 37, 1415–1438.
- [2] Reinoso J, Blázquez A, Távara L, París F, Arellano C (2016) Damage tolerance of composite runout panels under tensile loading. Compos Part B: Eng 96, 79–93.
- [3] Turón A, Camanho PP, Costa J, Dávila CG (2006) A damage model for the simulation of delamination in advanced composites under variable–mode loading. Mech Mater, 38, 1072–1089.
- [4] Távara L, Mantič V, Graciani E, Cañas J, París F. (2010) Analysis of a crack in a thin adhesive layer between orthotropic materials. An application to composite interlaminar fracture toughness test. Comp Model Eng Sc 58 (3), 247–270.
- [5] Távara L, Mantič V, Graciani E, París F (2011) BEM analysis of crack onset and propagation along fiber-matrix interface under transverse tension using a linear elastic-brittle interface model. Eng Anal Bound Elem 35, 207–222.
- [6] Mantič V, Távara L, Blázquez A, Graciani E, París F (2015) A linear elastic - brittle interface model: Application to the onset and propagation of a fibre-matrix interface crack under biaxial transverse loads, Int J Fract 195, 15–38.
- [7] Iannucci L (2006) Dynamic delamination modelling using interface elements. Comput Struct 84, 1029–1048.
- [8] Harper PW, Hallett SR (2008) Cohesive zone length in numerical simulations of composite delamination. Eng Fract Mech, 75(16), 4774–4792.
- [9] Corrado M, Paggi M (2015) Nonlinear fracture dynamics of laminates with finite thickness adhesives. Mech Mater 80, 183–192.
- [10] Távara L, Reinoso J, Castillo D, Mantič V (2017) Mixed-mode failure of interfaces studied by the 2D Linear Elastic Interface Model: macro- and micro-mechanical finite element applications to composites, Int. J. Adhesion (Online) http://dx.doi.org/10.1080/00218464.2017.1320988.

- [11] M. Paggi, J. Reinoso (2015) An anisotropic large displacement cohesive zone model for fibrillar and crazing of interfaces. Int. J. Solids Struct. 69-70, 106–120.
- [12] Reinoso J, Paggi M, Blázquez A (2017) A nonlinear finite thickness cohesive interface element for modeling delamination in fibre-reinforced composite laminates, Compos Part B: Eng 109, 116–128.
- [13] Távara L, Mantič V, Salvadori A, Gray LJ, París F (2013) Cohesive-zone-model formulation and implementation using the symmetric Galerkin boundary element method for homogeneous solids, Comput Mech 5, 535–551.
- [14] Abaqus-Inc. Abaqus user manual, Version 6.9. Dassault Systems Simulia Corp, Providence, RI, USA; 2010.
- [15] Reeder J,R, Kyongchan S, Chunchu, P,B, Ambur D,R (2002) Postbuckling and Growth of Delaminations in Composite Plates Subjected to Axial Compression, 43rd AIAA/ASME/ASCE/AH-S/ASC Structures, Structural Dynamics, and Materials Conference, Denver, Colorado, vol. 1746, p. 10.
- [16] Benzeggagh ML, Kenane M. (1996) Measurement of mixed-mode delamination fracture toughness of unidirectional glass/epoxy composites with mixedmode bending apparatus. Comp Sci Tech 56(4), 439–49.

A MODELING FRAMEWORK FOR THE INTERACTION BETWEEN THE PHASE FIELD APPROACH FOR BRITTLE FRACTURE AND THE INTERFACE COHESIVE ZONE MODEL

J. Reinoso^a, M. Paggi^b

 ^aGrupo 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: jreinoso@us.es
 ^bIMT School for Advanced Studies Lucca, Piazza San Francesco 19, 55100 Lucca, Italy E-mail: marco.paggi@imtlucca.it

RESUMEN

El problema de una grieta que afecta a una interfaz tiene un papel crucial en muchas aplicaciones ingenieriles. En esta investigación, este problema se analiza basándose en la nueva técnica computacional de fractura frágil denominada phase field. En este contexto, se propone un nuevo método numérico que permite el acoplamiento de la técnica phase field para modelar la fractura frágil en el dominio y un modelo de interfaz cohesiva para las interfaces preexistentes. Esta técnica basada en el método de los elementos finitos (MEF) permite la investigación entre la penetración de grietas y la desviación a lo largo de una interfaz. Las predicciones numéricas obtenidas concuerdan satisfactoriamente con las observaciones experimentales previas y las consideraciones teóricas sobre la competencia y la interacción entre ambos mecanismos de fractura. Estos resultados abren nuevas perspectivas con respecto al modelado y la comprensión de los patrones y caminos de fractura complejos en materiales heterogéneos.

ABSTRACT

The problem of a crack impinging on an interface has a crucial role in many engineering applications. In this investigation, this problem is analysed relying on the new computational technique to trigger brittle fracture denominated as phase field. In this context, a new numerical method is proposed to couple the phase field approach for modelling brittle fracture in the bulk and an interface model for pre-existing interfaces. This FE-based technique allows the investigation between crack penetration and deflection at an interface. The obtained numerical predictions are in very good agreement with previous experimental observations and the theoretical considerations on the competition and interplay between both fracture mechanisms. These results open new research perspectives with regard to modelling and understanding of complex fracture patterns in heterogeneous materials.

PALABRAS CLAVE: Fractura de materiales poliméricos y compuestos, Métodos y modelos analíticos y numéricos, Aplicaciones y casos prácticos en ingeniería

1. INTRODUCCIÓN

En multitud de estructuras ingenieriles se desarrollan complejos patrones de fisuras o grietas, tales como múltiples ramificaciones y coalescencia. Estos fenómenos habitualmente son debidos a diversos factores: (i) carácter anisótropo del material, (ii) presencia de inclusiones y heterogeneidades, (iii) la existencia de interfaces y cargas externas multiaxiales, entre otros.

Como consecuencia de su importancia práctica, el modelado de grietas en tales componentes estructurales ha motivado el desarrollo de numerosas herramientas computacionales en las últimas décadas entre las que destacan: (i) los modelos de grieta discreta o explícita como son los basados en los elementos de interfaz cohesiva [1] o el denominado X-FEM (método de elemento finito extendido) [2], (ii) las formulaciones EFEM (enhanced finite element [3]. Aunque estos modelos discretos se han empleado con éxito en diferentes aplicaciones, generalmente conllevan arduos esfuerzos en términos de implementación con el fin de capturar fenómenos de grietas complejos como los citados anteriormente.

Una alternativa a los métodos anteriores consiste en la representación difusa del daño a través de una serie de variables internas de degradación. Basado en la teoría de fractura de Griffith, los métodos recientes de phase field,

las cuales se pueden categorizar conceptualmente como formulaciones de daño no local de tipo gradient enhanced, han tenido un amplio impacto debido a su versatilidad y robustez para representar fenómenos de fractura muy complejos, siendo de directa aplicación en materiales frágiles [4]. Sin embargo hasta la fecha, estos modelos de fractura frágil de phase field han sido principalmente empleados para modelizar daño en medio homogéneos.

Recientemente, dentro de este contexto, se han desarrollado nuevos enfoques del modelo de fractura de phase field para medios heterogéneos, los cuales han seguido dos metodologías básicas: (i) el uso de un nuevo modelo de energía que combina la fractura frágil en el sólido y el daño interfacial [5], y (ii) el marco de modelado desarrollado en [6], en el que se tiene en cuenta la interacción y competición entre el modelo de fractura de phase field en el medio continuo y el modelo cohesivo de interfase. Este último concepto modular de la formulación variacional ha demostrado un gran nivel de precisión, siendo capaz de simular los resultados previamente establecidos en basados en la mecánica de fractura elástica lineal (LEFM) para medios heterogéneos [7].

Por lo tanto, el objetivo de este trabajo consiste en el desarrollo de la formulación variacional acoplado [6], el cual permite capturar el desarrollo de grietas tanto en el dominio como en las interfases del sistems. En concreto en este trabajo se ha hecho especial énfasis en su aplicación para predecir los fenómenos de fractura en materiales heterogéneos en el escenario en el que una grieta se aproxima a una interfase entre dos materiales.

2. FORMULACIÓN: HIPÓTESIS BÁSICAS

Se considera un sólido arbitrario $\Omega \in \mathbb{R}^{n_{dim}}$ en el espacio Euclídeo de dimensión n_{dim} (en concreto se particulariza para 2D), en el cual se define la presencia de una interfase Γ_i . Dicho sólido tiene además una grieta en su dominio Γ_b (Fig.1). La posición de un punto del dominio se denota por **x**, mientras que **x**_c representa un punto de Γ_i . Las acciones externas de dominio se identifican por by $\mathbf{f}_v : \Omega \to \mathbb{R}^{n_{dim}}$, mientras que el contorno de dicho cuerpo se representan por $\partial \Omega \in \mathbb{R}^{n_{dim}-1}$. La formulación variacional del problema de fractura que gobierna la nucleación y propagación se establece a partir del siguiente funcional: [8]:

$$\Pi(\mathbf{u},\Gamma) = \Pi_{\Omega}(\mathbf{u},\Gamma) + \Pi_{\Gamma}(\Gamma) = \int_{\Omega\setminus\Gamma} \psi^{e}(\boldsymbol{\varepsilon}) \,\mathrm{d}\Omega + \int_{\Gamma} \mathcal{G}_{c} \,\mathrm{d}\partial\Omega$$
(1)

donde $\psi^{e}(\varepsilon)$ la energía elástica del sólido y \mathcal{G}_{c} su tenacidad a fractura. En la Ec.(1), el término $\Pi_{\Omega}(\mathbf{u}, \Gamma)$ identifica la energía elástica en el sólido dañado, mientras que la energía necesaria para la aparición de una grieta se establece a partir del criterio energético de Griffith y se identifica con $\Pi_{\Gamma}(\Gamma)$.



Figura 1: Representación esquemática de un cuerpo arbitrario con una discontinuidad en el dominio y una interfaz. Izquierda: discontinuidad discreta en el dominio. Derecha: discontinuidad en el dominio basada en el concepto phase field.

La idea principal del presente marco de modelado establece la descomposición aditiva de la energía de fractura disipada en el sistema en dos contribuciones: (1) la energía de fractura disipada por debido a la generación de una grieta en el sólido (gobernada por la formulación de phase field Γ_b) y (2) la energía disipada en la interfase (Γ_i):

$$\Pi_{\Gamma} = \Pi_{\Gamma_b} + \Pi_{\Gamma_i} = \int_{\Gamma_b} \mathcal{G}_c^b(\mathbf{u}, \mathfrak{d}) \, \mathrm{d}\Omega + \int_{\Gamma_i} \mathcal{G}^i(\mathbf{u}, \mathfrak{d}) \, \mathrm{d}\partial\Omega \quad (2)$$

Por lo tanto, mientras que en el volumen la energía de fractura \mathcal{G}_c^b se disipa según la hipótesis Griffith, en la interfase se libera la energía de fractura correspondiente de acuerdo con un modelo de grieta cohesiva \mathcal{G}^i .

Nótese que la variable de phase field en la Ec.(2) tiene el significado físico de una variable interna de daño, $\vartheta \in [0, 1]$, donde $\vartheta = 0$ representa un material intacto, mientras que $\vartheta = 1$ identifica el estado completamente dañado, mientras que y *l* representa un parámetro de regularización (ver Fig.2).



Figura 2: Solución difusa de modelado de grietas para el problema unidimensional: concepto de phase field.

3. MODELO DE GRIETA DE INTERFASE COM-PATIBLE CON EL MODELO DE FRACTURE DE PHASE FIELD PARA EL SÓLIDO

Particularizando la presente formulación para aplicaciones bidimensionales, se supone que la función de energía de fractura asociada a la interfase, \mathcal{G}^i , se puede descomponer en las tasas de liberación de energía correspondientes al Modo I y Modo II de fractura, \mathcal{G}_I y \mathcal{G}_{II} , según el modelo de zona cohesiva considerado. En concreto, en esta investigación se adopta un modelo de interfase similar al propuesto en [1] (denominado como Modelo de Interfase Elástica Lineal Frágil (LEBIM)) para cada uno de los Modos de fractura previamente definidos.

Para proponer una formulación lo más general posible se postula una dependencia de la descripción del modelo de interfase cohesiva con respecto al parámetro de daño de phase field del sólido circundante. Así, el desplazamiento crítico de apertura en la interfase se puede considerar como función de la variable de daño del continuo \mathfrak{d} , pero mantiendo constante la energía disipada tanto en el continuo como en la interfase. Para ello, para cada Modo de fractura (I y II), se considera un incremento de la apertura crítica de la interfase g_{nc} asociada con el incremento en la evolución del parámetro de daño de phase field \mathfrak{d} . Esta hipótesis de comportamiento implica la reducción simultánea de la rigidez aparente de la interfase k_n así como su tensión crítica, véase Fig.3.



Figura 3: Modelo de grieta de interfase compatible con la formulación de fractura de phase field en el sólido adyacente: (a) Modo I de fractura. (b) Modo II de fractura.

Al establecer una relación lineal entre el desplazamiento de apertura crítica en Modo I y la variable de phase field del continuo d, se puede definir la siguiente ecuación que rige la apertura crítica: g_{nc} : $g_{nc}(\mathfrak{d}) = (1 - \mathfrak{d})g_{nc,0} + \mathfrak{d}g_{nc,1}$, donde $g_{nc,0} = g_{nc}(\mathfrak{d} = 0)$ y $g_{nc,1} = g_{nc}(\mathfrak{d} = 1)$. Por lo tanto, para la tracción cohesiva de Modo I deducimos:

$$\sigma = \begin{cases} k_n \frac{g_n}{g_{nc}}, & \text{if } 0 < \frac{g_n}{g_{nc}} < 1; \\ 0, & \text{if } \frac{g_n}{g_{nc}} \ge 1, \end{cases}$$
(3)

donde σ denota la tracción normal de la interfase, siendo σ_c su valor crítico.

Así la energía de fractura asociada al Modo I puede expresarse:

$$\mathcal{G}_{IC}^{i} = \frac{1}{2} k_n g_{nc}^2.$$
 (4)

Téngase en cuenta que, al imponer la condición de que \mathcal{G}_{IC}^{i} permance constante con respecto a la évolución de la variable de phase-field \mathfrak{d} , la dependencia k_n se deriva mediante la igualación de un valor genérico de la energía de fractura de interfase \mathcal{G}_{IC}^{i} con el correspondiente al estado de daño nulo en el dominio adyacente ($\mathfrak{d} = 0$):

$$k_n = k_{n,0} \left(\frac{g_{nc,0}}{g_{nc}}\right)^2,\tag{5}$$

donde $k_{n,0}$ es la rigidez de la interfase para $\mathfrak{d} = 0$.

Además, debido a la restricción anterior, se deduce la siguiente expresión para la tasa de liberación de energía del Modo I de fractura:

$$\mathcal{G}_{I}^{i}(\mathfrak{d}) = \frac{1}{2} k_{n,0} g_{n}^{2} \frac{g_{nc,0}^{2}}{\left[(1-\mathfrak{d}) g_{nc,0} + \mathfrak{d} g_{nc,1} \right]^{2}}.$$
 (6)

Las mismas dependencias funcionales se proponen a su vez para el Modo II de fractura:

$$\tau = \begin{cases} k_t \frac{g_t}{g_{tc}}, & \text{if } 0 < \frac{g_t}{g_{tc}} < 1; \\ 0, & \text{if } \frac{g_t}{g_{tc}} \ge 1. \end{cases}$$
(7)

donde τ la componente tangencial de la tracción a lo largo de la interfase, cuyo valor crítico es τ_c , y g_t denota el desplazamiento deslizante relativo. El valor crítico de éste, g_{tc} , también obedece la forma $g_{tc}(\mathfrak{d}) = (1-\mathfrak{d})g_{tc,0} + \mathfrak{d}g_{tc,1}$, de forma similar al Modo I. De nuevo, la energía de fractura en Modo II es a su vez independiente de \mathfrak{d} , por lo tanto la rigidez aparente k_t debe ser modificada:

$$k_t = k_{t,0} \left(\frac{g_{tc,0}}{g_{tc}}\right)^2. \tag{8}$$

Por lo tanto la tasa de liberación de energía correspondiente al Modo II de fractura puede expresarse:

$$\mathcal{G}_{II}^{i}(\mathfrak{d}) = \frac{1}{2} k_{t,0} g_{t}^{2} \frac{g_{tc,0}^{2}}{\left[(1-\mathfrak{d})g_{tc,0} + \mathfrak{d}g_{tc,1}\right]^{2}}.$$
 (9)

Finalmente, para las condiciones de fractura en modo mixto, se adopta el uso del siguiente criterio cuadrático de propagación:

$$\left(\frac{\mathcal{G}_{I}^{i}}{\mathcal{G}_{IC}^{i}}\right)^{2} + \left(\frac{\mathcal{G}_{II}^{i}}{\mathcal{G}_{IIC}^{i}}\right)^{2} = 1, \qquad (10)$$

where:

$$\mathcal{G}_{IC}^{i} = \frac{1}{2}g_{nc,0}^{2}k_{n,0}; \quad \mathcal{G}_{IIC}^{i} = \frac{1}{2}g_{tc,0}^{2}k_{t,0}.$$
 (11)

Esta formulación se incporpora en la implementación numérica del elemento de interfase correspondiente de acuerdo a una formulación no lineal de elementos finitos para su resolución, véase [6].

4. RESULTADOS

En esta sección, el problema de una grieta perpendicular a una interfaz en un medio bimaterial se reexamina de acuerdo con el marco de modelado bajo desarrollo. El sistema bajo estudio consiste en un medio bimaterial, cuyo un dominio cuadrado con lado lateral de dimensión L = 1 mm y con una grieta en el borde, ver Fig.4. Teniendo en cuenta la fuerza total que actúa sobre el sistema, que corresponde a la suma de las reacciones en los bordes inferiores o superiores, la respuesta mecánica puede establecerse mediante la siguiente dependencia funcional en términos de las propiedades materiales y geométricas:

$$F = F\left(\sigma_c, \tau_c, \mathcal{G}_c^b, \mathcal{G}_{Ic}^i, \mathcal{G}_{IIc}^i, E, \nu, l, L, \Delta\right).$$
(12)

Asumiendo las mismas propiedades de la interfase para Modos I y II de fractura, $\sigma_c = \tau_c$ y $\mathcal{G}_c^i = \mathcal{G}_{Ic}^i = \mathcal{G}_{IIc}^i$, el funcional previo puede reducirse:

$$F = F\left(\sigma_c, \mathcal{G}_c^b, \mathcal{G}_c^i, E, \nu, l, L, \Delta\right).$$
(13)

Por lo tanto mediante argumentos de análisis dimensional, se pueden definir la siguiente representación adimensional seleccionando σ_c y *L* como las propiedades físicas independientes.

$$\frac{F}{\sigma_c L^2} = \Phi_0 \left(\frac{\mathcal{G}_c^b}{\sigma_c L}, \frac{\mathcal{G}_c^i}{\sigma_c L}, \frac{E}{\sigma_c}, \nu, \frac{l}{L}, \frac{\Delta}{L} \right), \qquad (14)$$

donde Φ_0 es una función adimensional. Identificando $\Pi_1 = G_c^b/G_c^i$, se puede expresar el funcional anterior como:

$$\frac{F}{\sigma_c L^2} = \Phi\left(\frac{\mathcal{G}_c^b}{\mathcal{G}_c^i}, \frac{\mathcal{G}_c^i E}{\sigma_c^2 L}, \nu, \frac{l}{L}, \frac{\Delta}{L}\right) = \Phi\left(\Pi_1, \Pi_2, \nu, \frac{l}{L}, \frac{\Delta}{L}\right)$$
(15)

donde reconocemos que el segundo número adimensional $\Pi_2 \sim l_{\rm CZM}/L$ es proporcional a la relación entre el tamaño de la zona de proceso a lo largo de la interfase, $l_{\rm CZM} \sim (\mathcal{G}_c^i E) / \sigma_c^2$, y el tamaño de muestra, L. Una vez definidos los parámetros previos, se definen los coeficientes de Dundurs del sistema:

$$\alpha = \frac{\mu_1(1-\nu_2) - \mu_2(1-\nu_1)}{\mu_1(1-\nu_2) + \mu_2(1-\nu_1)},$$
(16a)

$$\beta = \frac{\mu_1(1 - 2\nu_2) - \mu_2(1 - 2\nu_1)}{\mu_1(1 - \nu_2) + \mu_2(1 - \nu_1)},$$
 (16b)

donde μ_i , ν_i (*i* = 1, 2) identifican los parámetros de Lamé y los coeficientes de Poisson de ambos materiales.



Figura 4: Geometría y las condiciones de contorno para el problema bimaterial.

Este mismo escenario fue analizado por He y Hutchinson [7] dentro del contexto de la mecánica de la fractura elástica lineal, y se determinaró que para estos sistemas pueden darse tres mecanismos diferentes cuando la grieta se encuentra con la interfase bimaterial dependiendo del número $1/\Pi_1$, que es igual a la relación entre la resistencia a la fractura de la interfase sobre el valor correspondiente al continuo: (*i*) deflexión doble para valores pequeños de $1/\Pi_1$, que corresponde a una situación en la que el material 2 es mucho más resistente que la interfase; (*ii*) deflexión simple para valores mayores de $1/\Pi_1$; (*iii*) penetración en el volumen para valores muy grandes de $1/\Pi_1$. Las curvas que separan estos tres escenarios se muestran en la Fig.5(a) para un sistema bimaterial con $\beta = 0$ y diferentes valores de α .

En este trabajo se seleccionaron tres configuraciones de materiales identificadas por *A*, *B* y *C* de este diagrama, las cuales son representativas de las tres situaciones comentadas anteriormente. De esta forma es posible evaluar la capacidad predictiva del método numérico propuesto para capturar estas tendencias teóricas para una interfase frágil ($\Pi_2 \rightarrow 0$). Los resultados correspondientes estimados con el método aquí propuesto se muestran en las

Figs.5(b)-5(d) (en dichos mapas de despazamientos, las discontinuidades en la interfase se identifican por cambio brusco de color de azul a rojo). Analizando los resultados mostrados en estos gráficos, se puede observar que las predicciones numéricas obtenidas concuerdan de forma excelente con los resultados teóricos basados en la mecánica de fractura elástica lineal.

5. CONCLUSIONES

En el presente trabajo se ha desarrollado un nuevo marco de modelización que combina el enfoque de phase field de fractura frágil en sólidos y una formulación cohesiva para una interfase preexistente. El acoplamiento entre ambos modelos de fractura se ha llevado a cabo considerando una reducción de la rigidez del modelo de la zona cohesiva con respecto a una evolución del parámetro de degradación del sólido.

Esta nueva formulación se ha verificado mediante el análisis de varios ejemplos de referencia en medios heterogéneos (bimateriales) inspirados en metodologías de mecánica de fractura elástica lineal. Las predicciones numéricas presentadas muestran que el presente enfoque es capaz de reproducir los resultados teóricos aceptados en la comunidad científica.

Basados en estos resultados se puede concluir que la estrategia numérica desarrollada constituye una herramienta de simulación muy prometedora, ya que permite modelar patrones complejos de fractura sin ninguna limitación con respecto a la geometría, materiales o cargas aplicadas tanto para medios homogéneos y heterogéneos con presencia de interfases.

AGRADECIMIENTOS

JR agradece el apoyo del Ministerio de Economía y Competitividad de España (proyectos DPI2012-37187, MAT2015-71036-P y MAT2015-71309-P) y de la Junta de Andalucía (Proyectos de Excelencia P11-TEP-7093 y P12-TEP-1050).

REFERENCIAS

- J Reinoso and M Paggi. A consistent interface element formulation for geometrical and material nonlinearities. *Computational Mechanics*, 54(6):1569– 1581, 2014.
- [2] N Moës, J Dolbow, and T Belytschko. A finite element method for crack growth without remeshing. *International journal for numerical methods in engineering*, 46(1):131–150, 1999.
- [3] J Oliver, AE Huespe, S Blanco, and DL Linero. Stability and robustness issues in numerical modeling of material failure with the strong discontinuity approach. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 195(52):7093–7114, 2006.





(d) Case C in Fig.5(a)

Figura 5: ransición de doble deflexión a deflexión simple y luego a penetración variando el número adimensional $1/\Pi_1$ para una interfase frágil $(\Pi_2 \rightarrow 0)$. Los mapas de desplazamientos verticales corresponden para los casos A, B, C in Fig. 5(a). Caso A: doble deflexión a lo largo de la interfase. Caso B: deflexión simple a lo largo de la interfase. Caso C: penetración en el sólido adyacente.

- [4] B Bourdin, GA Francfort, and J-J Marigo. The variational approach to fracture. *Journal of elasticity*, 91(1):5–148, 2008.
- [5] T-T Nguyen, J Yvonnet, Q-Z Zhu, M Bornert, and C Chateau. A phase-field method for computational modeling of interfacial damage interacting with crack propagation in realistic microstructures obtained by microtomography. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 312:567–595, 2016.
- [6] M Paggi and J Reinoso. Revisiting the problem of a crack impinging on an interface: a modeling framework for the interaction between the phase field approach for brittle fracture and the interface cohesive zone model. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 2017.
- [7] He MY and JW Hutchinson. Crack deflection at an interface between dissimilar elastic materials. *International Journal of Solids and Structures*, 25(9):1053–1067, 1989.
- [8] C Miehe, M Hofacker, and F Welschinger. A phase field model for rate-independent crack propagation: Robust algorithmic implementation based on operator splits. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 199(45):2765–2778, 2010.

Influencia de las interfases estructuradas en la tenacidad a la fractura de uniones adhesivas en especímenes DCB fabricados mediante impresión 3D: estudio experimental y analítico.

L. García-Guzmán*, L. Távara, J. Reinoso, J. Justo, F. París

Grupo de Elasticidad y Resistencia de Materiales, Escuela Técnica Superior de Ingeniería, Universidad de Sevilla Camino de los Descubrimientos s/n,41092, Sevilla, España * Persona de contacto: lgarcia22@us.es

RESUMEN

Las uniones adhesivas son ampliamente utilizadas en estructuras ligeras de material compuesto, donde las interfases entre componentes desempeñan un papel fundamental en la resistencia e integridad del sistema. El desarrollo de la impresión 3D permite reproducir diseños de interfases presentes en la naturaleza en componentes de material compuesto, los cuales han demostrado ser más eficientes en los procesos de unión que las técnicas convencionales que usualmente se utilizan en la industria. Este artículo propone un estudio experimental y teórico del comportamiento mecánico en ensayos DCB (Double Cantilever Beam) cuya interfase está definida por un patrón trapezoidal, prestando especial atención a los parámetros geométricos que definen la interfase (A = amplitud, λ = longitud de onda) y su influencia en la tasa de liberación de energía. El apreciable aumento de la tenacidad a la fractura en especímenes con interfase trapezoidal, respecto de probetas con interfase plana, obtenido en los ensayos experimentales ha sido avalado con un sencillo modelo teórico, capaz de proporcionar una estimación de los resultados y justificar dicho incremento de las propiedades de fractura desde una perspectiva analítica.

PALABRAS CLAVE: Interfases Estructuradas, Daño interlaminar, Tenacidad a fractura, impresión 3D

ABSTRACT

The use of adhesive joints is widespread in lightweight composite structures, whereby interfaces between adherents plays a crucial role in terms of the fracture resistance of the component. The appearance of recent Additive Layer Manufacturing (ALM or 3D printing) techniques opens a new paradigm regarding the design of interfaces, allowing the reproduction of nature-inspired geometric definitions to be accomplished. In this paper, the mechanical performance of Double Cantilever Beam (DCB) specimens with trapezoidal patterned interfaces obtained using ALM in composites are investigated from an experimental and analytical point of view. Special attention is devoted, in this study, to the analysis of the influence of the parameters that define the structured interface (A = amplitude, λ = wavelength) on the fracture toughness of such specimens. The notable increase of the critical energy release rates in comparison with flat interface profiles obtained from the experimental tests are satisfactorily predicted by means of a novel theoretical model, providing an estimation of the results and proving such increase in the fracture properties from a theoretical perspective.

KEYWORDS: Structured interface, Interlaminar damage, Fracture toughness, 3D printing

1. INTRODUCCIÓN

Las uniones adhesivas han adquirido gran relevancia en industrias como la aeronáutica o automovilística debido a la aparición de adhesivos poliméricos de alta resistencia. Una de las estrategias para mejorar la resistencia y las propiedades de fractura de las uniones adhesivas es modificar su definición geométrica.

En la naturaleza se pueden encontrar distintas configuraciones geométricas en las interfases [1], normalmente formando patrones estructurados, las cuales mejoran las propiedades mecánicas combinando resistencia, tenacidad, deformabilidad, entre otros factores. Las interfases estructuradas se pueden definir como aquellas cuya superficie de contacto entre adherentes no está definidas por un patrón rectilíneo. El concepto de interfase estructurada ha sido ampliamente utilizado en varias aplicaciones, donde se ha demostrado que la definición de la interfase juega un papel crucial en la respuesta a fractura debido al camino recorrido por el frente de grieta [2,3].

La utilización de estas extraordinarias capacidades ha atraído la atención de la comunidad científica en los últimos años, proporcionando posibles interpretaciones de la complejidad mecánica que tiene lugar en los diferentes patrones estructurados. La aparición de nuevas técnicas de fabricación como la fabricación aditiva o impresión 3D (ALM, Additive Layer Manufacturing) ha impulsado la producción de diseños de interfases complejas como la triangular, trapezoidal, rectangular o con forma de puzzle [4]. Numerosos estudios han investigado su comportamiento desde una perspectiva computacional [5] o experimental [6], evidenciando la mejora significativa en el comportamiento a fractura de las interfases estructuradas frente a las configuraciones planas. En particular, recientes investigaciones [7] demostraron, de manera numérica y experimental, que la tenacidad a fractura de un espécimen puede incrementar representativamente con la relación A/λ (A = amplitud, λ = longitud de onda) que define el patrón geométrico de la interfase.

Actualmente, el desarrollo de la fabricación aditiva ha permitido la impresión de materiales compuestos reforzados con fibra y, por tanto, abre un abanico de posibilidades en el diseño de piezas de composite. Específicamente, la tecnología FDM (Fused Deposition Modelling) admite la fabricación de plásticos reforzados con fibra (FRP, Fiber-Reinforced Plastics). La mejora de las propiedades de estos materiales frente a los plásticos convencionales ha sido investigada recientemente [8], así como la influencia de los parámetros que intervienen en el proceso de fabricación (porcentaje de fibra, temperatura, velocidad, entre otros). No obstante, la producción y el análisis mecánico de probetas de material compuesto fabricadas mediante impresión 3D con interfases estructuradas ha recibido una atención limitada.

El objetivo de este trabajo es el estudio de la resistencia a fractura de especímenes DCB (Double Cantilever Beam) de material compuesto unidos con adhesivo y fabricados mediante impresión 3D utilizando interfases estructuradas. En concreto, este estudio se centra en el análisis de patrones trapezoidales, prestando especial atención a:

- 1. La definición de un proceso de fabricación de probetas DCB usando plásticos reforzados con fibra que incluyen interfases estructuradas,
- 2. La identificación de la interfase con mejor comportamiento en términos de resistencia a fractura. Para entender el funcionamiento mecánico de las probetas en los ensayos, se presenta un sencillo modelo analítico que permite estimar la energía de fractura disipada por cada espécimen ensayado en el programa experimental. Este método permite obtener estimaciones preliminares de los valores de la tasa de liberación de energía para un amplio rango de ratios A/λ .

2. EVALUACIÓN DE LAS CAPACIDADES DE LA IMPRESIÓN 3D

Esta sección resume los pasos seguidos para la producción de especímenes DCB de composite con interfases plana y estructuradas, centrándose en las capacidades de la impresora MarkOne de la firma MarkForged® (ver Fig. 1). En particular, se presta especial atención a los resultados en cuanto a tolerancias geométricas y acabado superficial para garantizar una correcta ejecución del programa experimental.

En la Fig.2b se puede observar el modelo CAD proporcionado por el software de la impresora (*Eiger*) de

una probeta preliminar con tipologías triangular, trapezoidal, sinusoidal y rectangular con diferentes dimensiones y relaciones de aspecto. Dicho espécimen fue impreso en Nylon®, cuyo módulo de Young es E =0.34 MPa. Las dimensiones iniciales de las interfases persiguen obtener la relación de aspecto más baja posible, ya que se conseguiría el mayor aumento en la tenacidad a fractura según [7]. Por tanto, teniendo en cuenta las especificaciones de la impresora 3D, los valores de amplitud corresponden a A = 0.5, 0.75 y 1 mm,mientras que los valores de longitud de onda corresponden a $\lambda = 0.5$, 1 y 2 mm. Para una definición completa de un patrón trapezoidal se introduce el parámetro r, que relaciona la longitud horizontal con la longitud de onda de cada trapecio. En consecuencia, un trapecio con r = 0 identificaría a un triángulo, mientras que con r = 1 identificaría un rectángulo (ver Fig.2a).



Figura 1. Impresora 3D MarkOne y ejes de referencia en el proceso de impresión.



Figura 2. a) Descripción de las interfases. b) Vista 3D del software Eiger y c) resultado de la impresión.

Debido a los malos resultados obtenidos en la impresión de la probeta inicial (Fig.2c) provocados por los efectos de dilatación del Nylon®, se decide fabricar un nuevo espécimen con mayores dimensiones considerando únicamente perfiles trapezoidales, debido a las ventajas en este tipo de proceso de fabricación. Los valores de los parámetros que definen la interfase son: amplitud A = 1 mm, longitud de onda $\lambda = 6$, 8, 12 mm y parámetro r = 1/2 (ver Fig. 3). Las mediciones realizadas de los valores de

amplitud y longitud de onda de las interfases fabricadas muestran los siguientes errores respectos de sus valores nominales (modelo CAD): 1% en $\lambda = 6$ mm, 11.11% en $\lambda = 8$ mm, 9.46% en $\lambda = 12$ mm, y 10.85% en A = 6 mm, 7.55% en A = 8 mm, 12.75% en A = 12 mm. Se considera aceptable el nivel de precisión alcanzado respecto de las cotas nominales y, por tanto, las probetas que posteriormente serán utilizadas en los ensayos tendrán características similares de las interfases.



Figura 3. Interfase trapezoidal con $A = 1 mm y \lambda = 6, 8$ y 12 mm: a) vista 3D software Eiger y b) resultado de la impresión.

A continuación, se detalla la configuración de las probetas DCB utilizadas en los ensayos experimentales, tanto las de interfase lisa como las de interfase estructurada.

Las dimensiones generales de las probetas, basadas en las especificaciones AITM [9], son las siguientes: longitud L = 169 mm, ancho W = 20 mm y espesor h = 4 mm (ver Fig.4). Los especímenes fueron fabricados a lo largo de su espesor, es decir, cada capa en el proceso de impresión constituye una fracción del espesor del mismo. Cada probeta con interfase plana está compuesta de 25 capas de compuesto de fibra de vidrio de 0.1 mm de espesor, y espesor de laminado h_1 , y 15 capas de Nylon® de 0.2 mm de espesor, con espesor $h - h_1$.



Figura 4. a) Probeta DCB con interfase plana de longitud Lespesor total h, espesor de compuesto de fibra de vidrio h_1 , espesor de Nylon® $(h - h_1)$, ancho W y longitud de pregrieta a_0 . b) DCB con interfase trapezoidal, amplitud A y longitud de onda λ . La distancia entre el extremo de la probeta y el punto donde se aplica el desplazamiento está representado por b. c) Vista magnificada de una interfase trapezoidal, donde la longitud de grieta se representa mediante la variable a_s y su proyección en el eje x mediante la variable a_x .

La pantalla de previsualización del espécimen y la disposición de las fibras, así como el resultado de la impresión se muestran en la Fig.5, mientras que en la Fig.6a se puede observar un esquema de las dimensiones. En cuanto a las probetas con interfases trapezoidales, se imprimieron tres valores diferentes de longitud de onda, $\lambda = 4, 6, 8$ mm, y dos de amplitud, A = 1, 0.75 mm, (manteniendo el parámetro r = 1/2), obteniendo un total de 6 configuraciones distintas. Por consiguiente, cada probeta DCB estará constituida por 25 capas de compuesto de fibra de vidrio y 25 capas de Nylon® para los casos con amplitud $A = 1 \text{ mm} (h - h_1) \text{ y } 20$ capas para los casos con $A = 0.75 \text{ mm} (h - h_1)$, ver Fig.6b. Se debe tener en cuenta que 5 de las capas totales de Nylon® no conforman la interfase, sino que pertenecen a la parte anterior a ésta. El patrón geométrico de la interfase fue fabricado de Nylon® debido a la imposibilidad de emplear fibras en estas regiones. El área mínima capaz de imprimir con fibra es de 6.45 cm², y la interfase se fabrica a través de la impresión de pequeños rectángulos cuya área es menor que el mencionado límite.



Figura 5. a) Vista 2D del software Eiger de una capa de compuesto de fibra de vidrio. b) Resultado de la impresión de un espécimen de compuesto de fibra de vidrio con interfase plana.



Figura 6. a) Resultado de impresión de un espécimen DCB de compuesto de fibra de vidrio con interfase trapezoidal. b) Vista 3D del software Eiger de un espécimen con interfase trapezoidal.

3. CAMPAÑA EXPERIMENTAL

Los ensayos se llevan a cabo según las especificaciones de la norma AITM [9], utilizando el adhesivo EA 9394 para unir ambas partes de un espécimen DCB. Siguiendo dicha norma se impone un desplazamiento vertical Δ aplicado en uno de los extremos de la probeta ($x = -a_0 + b$ en Fig.4), mientras se registra la fuerza de reacción correspondiente en este punto, con el objetivo de calcular la energía liberada en el ensayo a partir de la curva fuerza-desplazamiento. En la Fig. 7 se puede apreciar una probeta DCB con interfase estructurada antes de ser ensayada. En la figura 8 se muestran las curvas fuerzadesplazamiento de las probetas DCB con interfase estructurada, en comparación con las de interfase plana. Algunos de los especímenes ensayados condujeron a resultados nulos, ya que la grieta dejó de propagarse por la interfase y migró a las regiones adyacentes de la probeta. Por tanto, estos resultados no han sido incluidos, apareciendo únicamente las curvas de los ensayos con un crecimiento de la grieta a lo largo de la interfase.



Figura 7. Probeta DCB con interfase trapezoidal junto con el utillaje necesario para realizar el ensayo. Las dos marcas negras indican las longitudes de grieta $a_x = 10$ mm y $a_x = 70$ mm.



Figura 8. Curvas fuerza-desplazamiento de probetas con interfase plana (azul) y trapezoidal. Especímenes con valores de amplitud teórica (a) A = 1 mm y (b) A = 0.75mm. Los cuadrados indican los valores de la curva donde se alcanza $a_{x1} = 10 mm y a_{x2} = 70 mm$.

En cuanto a la energía disipada en cada probeta, se espera que aparezcan condiciones de fractura en modo mixto en aquellas probetas con interfase estructurada. Por tanto, considerando que la energía se libera exclusivamente por la rotura de la interfase y por la deformación elástica de las probetas, se puede hacer una distinción entre dos posibles tasas de liberación de energía: • Tasa de liberación de energía crítica aparente o efectiva G_C^x , que considera la energía disipada durante la propagación de la grieta a lo largo de la coordenada *x*: $\partial \Pi_f(a_x) = e^x$

$$G^{x} = -\frac{\partial \Pi_{f} \alpha_{x}}{\partial (w \cdot a_{x})} = G^{x}_{C}$$
(1)

• Tasa de liberación de energía crítica real G_c^s , que considera la energía disipada durante la propagación de la grieta a lo largo de la coordenada s:

$$G^{s} = -\frac{\partial \Pi_{f}(a_{s})}{\partial (W \cdot a_{s})} = G^{s}_{C}$$
⁽²⁾

donde Π_f representa la energía disipada durante la propagación de la grieta cuando ésta crea un área $dA_f = Wda_x$ (tenacidad a fractura aparente) o $dA_f = Wda_s$ (tenacidad a fractura real). Cabe mencionar que para el caso de interfases planas $a_s = a_x$, por lo que la tenacidad a fractura calculada correspondería con la tasa de liberación de energía en Modo I, es decir, G_{IC} , mientras que en las estructuradas $a_s = a_s(a_x, A, \lambda)$.

De acuerdo a la norma AITM, el cálculo de la energía de fractura requiere los valores de la curva fuerzadesplazamiento cuando la grieta alcanza las longitudes de grieta $a_{x1}=10$ mm y $a_{x2}=70$ mm. Estos puntos están representados mediante cuadrados en la Fig.8.

Analizando las evoluciones experimentales de la Fig.8, el área contenida entre la curva experimental y las líneas que conectarían el origen con los cuadrados representa la energía liberada Π_f entre las longitudes de grieta indicadas anteriormente. Por tanto, dividiendo esta energía entre el área real creada $W \cdot (a_{s2} - a_{s1})$ se obtendría el valor de la tenacidad a fractura real G_c^s y la tenacidad a fractura aparente G_c^x si esta cantidad es dividida por la proyección del área real creada en el plano horizontal, plano x-z en la Fig.4, $W \cdot (a_{x2} - a_{x1})$.

La Tabla 1 muestra la tenacidad a fractura efectiva y real media obtenida en cada una de las configuraciones ensayadas, es decir, para cada valor de A/λ .

Tabla 1. Valor medio de G_c^x y G_c^s y comparación de las probetas con interfase estructurada respecto de las interfases planas. Los valores de A/λ son teóricos.

A/λ	$G_c^x[\frac{J}{m^2}]$	$G_c^s[\frac{J}{m^2}]$	$\frac{G_c^x}{G_{Ic}}$	$\frac{G_c^s}{G_{Ic}}$
0	136.3±10.7	136.3±10.7	1	1
1/8	271.0±37.5	234.6±31.0	1.99	1.72
1/6	371.2±70.3	291.5 <u>+</u> 49.6	2.72	2.14
0.75/4	484 <u>±</u> 0	356.6±0	3.55	2.62
1/4	1231±0	849.6±0	9.03	6.23

Observando los resultados, puede verse que la tasa de liberación de energía G_c^s y G_c^x aumenta con la relación de aspecto respecto del patrón rectilíneo. Este incremento pone en evidencia que la contribución del Modo II de fractura en el frente de grieta es más significativo cuanto mayor es el valor de A/λ . Además, el ratio entre la tenacidad real y aparente de cada configuración oscila

entre el 15 y el 45 %, creciente con el valor de A/λ . Particularmente, la tendencia en el incremento de G_c^x/G_c^s con la relación de aspecto es debida a que se requiere la creación de una mayor área para propagar la grieta una misma distancia en el eje horizontal.

En la Fig.9 se puede apreciar visualmente la notable mejora de los casos estructurados frente al caso plano tomado como referencia.



Figura 9. Valor medio de G_c^x y G_c^s y comparación de las probetas con interfase estructurada respecto de las interfases planas. Los valores de A/λ son los fabricados.

La configuración más desfavorable $(A / \lambda \approx 1/8)$ experimenta un aumento en G_c^x del 99%, mientras que la variable G_c^s incrementa un 72% respecto de G_{IC} . Aunque estas mejoras en la resistencia a fractura son de considerable magnitud, la mejor configuración muestra un aumento de la tasa de liberación de energía efectiva y real, respectivamente, del 803% y 523%. Estos datos revelan la potencial mejora en la resistencia a la propagación de grieta mediante el diseño de componentes con interfases estructuradas. Por consiguiente, la concepción de nuevos prototipos fabricados por ALM puede mitigar el inicio y el desarrollo de grietas en uniones adhesivas de composites.

MODELO ANALÍTICO SIMPLIFICADO

El objetivo de esta sección es proporcionar una explicación simplificada del incremento de la tenacidad a fractura de las probetas con interfase trapezoidal.

El modelo desarrollado considera que el análisis del elemento fundamental que compone la interfase, en este caso el trapecio correspondiente a cada configuración, es representativo de lo que sucede en la interfase completa. De esta manera, el modelo es válido para cualquier longitud de grieta y cualquier dimensión de la configuración estructurada, estando definido únicamente por el parámetro A/λ .

Se asume la hipótesis de que la deformación es constante durante el proceso de fractura a lo largo de cada una de las secciones del trapecio, es decir, las secciones horizontales e inclinadas. Adicionalmente, se asume que el desplazamiento impuesto por la máquina de ensayos Δ es vertical, es decir, coincide con el eje y de la Fig.4. La Fig.9 muestra, según estas hipótesis, las condiciones del modo de fractura en cada sección del trapecio.



Figura 10. Esquema de los desplazamientos supuestos en el modelo analítico (a) en las secciones inclinadas y (b) secciones horizontales. Δ_n y Δ_s son los desplazamientos normales y tangenciales en cada sección.



Figura 11. Tenacidad a fractura real G_c^s y efectiva G_c^x experimental en función de la relación de aspecto A/λ y estimación del modelo analítico con parámetros $G_{Ic} = 136.3 J/m^2$, $G_{IIC}/G_{IC} = 2, 5, 8, 12$ y $\eta = 2$.

Según [10], bajo condiciones de deformación plana, la relación entre la energía liberada en Modo II o G_{shear} y la energía total liberada G_T es función de los desplazamientos Δ_n y Δ_s :

$$B = \frac{G_{shear}}{G_T} = \frac{\beta^2}{1 - 2\beta + 2\beta^2}, \quad \beta = \frac{\Delta_s}{\Delta_s + \Delta_n} \tag{3}$$

Por otro lado, según el criterio de Benzeggagh-Kenane, la energía en cada sección se puede calcular como:

$$G = G_{C} = B^{\eta} \cdot G_{IIC} + (1 - B^{\eta}) \cdot G_{IC}$$
(4)

Teniendo en cuenta estas consideraciones, la tasa de liberación de energía por cada trapecio se puede formular como:
$$\begin{aligned} G_C^s &= m_h^s \cdot G_{IC} + m_i^s \cdot \left(B \cdot G_{IIC} + (1 - B^{\eta}) \cdot G_{IC} \right) & (5) \\ G_C^x &= m_h^x \cdot G_{IC} + m_i^x \cdot \left(B \cdot G_{IIC} + (1 - B^{\eta}) \cdot G_{IC} \right) & (6) \end{aligned}$$

donde $m_h^s = l_h/l_t$, $m_i^s = l_i/l_t$, $m_h^x = l_h/\lambda$, $m_i^x = l_i/\lambda$ y l_h es la longitud horizontal en el patrón trapezoidal, l_i la longitud de los tramos inclinados y l_t la longitud total de dicho patrón.

En la Fig.11 se presenta la correlación entre los resultados experimentales y las estimaciones proporcionadas por el modelo analítico para diferentes ratios de G_{IIC}/G_{IC} , asumiendo $G_{IC} = 136.3 J/m^2$ y $\eta =$ 2, en función de la relación de aspecto A/λ . Como se puede apreciar en la figura 11, hay un rango de valores de A/λ donde existe un acuerdo preciso entre el modelo analítico y los resultados experimentales para valores apropiados de G_{IIC}/G_{IC} . Para valores superiores a $A/\lambda \approx$ 0.15, las condiciones de deformación supuestas en el modelo teórico puede que no se ajusten a los desplazamientos que ocurren durante los ensayos experimentales y, dado que la influencia del Modo II de fractura es más relevante para elevados valores de relación de aspecto, la diferencia entre las estimaciones analíticas y los valores empíricos es más notable.

CONCLUSIONES

En este estudio se ha realizado un análisis teórico y experimental de la resistencia a la propagación de grieta de uniones adhesivas en especímenes DCB (Double Cantilever Beam) con interfases estructuradas fabricadas mediante impresión 3D. Particularmente, se ha investigado la tenacidad a la fractura de probetas cuya interfase está definida por un patrón trapezoidal con diferentes relaciones de aspecto A/λ (A = amplitud, $\lambda =$ longitud de onda).

La primera parte de este documento, centrada en el proceso de fabricación ALM (Additive Layer Manufacturing), describe el procedimiento seguido para obtener unas probetas de Nylon® y compuesto de fibra de vidrio con interfase trapezoidal adecuadas para el programa experimental. Los resultados obtenidos en los ensayos evidencian que la tenacidad a fractura, tanto real G_c^s como aparente G_c^x , aumenta con la relación de aspecto A/λ respecto de la configuración plana o G_{lc} . Este incremento manifiesta una mayor contribución del Modo II de fractura en el frente de grieta para interfases con un valor mayor de A/λ .

Desde el punto de vista teórico, se han estimado las condiciones de fractura en modo mixto en interfases trapezoidales a través de un modelo analítico, logrando una buena aproximación de la tasa de liberación de energía para el rango de $A/\lambda = [0 - 0.15]$. Las hipótesis asumidas en el modelo están limitadas a valores reducidos de relación de aspecto. Para valores altos de este parámetro ($A/\lambda > 0.15$) las deformaciones del modelo analítico no son representativas del escenario real. No obstante, dicho modelo puede constituir una herramienta de diseño preliminar para estimar la

tenacidad a fractura en presencia de interfases estructuradas.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer la financiación de la Junta de Andalucía y el Fondo Social Europeo (Proyecto de Excelencia P12-TEP-1050) y el Ministerio de Economía y Competitividad y el Fondo de Desarrollo Regional Europeo (proyectos MAT2015-71036-P y MAT2015-71039-P).

REFERENCIAS

[1] K. Manoylov, N. Ognjanova-Rumenova, R. Stevenson (2009) Morphotype variations in subfossil diatom species of Aulacoseira in 24 Michigan Lakes, USA. Acta Botanica Croatica. 68. 223-241.

[2] K. Bertoldi, D. Bigoni, W.J. Drugan, Structural interfaces in linear elasticity. Part I: Nonlocality and gradient approximations, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, (2007) 55(1): 1-34.

[3] K. Bertoldi, D. Bigoni, W.J. Drugan, Structural interfaces in linear elasticity. Part II: Effective properties and neutrality, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, (2007) 55(1): 35-63.

[4] E. Lin, Y. Li, C. Ortiz, M.C. Boyce, 3D printed, bioinspired prototypes and analytical models for structured suture interfaces with geometrically-tuned deformation and failure behavior, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, (2014) 73:166-182,

[5] Y. Zhang, H. Yao, C. Ortiz, J. Xu, M. Dao, Bioinspired interfacial strengthening strategy through geometrically interlocking designs, Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials, (2012) 15:70-77.

[6] H.A. Bruck, G. Fowler, S.K. Gupta, Using geometric complexity to enhance the interfacial strength of heterogeneous structures fabricated in a multi-stage, multi-piece molding process, Experimental Mechanics (2004) 44: 261.

[7] L. García-Guzmán, L. Távara, J. Reinoso, J. Justo, F. París, Fracture resistance of 3D printed adhesively bonded DCB composite specimens using structured interfaces: experimental and theoretical study. Composite Structures (2018) 188: 173-184.

[8] J. Justo, L. Távara, L. García-Guzmán, F. París, Characterization of 3D printed long fibre reinforced composites, Composite Structures (2018) 185:537-548.

[9] Airbus. Carbon Fibre Reinforced Plastics. Determination of fracture toughness energy of bonded joints. Mode I. G1C. Issue 1. AITM 1-0053 2006,

[10] A. Turon, P.P. Camanho, J. Costa, C.G. Dávila, A damage model for the simulation of delamination in advanced composites under variable-mode loading, Mechanics of Materials (2006) 38(11):1072-1089.

APLICACIÓN DE UN MODELO ESTADISTICO DE EXTREMOS AL COMPORTAMIENTO VISCOELÁSTICO DE MATERIALES

A. Álvarez Vázquez^{1*}, F. Pelayo¹, M. Muñiz Calvente¹, S. Blasón¹, M. J. Lamela¹, A. Fernández Canteli¹, E. Castillo^{2,3}

 ¹Escuela Politécnica de Ingeniería de Gijón, Universidad de Oviedo C/ Ortiz Berrocal s/n, 33203 Gijón, España
 ²Real Academia de Ciencias Exactas, Físicas y Naturales, C/ Valverde 24, 8004 Madrid, España
 ³Real Academia de Ingeniería de España, C/ Don Pedro 10, 28005 Madrid, España

* Persona de contacto: alvarezvadrian@uniovi.es

RESUMEN

Las variables que controlan de manera más significativa el comportamiento de materiales viscoelásticos son el tiempo y temperatura, que se pueden relacionar, generalmente, a través de los denominados métodos de superposición tiempo-temperatura (TTS) mediante los que se define la familia paramétrica de curvas que caracterizan el material. Algunos de los métodos TTS, basados en procesos de ajuste experimental, están influenciados por el criterio y experiencia del usuario y presentan incompatibilidad en la aplicación del procedimiento de ajuste. En este trabajo se propone una metodología novedosa que demuestra la posible aplicación de la teoría de valores extremos a la metodología TTS. Ello permite reducir significativamente el número de parámetros necesarios para caracterizar el material viscoelástico, así como la incertidumbre causada por la actuación del usuario, garantizando, en cualquier caso, la compatibilidad en la transformación entre temperaturas. La metodología propuesta se aplica a la caracterización viscoelástica de un material polimérico, comparando los ajustes obtenidos mediante el modelo propuesto y los métodos convencionales. Los resultados muestran la versatilidad y el potencial de la nueva propuesta de modelo.

PALABRAS CLAVE: Viscoelasticidad, materiales dependientes del tiempo, caracterización de materiales.

ABSTRACT

The most significant variables influencing the behaviour of viscoelastic materials are time and temperature each other related through the well-known Time-Temperature Superposition (TTS) principle, which on turn define the parametric family of curves characterizing the material. Some of the current TTS methods, based on experimental fitting procedures are influenced by the criteria and experience of the user, and exhibit incompatibility in the application of the fitting procedure. In this work, a novel methodology is proposed that proves the feasibility of applying extreme value statistics theory to the TTS. This allows a significant reduction both of the number of parameters needed for material characterization as well as the uncertainty due to the influence assigned to the user, anyway ensuring compatibility in the temperature conversion. The methodology proposed is applied to viscoelastic characterization of a polymeric material, and the fittings provided by applying the proposed model and conventional methods. The results evidence the versatility and potentiality of the new model proposal.

KEYWORDS: Viscoelasticity, time-dependent materials, mechanical characterization.

INTRODUCCIÓN

El comportamiento mecánico de los materiales viscoelásticos es, al menos, dependiente del tiempo y de la temperatura. Por lo tanto, las propiedades mecánicas de estos materiales dependen de estas variables y, en la práctica, debe ser conocida la temperatura de trabajo, así como el tiempo de aplicación de las cargas.

Dada la posible amplitud de hipótesis de carga a la que pudiera estar sujeto el material se requeriría una caracterización compleja basada en un elevado número de ensayos experimentales, los cuales deberían cubrir cualquier condición de trabajo posible. Afortunadamente, muchos materiales viscoelásticos presentan un comportamiento reológicamente simple, es decir, se pueden relacionar las variables tiempo y temperatura a través del denominado Principio de Superposición-Temperatura-Tiempo (TTS), lo que reduce considerablemente el coste experimental. Este principio permite obtener una curva maestra para una temperatura de referencia mediante una única campaña experimental, en la que se realizan ensayos cortos (5-15 min) a diferentes temperaturas (ver Figura 1). Sin embargo, a pesar de constituir una herramienta eficiente para la obtención de las propiedades mecánicas de los materiales viscoelásticos, no se conoce un procedimiento automatizado que implemente dicho principio, por lo que la transformación o desplazamiento horizontal de las curvas cortas debe hacerse inicialmente por ajuste manual o mediante el uso de algoritmos de solapamiento para luego tratar de ajustar los factores de desplazamiento de cada curva, a_r , a un modelo matemático.



Figura 1. Esquema del proceso TTS para construir la curva maestra

Uno de los modelos más utilizados es el modelo de William-Landel-Ferry (WLF) [1]. Este modelo nace de observación experimental del patrón la de desplazamiento de las curvas en las zonas de transición vítrea y viscoelástica del material. Si bien es un modelo muy establecido, el ajuste al mismo es un proceso complejo que requiere, como ya se comentó, de la experiencia del usuario, por lo que es bastante frecuente ver modelos para el mismo material muy distintos. En este trabajo se analizará la compatibilidad que debe de tener un modelo TTS y se estudiará la misma para el modelo de WLF. Además, se presentará un modelo novedoso basado en modelos probabilísticos de valores extremos [2] que permite realizar el ajuste del modelo TTS de manera automática. Dicho modelo se aplica a la obtención de las curvas maestras de un polímero viscoelástico, como es el PVB

MODELIZACION VISCOELÁSTICA

2.1. Compatibilidad de un Modelo TTS

Un comportamiento reologicamente simple supone la existencia de una relación entre la respuesta del material, τ , a dos temperaturas diferentes, T y T_0 , tal que existe una cierta función a_{τ} que verifica:

$$a_T = \frac{\tau(T)}{\tau(T_0)} \tag{1}$$

La ecuación anterior puede ser interpretada como una ecuación funcional [3], [4] [5], lo que permite abordar la

modelización del fenómeno físico sin la necesidad de realizar ninguna asunción o hipótesis inicial [5]. Así por ejemplo, el modelo de WLF [1] requiere de la suposición de dependencia lineal entre la viscosidad del material y la temperatura para la obtención de su formulación del principio TTS [6].

La condición de compatibilidad para la trasformación de la respuesta de un material entre dos temperaturas T_1 y T_3 , dada por la función $a_{T_{31}}$, establece que para que dicha transformación sea independiente de la temperatura de referencia, se deberá de satisfacer la siguiente ecuación funcional:

$$a_T(T_1, T_3) = a_T(T_1, T_2) + a_T(T_2, T_3)$$
(2)

donde $T_1 + T_2 = T_3$, $\forall T_1, T_2, T_3$.

Por lo tanto, cualquier función de desplazamiento a_T entre dos temperaturas distintas deberá de satisfacer la condición de compatibilidad dada por la Ecuación (2), lo que implica que su forma funcional sea:

$$a_T(T_1, T_2) = m(T_2) - m(T_1)$$
(3)

para una cierta función arbitraria m(T) de variable T, $\forall T_1, T_2$.

A modo de aplicación de la condición de compatibilidad descrita anteriormente, se evaluará la idoneidad de la expresión de Williams-Landel-Ferry [1]:

$$\frac{-c_1(T_2 - T_0)}{-c_2 + T_2 - T_0} + \frac{-c_1(T_1 - T_0)}{-c_2 + T_1 - T_0} + \frac{-c_1(T_2 - T_1)}{-c_2 + T_2 - T_1} \neq 0$$
(4)

lo cual implicaría que $c_1 = 0$, por lo que la expresión de WLF no es válida matemáticamente, dado que no existen unas funciones $m(T_2), m(T_1)$ que satisfagan la condición de compatibilidad.

2.2. Propuesta de un Modelo Viscoelástico

Dada la forma sigmoidal, en escala doblemente logarítmica, de las curvas de relajación de los materiales viscolásticos, ver Figura 1 y Figura 2, parecería adecuado trabajar con modelos estadísticos de extremos, como los aplicados en fatiga por Castillo y Canteli [7], para ajustar el comportamiento viscoelástico. Con tal objetivo, el primer paso sería normalizar la curva viscoelástica del material, por ejemplo mediante la expresión:

$$E^{*} = \frac{\log\left(\frac{E}/E_{\infty}\right)}{\log\left(\frac{E_{0}}{E_{\infty}}\right)}$$
(5)

donde E^* sería el módulo normalizado cuya distribución se tratará de identificar y E_0 y E_{∞} serán constantes en escala logarítmica. De este modo, las curvas de relajación $E^* - t$, siendo t el tiempo, pueden ser asimiladas a curvas probabilísticas de supervivencia estrictamente decrecientes en el intervalo [0,1] con la variable tiempo, t, tal que:

$$E^* = G(t;T) \tag{6}$$

Además, si se aplica la ecuación funcional de traslación [3] para recoger el fenómeno de equivalencia tiempotemperatura, se tiene la siguiente relación:

$$E^* = G(t;T) = G(t - g(T))$$
(7)

por lo que se tienen dos grados de libertad para ajustar la familia de curvas $E^* = G(t;T)$, es decir, G(t) y la función arbitraria g(T), la cual será creciente con T.

Por lo tanto, si se asume que la familia de curvas de relajación sigue el principio del eslabón más débil, como fue formulado inicialmente [8], entonces deberá de satisfacer la siguiente ecuación funcional [9], [10]:

$$G(t;T) = G(t;T_1)^{N(T,T_1)}$$
(8)

cuya solución es:

$$G(t;T) = p(t)^{q(T)}; \quad N(T,T_1) = \frac{q(T_1)}{q(T)}$$
(9)

Dadas las relaciones anteriores, es posible proponer diferentes distribuciones de valores extremos, que satisfagan la condición de compatibilidad, y conduzcan a modelos que no dependen de la elección de una temperatura de referencia para la obtención de la curva maestra. En este trabajo se aplicará un modelo lognormal para la modelización del campo G(t,T).



Figura 2. Ejemplo de una familia de curvas maestras viscoelásticas para distintas temperaturas.

2.3. Modelo de Log-Normal Generalizada

Sea $X_1, X_2, ..., X_n$ una secuencia de *n* variables aleatorias independientes e idénticamente distribuidas (iid), tal que cada una de ellas siga una distribución normal generalizada $F(x) = P(X_i \le x)$, se tendrá que la distribución de la variable $Y_n = \max(X_1, X_2, ..., X_n)$, es decir, el estadístico de valor extremo de la secuencia, seguirá una función de distribución F_{max} tal que:

$$F_{max}(x) = F^{n}(x) = \left[\Phi(x)^{\alpha}\right]^{n} = \left[\left(\frac{\log(x) - \mu}{\sigma}\right)^{\alpha}\right] \quad (10)$$

dado que la distribución normal es estable respecto a la formación del máximo y del mínimo. Con ello, dado que la variable t considerada en estos modelos está definida en escala logarítmica, entonces $Y = \log(X)$ se dice que es una variable log-normal, con lo que el rango de esta distribución será $F^n(x) \in [0, +\infty]$, estando justificado su uso para la modelización de módulos viscoelásticos. Aplicando entonces la propiedad de cambio de escala establecida por la Ecuación (8) a la distribución lognormal, dado que la distribución log-normal es reproductiva frente a cambios de escala, resulta:

$$\left[\Phi(x)\right]^{n} = \Phi\left[\frac{\log(x) - (\mu - \sigma \log Q(T))}{\sigma}\right]^{\alpha}$$
(11)

De esta forma, la expresión de los coeficientes de desplazamiento a_T vendrá dada por el cambio en el factor de localización de la distribución:

$$\Delta \log t = \sigma \log Q(T) \tag{12}$$

Para obtener un ajuste de esta distribución se utilizará el papel probabilístico de la distribución log-normal:

$$\min\left\{\sum_{i=l,k=l}\left[\frac{\log E_{ki} - E_{\infty}}{E_0 - E_{\infty}} - \left(1 - \Phi\left(\frac{\log t_{ki} - (\mu - \sigma \log Q(T_k))}{\sigma}\right)\right)^{\alpha}\right]^2\right\}$$
(13)

Finalmente y de acuerdo a la propiedad de traslación comentada anteriormente, la obtención de la curva maestra se hará de forma analítica con los factores Q obtenidos en el ajuste de los datos experimentales al modelo viscoelástico log-normal. De esta forma, el módulo viscoelástico E^* para todo su rango de tiempo t y a una cierta temperatura T se obtendrá a partir de la transformación de las curvas parciales dada por la siguiente ecuación funcional:

$$E^{*}(t,T) = E^{*}(t - a_{T}(T,T_{0}),T_{0})$$
(14)

donde $a_T(T,T_0)$ será:

$$a_T(T,T_0) = \delta[\log(Q_0) - \log(Q_T)]$$
(15)

De la misma forma, dado que se ha logrado obtener una expresión analítica para el módulo viscoelástico E^* a través de la distribución propuesta de log-normal, se podrá obtener el módulo viscoelástico a cualquier temperatura a partir de la siguiente expresión:

$$E^{*}(t,T) = \Phi \left[\frac{\log(x) - (\mu - \sigma \log Q(T))}{\sigma} \right]^{\alpha}$$
(16)

PROGRAMA EXPERIMENTAL

En trabajos anteriores, los autores han realizado una campaña experimental con un material termoplástico amorfo viscoelástico, PVB (Polyvinyl butyral), con un comportamiento viscoelástico lineal [11]. Se realizaron ensayos de tracción a 8 temperaturas en un viscoelasticímetro DMA RSA3 (ver Figura 3).

El rango de temperaturas ensayadas fue de -25 a 40 °C y el tiempo de ensayo fue de aproximadamente 10 minutos para cada temperatura.

Para la construcción de la curva maestra experimental mediante el modelo WLF se utilizó el software T.A. Orchestrator de la casa TA Instruments. Por otro lado el ajuste de los datos experimentales al modelo propuesto y el tratamiento de los datos se realizó mediante MATLAB y GAMS.



Figura 3. Ejemplo de una familia de curvas maestras viscoelásticas para distintas temperaturas.

RESULTADOS EXPERIMENTALES

A partir de los ensayos experimentales se obtienen las curvas cortas a cada una de las temperaturas ensayadas. La familia de curvas obtenida se presenta en la Figura 4. En la figura se puede ver cómo a medida que aumenta la temperatura, el módulo del material es más bajo, comportamiento esperable en un material viscoelástico. Es importante remarcar como en estos materiales, en una ventana de temperaturas reducida, se puede tener una caída del módulo significativa que no se puede despreciar. Así en el caso del PVB desde unos 5° C hasta unos 30° C el módulo disminuye casi 3 órdenes de magnitud.



Figura 4. Resultados experimentales a varias temperaturas del PVB

A partir de los datos experimentales y con ayuda del software TA Orchestrator se hace un primer solapamiento de las curvas cortas y se ajusta el módelo de WLF para obtener la curva maestra del material. Los factores de desplazamiento para el TTS se presentan en la Figura 5. De la figura se puede observar cómo el ajuste del modelo no es satisfactorio aun cuando el solape obtenido en las curvas, ver Figura 6, se puede considerar adecuado.



Figura 5. Factores de desplazamiento y modelo de WLF para el PVB $T_{ref} = 20 \circ C$



Figura 6. Curva maestra experimental obtenida mediante solapamiento de las curvas cortas a distinta temperatura.

Este fenómeno suele ser habitual dado que el modelo de WLF tiene unas limitaciones de aplicación [11] y, sólo es capaz de ajustar las curvas a temperaturas superiores a la transición vítrea del material, unos 8° C en el caso del PVB. Es decir, de los factores de desplazamientos a_T que se ven en la Figura 6, sólo se debería de ajustar el modelo desde la curva de 10° C. Esto supone una limitación importante del modelo dado que no cubre toda la curva de relajación del material y dificulta también el ajuste completo de los factores de desplazamiento.

A partir de los datos experimentales de ajuste el modelo viscoelástico log-normal propuesto (Ec.(16)). Las curvas obtenidas tras ajustar el modelo para cada una de las temperaturas se muestran en la Figura 7 conjuntamente con las curvas experimentales.



Figura 7. Superposición de los resultados experimentales (puntos), con las curvas analíticas normalizadas según el modelo de log-Normal.

Aunque en la Figura 7 se puede ver que el ajuste entre el modelo viscoelástico log-normal y los resultados experimentales presenta un cierto error, sobre todo, para las curvas de mayor temperatura, hay que destacar que el modelo log-normal propuesto proporciona una curva continua, es decir, está ajustando un único modelo que se debe de ajustar a todas las curvas individuales. Con lo cual, cualquier error de los resultados experimentales, no va a poder ser reproducido por el modelo. Este hecho se pone de manifiesto en la curva obtenida por solapamiento, Figura 6, donde se puede apreciar que los solapes entre principio y final de cada curva con la anterior o siguiente no son perfectos. La curva maestra completa obtenida del ajuste del modelo viscoelástico log-normal se presenta en la Figura 8 conjuntamente con la obtenida mediante el modelo inicial de WLF. De la Figura 8 se puede ver cómo el modelo viscoelástico lognormal propuesto es capaz de crear la curva maestra para todo el rango de temperaturas, eliminando así la limitación del modelo de WLF. Esto permite obtener la familia de curvas completas para todo el rango de temperaturas ensayadas. Las curvas se obtienen en el modelo viscoelástico log-normal a través de los factores de desplazamiento Q(T) (ver Figura 9).



Figura 8. Curva obtenida mediante el ajuste del modelo viscoelástico log-normal para 20° C



Figura 9. Factor Q(T) para el modelo ajustado log-normal.

CONCLUSIONES

Las principales conclusiones del presente trabajo son las siguientes:

1. A través de ecuaciones funcionales se ha formulado una relación que permite identificar si un modelo TTS presenta compatibilidad para poder reproducir desplazamientos adecuados de las curvas viscoelásticas.

2. Se ha planteado y validado un modelo viscoelástico basado en un modelo probabilístico log-normal.

3. El ajuste del modelo propuesto requiere únicamente de las curvas experimentales del material y elimina la etapa de ajuste inicial por solapamiento necesaria en los modelos TTS, en particular en el modelo de WLF, que puede introducir un error de usuario significativo.

4. El modelo propuesto se ajusta en todo el rango de temperaturas del material, lo que facilita la obtención de la familia completa de curvas viscoelásticas del mismo. Esto representa una importante ventaja con respecto a otros modelos TTS, en los que habitualmente se realiza un ajuste inadecuado con el fin de cubrir el conjunto de temperaturas de trabajo del material.

AGRADECIMIENTOS

Los autores de este trabajo desean agradecer al Ministerio de Economía y Competitividad del Gobierno de España la financiación del Proyecto DPI2016-80389-C2-2-R de cuyos resultados se deriva este trabajo.

REFERENCIAS

- M. Williams, R. Landel and J. Ferry, "The temperature dependence of relaxation mechanisms in amorphous polymers and other glass-forming liquids," *Journal of the American Chemical Society*, no. 77, pp. 3701-3707, 1955.
- [2] E. Castillo, A. S. Hadi, N. Balakrishnan and J. M. Sarabia, Extreme value and related models with

applicatiosn in Engineering and Sciente, Wiley, 2005.

- [3] J. Aczél, Lectures on Functional Equations, Primera ed., Academic Press, 196.
- [4] E. Castillo, A. Iglesias and R. Ruiz-Cobo, Functional Equations in Applied, Primera ed., Elsevier Science, 2004.
- [5] J. Galambos, "The role of functional equations in stochastic model bulding," *Aequationes*, no. 25, pp. 21-41, 1982.
- [6] J. D. Ferry, Viscoelastic Properties of Polymers, John Wiley & Sons, 1980.
- [7] E. Castillo and A. Fernández Canteli, A unified statistical methodology for modeling fatigue damage, Springer Netherlands, 2009.
- [8] B. Gross, "Time-temperature superposition principle in relaxation theory," *Journal of Applied Physics*, no. 40, p. 3397, 1969.
- [9] J. L. Bogdanoff and F. Kozin, "Effect of length on fatigue life of cables," *J. Engrg. Mech*, vol. 6, no. 113, pp. 925-940, 1987.
- [10] R. Picciotto, *Tensile fatigue characteristics of sized polyester/viscose yarn and their effect on weaving performance*, Universidad de Carolina del Norte: Master Thesis, 1970.
- [11] F. Pelayo, M. Lamela-Rey, M. Muniz-Calvente, M. López-Aenlle, A. Álvarez-Vázquez and A. Fernández-Canteli, "Study of the timetemperature-dependent behaviour of PVB: Application to laminated glass elements".
- [12] R. Fisher and L. Tippett, "Limiting forms of the frequency distribution of the largest or smallest member of a sample," *Mathematical Proceedings* of the Cambridge Philosophical Society, vol. II, no. 24, pp. 180-190, 1928.

SIMETRÍA O NO SIMETRÍA EN EL FALLO DE LA INTERFASE FIBRA-MATRIZ. ESTUDIO DE INTERFASES ELÁSTICAS EN EL MARCO DE LA MECÁNICA DE LA FRACTURA FINITA.

Mar Muñoz-Reja, Luis Távara, Vladislav Mantič

Grupo de Elasticidad y Resistencia de Materiales, Escuela Técnica Superior de Ingeniería, Universidad de Sevilla, Camino de los Descubrimientos s/n, 41092 Sevilla, España *Persona de contacto: mmunozreja@us.es

RESUMEN

El presente trabajo estudia, a través de un criterio propuesto recientemente, el despegue producido en la interfase de un sistema fibra-matriz de un material compuesto. Este criterio se basa en el Modelo de Interfase Elástica Lineal-Frágil (LEBIM) combinado con un enfoque de la Mecánica de la Fractura Finita (FFM), donde se acoplan adecuadamente los criterios de tensión y de energía. Se presta especial atención al estudio sobre la simetría, en el comienzo y el desarrollo del fallo de la interfase, en una muestra aislada de una única fibra cargada bajo tensión transversal unidireccional. En el trabajo se considera un sistema de material compuesto común: fibra de vidrio y matriz epoxi. La presente metodología utiliza un código del Método de Elementos de Contorno 2D (MEC) para llevar a cabo el análisis del fallo de la interfase. Los resultados del estudio muestran que una configuración no simétrica de la grieta en la interfase (despegue únicamente por un lado de la fibra) se produce para una carga crítica remota menor que para el caso simétrico (despegues por ambos lados de la fibra). Por lo tanto, se opta por la solución no simétrica que coincide con las evidencias experimentales publicadas.

PALABRAS CLAVES: Grieta de interfase, Modelo de Interfase Elástica Lineal-Frágil, Mecánica de la Fractura Finita, Composites.

ABSTRACT

In this work, the failure of the fiber-matrix interface is studied using a newly proposed criterion. This criterion is based on the Linear Elastic Brittle Interface Model (LEBIM) and the Finite Fracture Mechanics (FFM) approach. The problem of the debond onset and growth along the fiber-matrix interface for a single-fiber case under uniaxial transverse tension is studied. Special attention is given to the discussion about the symmetry of the crack onset and growth. The results presented in this work show that the non-symmetrical crack configuration can be produced by a lower critical remote load than the symmetrical crack configuration, which matches with the published experimental evidences. A 2D Boundary Element Method (BEM) code is used for this study.

KEYWORDS: Interface crack, LEBIM, Finite Fracture Mechanics, Composites.

1. INTRODUCCIÓN

En las estructuras de materiales compuestos aparecen multitud de interfases, a diferentes escalas, y la caracterización de estas interfases juega un papel muy importante para garantizar la calidad de estos materiales. En el presente trabajo se estudia la fractura en una de estas interfases, concretamente el despegue que se produce en la interfase entre la fibra y la matriz de un sistema unifibra bajo una carga transversal. Se presta especial atención a la diferencia entre un inicio del despegue simétrico y no simétrico [1, 2, 3]. Recientemente, se ha publicado un criterio de fallo basado en la hipótesis de FFM y el acoplamiento entre los criterios energético y tensional [4, 5] aplicado al problema estudiado aquí, pero considerando una interfase perfecta entre fibra y matriz [6, 7].

Para modelar el comportamiento de la interfase se ha elegido el modelo de interfase elástica lineal-frágil (LEBIM), el cual representa la interfase como una distribución de muelles elásticos y lineales [8], antes de que ocurra la rotura de estos muelles. El LEBIM ha demostrado describir adecuadamente el inicio y la propagación de los despegues a lo largo de las interfases entre la matriz y la fibra [8, 9]. Sin embargo, para interfases muy rígidas, las predicciones de LEBIM pueden no coincidir con las evidencias experimentales. Por esta razón, el LEBIM se encuentra actualmente en estudio con el fin de encontrar una manera de mejorarlo. Recientemente, el enfoque de FFM se aplicó en las interfases elásticas lineales con el objetivo de mejorar la caracterización de una interfaz modelada por LEBIM en modo II puro [10]. Además, los autores también propusieron un enfoque de FFM que incluye el LEBIM en condiciones de fractura en modo mixto [11].

2. PROBLEMA UNIFIBRA.

Se ha considerado un estado deformación plana para el estudio del sistema unifibra bajo cargas transversales unia-

xiales. En el estado inicial, se ha supuesto una interfase sin daños, para posteriormente, aplicarle a la matriz una tensión remota uniaxial, σ_x^{∞} , en la dirección x. Debido a esta carga, por lo general, puede ocurrir una de las siguientes posibilidades mostradas en la figura 1: que se produzca un despegue (fallo no simétrico) o que se produzcan dos despegues a la vez (fallo simétrico).



Figura 1: Descripción de los tipos de fallos que se pueden producir en un problema unifibra.

Como las dos configuraciones planteadas son simétricas con respecto al eje x, unicámente se ha estudiado la mitad superior de la geometría para la configuración de un único despegue (n=1). Mientras que para la configuración de los dos despegues a la vez (n=2), se ha planteado una cuarta parte de la misma geometría. Además se ha definido el ángulo polar $\theta_d \ge 0$ como el semi-ángulo del despegue. Para poder comparar los resultados obtenidos con los ya publicados en [1], se ha utilizado un sistema vidrio-epoxi, suponiendo los dos materiales elásticos, isótropos y lineales, con las siguientes propiedades mecánicas de la matriz: E_m =2.79 GPa, v_m =0.3; y de la fibra: E_m =70.8 GPa, v_m =7.5.

3. FFM APLICADA AL LEBIM.

En el criterio acoplado basado en la FFM se requiere la verificación del criterio energético y del tensional, simultáneamente, para iniciar y propagar el despegue en la interfase de dos sólidos. Representando cada uno de ellos una condición necesaria pero no suficiente para que el fallo pueda producirse.

3.1. Modelo interfase elástica lineal y frágil (LEBIM).

En el LEBIM, el vector tensión es directamente proporcional a los desplazamientos relativos y a la rigidez del muelle. Por tanto, un punto no dañado de la interfase y con posición x seguirá las leyes $\sigma(x) = k_n \delta_n(x)$ y $\tau(x) = k_t \delta_t(x)$, donde σ y τ son las tensiones normal y tangencial, δ_n y δ_t son los desplazamientos relativos normal y tangencial, y k_n y k_t son la rigideces normal y tangencial. Entonces, la Tasa de Liberación de Energía (ERR) se puede definir como la energía (por unidad de área) almacenada en un muelle [8] y liberada durante su rotura:

$$G(x) = G_{I}(x) + G_{II}(x), \begin{cases} G_{I}(x) = \frac{\langle \sigma(x) \rangle_{+} \langle \delta_{n}(x) \rangle_{+}}{2} = \frac{\langle \sigma(x) \rangle_{+}^{2}}{2k_{n}}, \\ G_{II}(x) = \frac{\tau(x) \delta_{I}(x)}{2} = \frac{\tau^{2}(x)}{2k_{I}}, \end{cases}$$
(1)

donde $\langle \cdot \rangle_+ = \frac{(\cdot)+|\cdot|}{2}$ denota la parte positiva de un numero real. Se puede observar que en la ecuación anterior únicamente se utilizan las tensiones normal y tangencial para definir la ERR. Por consiguiente, $G = G_{II}$ cuando existen tensiones normales de compresión. La mixticidad del modo de fractura puede definirse mediante el ángulo $\psi[8]$:

$$\tan \psi = \sqrt{\xi^{-1}} \frac{\tau}{\sigma}, \text{ para } -\pi \le \psi \le \pi, \text{ con } \xi = \frac{k_t}{k_n}$$
(2)

3.2. Criterio energético

En este estudio se ha seguido el siguiente criterio energético [6, 7]:

$$\int_0^{\Delta a} G(a) \, \mathrm{d}a \ge \int_0^{\Delta a} G_c(\psi(a)) \, \mathrm{d}a, \tag{3}$$

donde Δa es un avance determinado del despegue y G(a) es el ERR en fondo de la grieta para un muelle no dañado y posicionado en x = a [8, 12]. En dicha posición se determina $\sigma(a)$ y $\tau(a)$ para definir la ERR según (1). $G_c(\psi(a))$ es la tenacidad a la fractura asociada al muelle en la posición x = a.

Para este problema particular [6, 7], se pueden escribir la G(a) y $G_c(\psi(a))$ como dos funciones adimensionales, $\hat{G}(\theta_d)$ y $\hat{G}_c(\psi(\theta_d))$, correspondientemente.

$$G(a) = \frac{(\sigma_x^{\infty})^2 r}{E^*} \hat{G}(\theta_d), \tag{4}$$

$$G_c(\psi(a)) = \bar{G}_{Ic}\hat{G}_c(\psi(\theta_d)), \tag{5}$$

En (4), se define E^* como la media armónica de los módulos elásticos efectivos entre la fibra y la matriz, y *r* como el radio de la fibra. En (5), $\bar{G}_{Ic} = \frac{\sigma_{max}^2}{2k_n}$ es la tenacidad a la fractura en modo I puro, y σ_{max} es la tensión normal máxima asociada al criterio energético [10]. La función adimensional $\hat{G}_c(\psi(\theta_d))$ usada en este trabajo es similar a la propuesta por Hutchinson y Suo[13].

$$\hat{G}_{c}(\psi(\theta_{d})) = 1 + \tan^{2}(1-\lambda)\psi(\theta_{d}),$$

con $|\psi| < \bar{\psi}_{a}(\lambda), \quad 0 \le \lambda \le 1,$
donde $\bar{\psi}_{a}(\lambda) = \min\{\psi_{a}(\lambda), \pi\} \quad y \quad \psi_{a}(\lambda) = \frac{\pi}{2(1-\lambda)}.$
(6)

 λ es el parámetro de sensibilidad al modo de fractura, cuyos valores comprendidos entre $0.2 \le \lambda \le 0.3$ definen una dependencia, moderadamente fuerte, de la interfase. En este estudio se ha utilizado $\lambda = 0.3$.

Puede quedar expresado el criterio energético con la función adimensional $g(\Delta \theta)$:

$$\frac{(\sigma_x^{\infty})^2 r}{\bar{G}_{Ic} E^*} \ge g(\Delta \theta) = \frac{\int_0^{\Delta \theta} \hat{G}_c(\psi(\theta_d)) \, \mathrm{d}\theta_d}{\int_0^{\Delta \theta} \hat{G}(\theta_d) \, \mathrm{d}\theta_d} \tag{7}$$

3.3. Criterio tensional

Para garantizar el inicio y avance de la grieta, además del criterio energético definido en (3), se debe cumplir el criterio tensional en el segmento finito no dañado (arco circular) que comprende desde x = 0 a $x = \Delta a$. El criterio tensional usado en este estudio [4] puede ser escrito como:

$$\frac{t(x)}{t_c(\psi(x))} \ge 1, \quad \text{para todo } 0 \le x \le \Delta a, \tag{8}$$

donde

$$t(x) = \sqrt{\sigma^2(x) + \tau^2(x)},$$

$$t_c(\psi(x)) = \sqrt{\sigma_c^2(\psi(x)) + \tau_c^2(\psi(x))}.$$
(9)

Se puede observar que el módulo del vector tensión crítico t_c , así como la resistencia a la fractura definida previamente (G_c), dependen de la mixticidad del modo de fractura en el punto analizado x. La tensiones normal y tangencial críticas pueden ser formuladas en función de la tensión critica en modo I puro ($\overline{\sigma}_c$) [8, 14]:

$$\sigma_{c}(\psi(x)) = \bar{\sigma}_{c} \sqrt{\hat{G}_{c}(\psi(x))} \cdot \begin{cases} \cos \psi(x), & |\psi| \leq \frac{\pi}{2}, \\ -|\cot \psi(x)|, & |\psi| \geq \frac{\pi}{2}, \end{cases}$$

$$\tau_{c}(\psi(x)) = \bar{\sigma}_{c} \sqrt{\xi} \sqrt{\hat{G}_{c}(\psi(x))} \cdot \begin{cases} \sin \psi(x), & |\psi| \leq \frac{\pi}{2}, \\ \operatorname{sign}\psi(x), & |\psi| \geq \frac{\pi}{2}. \end{cases}$$

(10)

Por tanto, siguiendo el mismo procedimiento que con el criterio energético, se puede expresar la condición del criterio tensional de forma adimensional, utilizando los módulos del vector tensión t(x) y el vector tensión critico $t_c(\psi(x))$:

$$t(x) = \sigma_x^{\infty} \hat{t}(\theta_d), \tag{11}$$

$$t_c(\psi(x)) = \bar{\sigma}_c \hat{t}_c(\psi(\theta_d)). \tag{12}$$

Así, el criterio tensional para un avance finito de grieta en $\Delta \theta$, puede expresarse como:

$$\frac{\sigma_x^{\infty}}{\bar{\sigma}_c} \ge s(\Delta\theta) = \frac{\hat{t}_c(\psi(\Delta\theta))}{\hat{t}(\Delta\theta)},\tag{13}$$

donde se ha tenido en cuenta el hecho de que la función $s(\Delta \theta)$ es creciente.

3.4. Criterio acoplado.

Una manera de formular el criterio acoplado de FFM + LEBIM, aplicado en el presente estudio, es utilizando un parámetro característico adimensional definido adecuadamente como en [10, 11]. Este parámetro para el modo de fractura I puro se define como:

$$\mu = \frac{2k_n \bar{G}_{lc}}{\bar{\sigma}_c^2} = \frac{\sigma_{\max}^2}{\bar{\sigma}_c^2},\tag{14}$$

donde σ_{max} and $\bar{\sigma}_c$ son la tensión máxima y critica asociadas a los criterios energético y tensional, respectivamente. Por tanto, para $\mu = 1$, el presente modelo revierte al LEBIM original. Sin embargo, cuando μ aumenta, para unos valores fijos de \bar{G}_{Ic} y $\bar{\sigma}_c$, la rigidez de la interfase también crece, llegando a ser una interfase perfecta (rígida) para $\mu \to \infty$. Como se puede ver en las secciones anteriores, la tenacidad a la fractura, la tensión crítica y la rigidez de la interfase, son independientes para este criterio FFM+LEBIM. Recordemos, que estás características son todas dependientes en el LEBIM original.

Para reescribir el criterio energético (7) de una forma similar al criterio tensional (13), se puede utilizar un parámetro denominado número de fragilidad [6]:

$$\gamma = \frac{1}{\bar{\sigma}_c} \sqrt{\frac{\bar{G}_{Ic} E^*}{r}}.$$
 (15)

Entonces, el criterio energético (7) puede tomar la forma:

$$\frac{\sigma_x^{\infty}}{\bar{\sigma}_c} \ge \gamma \sqrt{g(\Delta\theta)}.$$
(16)

Combinando (13) y (16), el criterio de FFM acoplado puede presentarse como:

$$\frac{\sigma_x^{\infty}}{\bar{\sigma}_c} \ge \frac{\sigma_c^{\infty}}{\bar{\sigma}_c} = \min_{\Delta\theta} \max\left\{s(\Delta\theta), \gamma \sqrt{g(\Delta\theta)}\right\}, \quad (17)$$

donde mínimo se alcanza para el avance finito de grieta predicho por el criterio acoplado: $\Delta \theta = \theta_c$.

En la tabla 1 se muestran las propiedades necesarias para caracterizar la interfase adecuadamente en el modelo actual de FFM+LEBIM. Observando los parámetros adimensionales μ y γ , incluidos en la tabla, y nuestro criterio de fallo (17), se puede deducir que γ modula la influencia de los dos criterios (energético y tensional), gobernando así, la transición desde los sistemas frágiles (para valores de γ pequeños) a los sistemas tenaces (para valores de γ

$\bar{\sigma}_{c}$ (MPa)	$\bar{G}_{Ic}(\frac{\mathrm{J}}{\mathrm{m}^2})$	$k_n(\frac{\text{MPa}}{\mu \text{m}})$	k_t/k_n	μ	γ
25	10	16200	0.25	518.4	3.58
30	10	16200	0.25	360	2.98
35	10	16200	0.25	264.5	2.56
60	10	16200	0.25	90	1.49
200	10	16200	0.25	8.1	0.45

Tabla 1: Propiedades de la interfase.

grandes). Es interesante introducir la relación entre μ y γ a partir de las ecuaciones (14) y (15), obteniendo:

$$\mu = \frac{2k_n r}{E^*} \gamma^2. \tag{18}$$

4. DISCRETIZACIÓN NUMÉRICA

Para garantizar el crecimiento de la grieta con ese criterio acoplado se necesita resolver una serie de problemas lineales, a medida que avanza la grieta. Estos problemas lineales se resuelven con un código de elementos de contorno [15], que incluye la caracterización de la interfase como LEBIM [8, 14] mediante la aplicación adecuada de condiciones de contorno.

El modelo está definido por un radio de fibra $r = 7.5 \mu m$ y una matriz cuadrada que tiene unas dimensiones 2H con H/r=200/3. Donde el tamaño del elemento en la interfase está definido por el ángulo polar 0.1° .

5. RESULTADOS NUMÉRICOS

En la presente sección, se presentan los resultados obtenidos al aplicar la FFM en las interfases elásticas, y se compararan dichos resultados con los publicados para interfases perfectas [2].

En primer lugar, se considera el criterio energético a través de la función adimensional $g(\Delta \theta, n)$ definida en (7), la cual puede interpretarse como la resistencia contra el comienzo del despegue en la interfase, cuando se aplica este criterio. Para este problema, $g(\Delta \theta, n)$ está en función del avance de la grieta, en términos del semiángulo de despegue $\Delta \theta$, y del número de despegues (n = 1, 2). Las funciones $g(\Delta \theta, n)$ se representan en la figura 2, la cual muestra que $g(\Delta \theta, 1)$ es más pequeña que $g(\Delta \theta, 2)$. La diferencia entre sus valores aumenta a medida que crece $\Delta \theta$, lo cual puede explicar el efecto de escudo que produce los dos despegues en grietas grandes. Estas gráficas también incluyen los resultados previos, para interfases perfectas, obtenidos en [2] (líneas discontinuas). Las líneas verdes representa la configuración de un único despegue, mientras que las líneas naranjas representan la configuración de dos despegues. Para ambas configuraciones, $g(\Delta \theta, n)$ disminuye hasta un valor mínimo $\theta^{E}_{mín}$, los cuales son similares a los obtenidos para interfases perfectas[2].



Figura 2: Función adimensional $g(\Delta \theta, n)$ (7), que representa la resistencia al inicio del despegue, debido al criterio energético, en función del propio avance del despegue $\Delta \theta$.

Se puede observar que, para valores intermedios de $\Delta\theta$, los resultados obtenidos usando interfases elásticas son muy parecidos a los utilizados al modelar interfases perfectas. Sin embargo, los resultados difieren para pequeños y grandes valores de $\Delta\theta$. Estas diferencias, para pequeños valores de $\Delta\theta$, es debido al hecho de que las interfases elásticas permiten deslizamientos relativos en la zona previa al inicio de la grieta, mientras que para interfases perfectas este comportamiento no está permitido. Y las diferencias para valores grandes de $\Delta\theta$, está justificada por los distintos modelos de contacto que se utilizan para interfases perfectas y elásticas. El contacto de Signorini se usa para el modelo de la interfase perfecta, y sin embargo en la interfase elástica se utiliza la condición de contacto por penalti.

En segundo lugar, la función $s(\Delta\theta)$ proporciona una tensión remota mínima necesaria para originar el despegue de acuerdo con el criterio tensional. Como este criterio se basa en el estado inicial elástico, ambas configuraciones, con uno o dos despegues, son equivalentes.

Entonces, para originar un despegue θ_c en la interfase se debe aplicar una tensión crítica remota σ_c^{∞} , deducida de (17). Como este valor crítico σ_c^{∞} será el mínimo que se cumpla para los dos criterios, pueden ocurrir los dos escenarios siguientes:

• Escenario C (acoplado): Si las dos curvas tienen un punto de intersección para $\Delta \theta < \theta_{\min}^{E}$, la tensión crítica remota necesaria para el inicio del despegue, σ_{c}^{∞} , es dada por el propio punto de intersección ($\theta_{c}, s(\theta_{c}) = \gamma \sqrt{g(\theta_{c}, n)}$). Ver figura 3.



Figura 3: Escenario C para $\bar{\sigma}_c = 60(MPa)$, $\bar{G}_{Ic} = 10(J/m^2)$, $\mu = 90$ y $\gamma = 1.49$.



Figura 4: Escenario E para $\bar{\sigma}_c = 25(MPa)$, $\bar{G}_{Ic} = 10(J/m^2)$, $\mu = 518.4$ y $\gamma = 3.58$.

• Escenario E (energético): Si las dos curvas no tienen ningún punto de intersección para $\Delta \theta < \theta_{\min}^{E}$, la carga crítica remota σ_{c}^{∞} , estará definida por el valor mínimo de $g(\Delta \theta)$. Ver figura 4.

El semi-ángulo crítico θ_c se define como el semi-ángulo de despegue que se produce en el instante de inicio de la grieta, mientras que el semi-ángulo de frenado θ_a es el semi-ángulo de despegue que se produce para un crecimiento inestable de la grieta [7]. Si en el inicio de la grieta no se produce un crecimiento inestable entonces $\theta_a = \theta_c$.

 θ_c y θ_a son representados en la figura 5, para interfases perfectas e interfases elásticas, como función de γ y el tipo de configuración del despegue de la interfase (simétrico o no simétrico). En esta figura, las líneas (tanto continuas como punteadas) representan resultados para interfaces perfectas [8], mientras que los puntos representan resultados para interfaces elásticas lineales. Las líneas continuas están asociadas a semi-ángulos críticos, mientras que las líneas discontinuas representan semi-ángulos de frenado. El color verde corresponde a la configuración de un despegue, y el color naranja corresponde a configuración de dos despegues.



Figura 5: Semi-ángulo crítico θ_c y semi-ángulo de frenado θ_a en función de γ .



Figura 6: Carga crítica remota σ_c^{∞} para los dos posibles configuraciones de despegue.

Es interesante observar que los resultados del θ_c son muy

similares en las interfaces elástica y perfecta, para cualquier valor de γ . Sin embargo en los resultados obtenidos para los diferentes modelos de interfases, se observa que el θ_a difieren cuando los valores de γ son pequeños mientras que son muy similares al aumentar los valores de γ .

La figura 6 muestra $\sigma_c^{\infty}/\bar{\sigma}_c$ en función de γ para las dos configuraciones de despegue. Los valores de σ_c^{∞} son bastantes constantes para valores pequeños de γ (escenario C), pero crece rápidamente para $\gamma \ge 1$, tanto para interfases perfectas como para interfases elásticas [2]. Realmente, $\sigma_c^{\infty}/\bar{\sigma}_c$ es una función lineal del γ para valores de γ suficientemente grandes (escenario E).

6. CONCLUSIONES

Cuando se aplican los criterios energético y tensional acoplados, bajo el marco de la FFM, al problema clásico del despegue de la interfase entre la fibra y la matriz (considerando una interfase elástica) bajo una carga uniaxial transversal, muestra que la configuración dominante de despegue es la no simétrica. La causa de este comportamiento se encuentra en el criterio energético, que manifiesta el efecto escudo de la configuración simétrica para ángulos de despegue relativamente grandes.

Se ha utilizado un código BEM, desarrollado por los autores y colaboradores [14, 15], para calcular los estados elásticos necesarios y la tasa de energía liberada asociada a los diferentes configuraciones de despegues. Además se debe añadir que en el código utilizado se ha tenido en cuenta la posibilidad de contacto entre las superficies despegadas.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer la financiación de la Junta de Andalucía (Proyecto de Excelencia P12-TEP-1050), y del Ministerio de Economía y Competitividad y el Fondo Europeo de Desarrollo Regional (Proyectos MAT2015-71036-P y MAT2015-71309-P).

REFERENCIAS

- I.G. García, V. Mantič, E. Graciani. Debonding at the fibre-matrix interface under remote transverse tension. One debond or two symmetric debonds? *European Journal of Mechanics A/Solids*, 53:75–88, 2015.
- [2] I.G. García, V. Mantič, E. Graciani. A model for the prediction of debond onset in spherical-particlereinforced composites under tension. Application of a coupled stress and energy criterion. *Composites Science and Technology*, **106**:60–67, 2015.

- [3] M. Muñoz Reja, L. Távara, V. Mantič. Symmetrical or Non-Symmetrical Debonds at Fiber-Matrix Interfaces: A Study by BEM and Finite Fracture Mechanics on Elastic Interfaces. *Journal of Multiscale Modelling*, 8, 2017.
- [4] D. Leguillon. Strength or toughness? a criterion for crack onset at a notch. *European Journal of Mecha*nics A/Solids, 21:61–72, 2002.
- [5] P. Cornetti, N. Pugno, A. Carpinteri, D. Taylor. Finite fracture mechanics: a coupled stress and energy failure criterion. *Engineering Fracture Mechanics*, 73:2021–2033, 2006.
- [6] V. Mantič. Interface crack onset at a circular cylindrical inclusion under a remote transverse tension. Application of a coupled stress and energy criterion. *International Journal of Solids and Structures*, 46:1287–1304, 2009.
- [7] V. Mantič, 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.
- [8] V. Mantič, L. Távara, A. Blázquez, E. Graciani , F. París. A linear elastic - brittle interface model: Application for the onset and propagation of a fibre-matrix interface crack under biaxial transverse loads. *International Journal of Fracture*, **195**:15– 38, 2015.
- [9] L. Távara, V. Mantič, E. Graciani, F. París. Modelling interfacial debonds in unidirectional fibre reinforced composites under biaxial transverse loads. *Composite Structures*, **136**:305–312, 2016.
- [10] P. Cornetti, V. Mantič, A. Carpinteri. Finite fracture mechanics at elastic interfaces. *International Jour*nal of Solids and Structures, 49:1022–1032, 2012.
- [11] M. Muñoz Reja, L. Távara, V. Mantič, P. Cornetti. Crack onset and propagation at fibre-matrix elastic interfaces under biaxial loading using finite fracture mechanics. *Composites Part A*, 82:267–278, 2016.
- [12] S. Lenci. Analysis of a crack at a weak interface. *International Journal of Fracture*, **108**:275–290, 2001.
- [13] J.W. Hutchinson, Z. Suo. Mixed mode cracking in layered materials. *Advances in Applied Mechanics*. 29:63–191, 1992.
- [14] L. Távara, V. Mantič, E. Graciani, F. París. BEM analysis of crack onset and propagation along fibermatrix interface under transverse tension using a linear elastic-brittle interface model. *Engineering Analysis with Boundary Elements*, **35**:207– 222, 2011.
- [15] E. Graciani, V. Mantič, F. París, A. Blázquez. Weak formulation of axi-symmetric frictionless contact problems with boundary elements: Application to interface cracks. *Computer and Structures*, 83:836– 855, 2005.

INFLUENCE OF CRITICAL DISTANCE IN GMTS CRITERION ON VALUES OF INITIATION CRACK ANGLE IN C 50/60 CONCRETE

INFLUENCIA DE LA DISTANCIA CRÍTICA EN EL CRITERIO MTTG EN LOS VALORES DEL ANGULO DE INCIACIÓN DE LA GRIETA EN HORMIGÓN C 50/60

S. Seitl^{1*}, P. Miarka¹

¹Faculty of Civil Engineering, Brno University of Technology, Veveri 331/95, 602 00, Brno, Czech Republic, *Persona de contacto: <u>seitl@ipm.cz</u>, <u>seitl.s@fce.vutbr.cz</u>

RESUMEN

El criterio de la máxima tensión tangencial (MTT) es usado tradicionalmente para la evaluación de la curva de resistencia a la fractura y el ángulo de iniciación de la grieta bajo el modo combinado I/II. En la aplicación del criterio MTT, se usan los valores del factor intensidad de tensión (FIT) para los modos I y II. Sin embargo, los materiales de hormigón están compuestos de una matriz y agregados de diferentes tamanos. Dicho tamano, podría tener influencia en el ángulo de iniciación de la grieta en modo combinado I/II. En este escrito, se usa el criterio generalizado de la máxima tensión tangencial (MTTG) para investigar la influencia de la selección de la distancia crítica en el ángulo de iniciación de la grieta para hormigón C 50/60. Varios radios críticos son investigados (las longitudes son seleccionadas en base al tamano de la zona solicitada y al máximo tamaño del agregado grueso y fino). Los resultados numéricos obtenidos son debatidos y contrastados con los resultados experimentales. Los resultados esperados del criterio MTTG para una distancia elegida apropiada en diferentes condiciones de modo combinado muestran un buen comportamiento comparados con los experimentales.

PALABRAS CLAVE: Disco Brasileno, Hormigón, fracture, criterio MTT, criterio MTTG, angulo de grieta, factor intensidad de tensiones.

ABSTRACT

The maximum tangential stress (MTS) criterion is traditionally used for evaluation of fracture resistance curve and crack initiation angle under mixed mode I/II. In the application of MTS criterion, values of stress intensity factors (SIF) for mode I and II are used. However, the concrete materials consist of matrix and various aggregate sizes, the aggregate size could have influence on the crack initiation angle under the mixed mode I/II. In this paper, a generalized maximum tangential stress (GMTS) criterion is used to investigate the influence of selection of critical distance on the crack initiation angle for concrete C 50/60. Various critical radiuses are investigated (the lengths are selected based on the size of the process zone and on the maximum size of coarse and fine aggregate). The numerically obtained results are discussed and compared with experimental results. The predicted results of GMTS criterion for a suitably chosen distance in different mixed mode conditions show good agreement with the available experimental ones.

KEYWORDS: Brazilian disc, Concrete, Fracture, MTS criterion, GMTS criterion, crack angle, stress intensity factor

1. INTRODUCTION

Different criteria [1],[2],[3],[4] have been presented for the prediction of the initiation angle of crack growth under in-plane loading (mixed modes I and II). Most of these criteria predict one specific angle of crack growth which is independent from material properties for every mode ratio. The general investigation of such phenomena was done on centrally cracked tension (CCT) specimen in [5] and for triaxial mixed mode in [6]. CCT specimen has no practical use for testing concrete, however by examining the experimental results obtained from Brazilian disc (BD) test [7][8][9] it seems that the angle of crack growth under mixed mode conditions is affected by mechanical properties of the material. Conventionally used maximum tangential stress (MTS) criterion for prediction of fracture under the mixed mode uses only the stress intensity factors (SIF) for mode I and II. The generalized maximum tangential stress (GMTS) criterion uses more additional parameters such the *T*-stress and the critical distance r_c . Especially the selection of critical distance r_c [9] could have a dominant influence on the prediction of the fracture under the mixed mode I/II load conditions for materials like concrete.

The aim of the contribution is to postulate values of critical distances for concrete C50/60. First, the effect of r_c on crack initiation angle is studied analytically. It is shown that the critical distance has a significant influence on the estimation of crack initiation angle especially when K_I approaches zero. The proposed r_c is then

validated by using experimental results. The GMTS predictions are also compared with the conventional MTS criterion.

2. THEORETICAL BACKGOUND 2.1. FRACTURE MECHANICS

This contribution is based on a two-parameter linear elastic fracture mechanics. The two-parameter linear elastic fracture mechanics concept uses the stress field in the close vicinity of the crack tip described by Williams expansion [10]. This expansion is an infinite power series originally derived for a homogenous elastic isotropic cracked body, which can be described by a following equation:

$$\sigma_{i,j} = \frac{\kappa_I}{\sqrt{2\pi r}} f_{i,j}^{I}(\theta) + \frac{\kappa_{II}}{\sqrt{2\pi r}} f_{i,j}^{II}(\theta) + T + O_{i,j}(r,\theta), \quad (1)$$

where σ_{ij} represents the stress tensor components, K_{I} , K_{II} are the stress intensity factors for mode I and II, respectively, $f_{i,j}^{I}(\theta)$, $f_{i,j}^{II}(\theta)$ are known shape functions for mode I and mode II (in some references written as Y_{I} and Y_{II} , [7][13]), T (or T-stress) represents the second term independent on r (note that for mode II it is zero, see [11]), O_{ij} represents higher order terms and r, θ are the polar coordinates (with origin at the crack tip; crack faces lie along the *x*-axis).

The values of the SIF could be calculated from following equations that were obtain from numerical analysis of BD specimen, see [8] and the polar angle $\theta = 0^{\circ}$ can be expressed in the following form:

$$K_{I} = \frac{P\sqrt{a}}{RB\sqrt{\pi}} \frac{1}{\sqrt{1-\frac{a}{R}}} Y_{I}(a/R, \alpha), \qquad (2)$$

$$K_{II} = \frac{P\sqrt{a}}{RB\sqrt{\pi}} \frac{1}{\sqrt{1-\frac{a}{R}}} Y_{II}(a/R, \alpha),$$
(3)

where *P* is compressive load, *a* is a crack length, *R* is radius of the disc (*D*/2), *B* is disc thickness, α is inclination angle and $Y_{\rm I}(a/R,\alpha)$, $Y_{\rm II}(a/R,\alpha)$ are dimensionless shape functions for mode I and mode II. The shape functions from pure mode I to pure mode II can be found in [8] for the ratio a/R = 0.4 for inclination angles $\alpha < 0^{\circ}$; 25.25°>.

2.2. INITIATION ANGLE

According to the MTS [12] and GMTS [13] criterion the brittle fracture takes place radially from the crack tip and perpendicular to the direction of maximum tangential stress θ_0 and crack growth initiates when the tangential stress $\sigma_{\theta\theta}$ reaches its maximum (critical value) $\sigma_{\theta\theta c}$. The tangential stress around the crack tip can be expressed as:

$$\sigma_{\theta\theta} = \frac{1}{\sqrt{2\pi r}} \cos\frac{\theta}{2} \left[K_I \cos^2\frac{\theta}{2} - \frac{3}{2} K_{II} \sin\theta \right] + T \sin^2\theta + O(r^{1/2}), \tag{4}$$

Maximum value of tangential stress for both MTS and GMTS criterions can be expressed in following form:

$$\frac{\partial \sigma_{\theta\theta}}{\partial \theta}|_{\theta=\theta_0} = 0, \quad \frac{\partial^2 \sigma_{\theta\theta}}{\partial^2 \theta} < 0 \tag{5}$$

According MTS and GMTS criterions, the brittle fracture occurs when:

$$\sigma_{\theta\theta}(r_c,\theta_0) = \sigma_{\theta\theta c},\tag{6}$$

By substituting the initiation angle θ_0 calculated from Eq. (5) into Eq. (6), one can derive:

$$\sqrt{2\pi r_c} \sigma_{\theta\theta c} = \cos \frac{\theta_0}{2} \left[K_I \cos^2 \frac{\theta_0}{2} - \frac{3}{2} K_{II} \sin \theta_0 \right] + \sqrt{2\pi r_c} T \sin^2 \theta_0,$$
(7)

Eq. (7) can be used for pure mode I, pure mode II and any combinations of mode I and mode II. For pure mode I fracture (i.e. when $K_{\text{II}} = 0$, $K_{\text{I}} = K_{\text{IC}}$ and $\theta_0 = 0$), Eq. (7) simplifies to expression:

$$\sqrt{2\pi r_c}\sigma_{\theta\theta c} = K_{Ic},\tag{8}$$

where K_{IC} is fracture toughness for mode I. By replacing Eq. (8) into Eq. (7), a general equation for mixed mode fracture is obtained:

$$K_{Ic} = \cos\frac{\theta_0}{2} \left[K_I \cos^2\frac{\theta_0}{2} - \frac{3}{2} K_{II} \sin\theta_0 \right] + \sqrt{2\pi r_c} T \sin^2\theta_0.$$
(9)

2.2.1. MAXIMUM TANGENTIAL STRESS CRITERION

Conventional MTS criterion uses only first terms (singular terms $K_{\rm I}$, $K_{\rm II}$ are considered) in the series for $\sigma_{\theta\theta}$. According to the first hypothesis of the MTS criterion, the angle of maximum tangential stress θ_0 is determined from Eq. (5) in following form:

$$[K_I \sin\theta_0 + K_{II} (3\cos\theta_0 - 1)] = 0. \tag{10}$$

2.2.2. GENERALIZED MAXIMUM TANGENTIAL STRESS CRITERION

According to the GMTS criterion crack growth initiates when along θ_0 and a critical distance from the crack tip r_c , the tangential stress $\sigma_{\theta\theta}$ reaches its maximum (critical value) $\sigma_{\theta\theta c}$ (singular terms are considered). Both $\sigma_{\theta\theta c}$ and r_c are constant material properties. The initiation angle can be expressed from Eq. (5) considering K_I , K_{II} , T and r_c in following form:

$$\frac{[K_I \sin\theta_0 + K_{II} (3\cos\theta_0 - 1)]}{\sqrt{2\pi r_c} \cos\theta_0 \sin\frac{\theta_0}{2} = 0.$$
(11)

Eq. (11) shows that the angle θ_0 of maximum tangential stress for any combination of modes I and II depends on $K_{\rm I}$, $K_{\rm II}$, T and $r_{\rm c}$. The angle θ_0 determined form Eq. (11) is then used to predict beginning of the mixed mode fracture.

3. EXPERIMENTAL MEASUREMENT

Brazilian disc specimens were prepared from standardized cylindrical specimens used for evaluation of cylindrical compressive strength of concrete [14]. Geometry of all tested specimens were D = 150 mm and thickness B = 30 mm. The notch length was 2a = 60 mm (a/R = 0.4). Notches were prepared by using water jet cutter, this technique provides straight notches (without chevron notch ending).

The machine for tests was Zwick with maximum loading capacity 200 kN. The load rate was 0.025 mm/s. Brazilian disc specimens with notch lengths a/R = 0.4 were tested under the selected angles (0°, 5°, 10°, 15°, 25.25°) inclined against loading positions see Fig. 1.



Figure 1. Experimental set-up for testing BD specimen.

4. RESULTS AND DISCUSSION

Used material properties of C50/60 for calculation of crack initiation angle θ_0 were:

Fracture toughness for mode I: $K_{\rm IC} = 29.89 \text{ MPamm}^{1/2} (0.945 \text{ MPam}^{1/2})$

Tensile strength:

 $f_{\rm t} = 5.515$ MPa.

The values of initiation angle from experiment are measured by using a protractor after test, see a typical BD

specimen in Fig. 2. The values of initiation angle are mentioned in Table 1



Figure 2. A typical specimen with protractor used for measurement of an initiation crack angle.

Table 1. Values of initiation angle from experiment for C50/60

Inclination angle α [°]	0	5	10	15	25.25
Initiation angle θ_0 [°]	0	-5	-15	-18	-42

For analytical study of influence on critical distance $r_{c,}$ the r_c value was calculated of knowledge of various boundary conditions: plane stress and plane strain boundary conditions by using next equations [11]:

Plane stress

$$r_{c} = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_{t}}\right)^{2},$$
(12)
Plane strain

$$r_c = \frac{1}{6\pi} \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_t}\right)^2. \tag{13}$$

The investigated critical distances values is mentioned in Table 2.

Table 2. Selected values of Critical distances for C 50/60.

	MTS	Plane strain	Plane stress
Critical distance r _c [mm]	0	1.559	4.667

The predicted initiation angles θ_0 using both MTS and GMTS criteria are ilustraded in Fig. 3 in comparison with experimental data. The GMTS prediction is plotted in different loading conditions. As a result, the estimated initiation angle θ_0 by MTS criterion is greater than those

of estimated by GMTS criterion. It also could be seen that the GMTS (for plane stress) criterion provides more accurate prediction for experimental C 50/60 results than conventional MTS criterion. It also should be noted the number of experimental data used for validation of GMTS criterion were limited. It means that this contribution is a preliminary work and additional experimental data are needed to show the necessity of using GMTS instead of conventional MTS criteron. The recommendation is currently to used for C 50/60 material for initiation angle θ_0 distance according to plane stress boundary conditions.



Figure 3. Experimental data for crack initiation angle θ_0 in comparison with MTS and GMTS predictions.

5.CONCLUSION

The GMTS criterion was applied for prediction of the fracture initiation angle in Brazilian disc test specimen made from C 50/60 as a modified version of maximum tangential stress criterion.

The GMTS criterion was validated using various critical distance application on the C 50/60 test results for Brazilian disc test specimens.

The GMTS predictions were compared with the conventional MTS criterion. It was shown that the GMTS criterion in case plane stress provides more accurate prediction of experimental data than conventional MTS criterion for estimation of crack initiation angle.

ACKNOWLEDGMENT

This paper has been worked out under the "National Sustainability Programme I" project "AdMaS UP – Advanced Materials, Structures and Technologies" (No. LO1408) supported by the Ministry of Education, Youth and Sports of the Czech Republic.

REFERENCE

- [1] J. Qian, A. Fatemi, Mixed mode fatigue crack growth: a literature survey. *Engineering fracture mechanics*, **55**, 969–990, 1996.
- [2] L. Malíková, V. Veselý, S. Seitl, Crack propagation direction in a mixed mode geometry estimated via

multi-parametr fracture criteria, International Journal of Fatigue, 89, 99–107, 2015

- [3] L. Malíková, Multi-parametr fracture criteria for the estimation of crack propagation direction applied to a mixed-mode geometry, *Engineering Fracture Mechanics*, 143, 32–46, 2015
- [4] L. Malíková, V. Veselý, Application of multiparameter fracture mechanics to study of crack propagation angle in selected mixed-mode geometry, Key Engineering Materials, **592-593**, 209–212, 2014
- [5] S.H. Sajjadi, M. J.Ostad Ahmad Ghorabi, D. Salimi-Majd, A novel mixed mode brittle fracture criterion for crack growth path prediction under static and fatigue loading. *Fatigue Fracture Engineering Material Structure*, **38**, 1372–1382, 2015
- [6] S.H. Sajjadi, D. Salimi-Majd, M.J. Ostad Ahmad Ghorabi, Development of a brittle fracture criterion for prediction of crack propagation path under general mixed mode loading, *Engineering Fracture Mechanics*, 155, 36–48, 2016.
- [7] M.R. Ayatollahi, M. R. M. Aliha. On the use of Brazilian disc specimen for calculating mixed mode I–II fracture toughness of rock materials. *Engineering Fracture Mechanics*, **75**, 4631–4641, 2008.
- [8] S. Seitl, P. Miarka, Evaluation of mixed mode I/II fracture toughness of C 50/60 from Brazilian disc test, *Frattura ed Integritá Strutturale*, 42, 119–127, 2017.
- [9] P. Miarka, S. Seitl, Influence of Critical distance in GMTS criterion on values of initiation crack angle in concrete, *Proceeding of Juniorstav 2018*, BUT, 1–7, 2018
- [10] M. L. Williams, On the Stress Distribution at the Base of a Stationary Crack. *Journal of Applied Mechanics*, 24, 6, 1956
- [11] T.L. Anderson, Fracture mechanics: Fundamentals and applications. *Taylor & Francis group*, 3rd ed. 2005.
- [12] F. Erdogan, G. C. Sih, On the Crack Extension in Plates Under Plane Loading and Transverse Shear. *Journal of Basic Engineering*, 85, 519–525, 1963
- [13] D.J. Smith, M.R. Ayatollahi, M.J. Pavier, The role of T-stress in brittle fracture for linear elastic materials under mixed mode loading. *Fatigue Fract Engng Mater Struct.* 24,137–150, 2001.
- [14] EN 12390-3, Testing hardened concrete Part 3: Compressive strength of test specimens, 2009.

SIMULACIÓN DE LA INFLUENCIA DE LA VELOCIDAD DE DEFORMACIÓN EN LA RESPUESTA MECÁNICA DE FIBRAS DE FE

J. Aldazabal^{1*}, I. Aldazabal², J. Gil Sevillano^{1,3}

¹Tecnun - Universidad de Navarra, Pso. Mikeletegi 48, 20009 San Sebastián, España.

²Centro de Física de Materiales (CSIC-UPV/EHU) - MPC P. Manuel de Lardizábal 5, 20018 San Sebastián, España.

³CEIT-IK4, P. Manuel de Lardizábal 15, 20018 San Sebastián, España.

* Persona de contacto: jaldazabal@tecnun.es

RESUMEN

La dinámica molecular permite simular el comportamiento de un material a nivel atómico estudiando el movimiento de los átomos que lo conforman. Esta técnica presenta dos grandes limitaciones; el tamaño del volumen a simular es muy limitado (por la cantidad de átomos a considerar) y la descripción del movimiento de estos átomos con precisión es muy costosa de calcular desde el punto de vista computacional. Esto hace que los tiempos simulados mediante esta técnica sean muy pequeños, del orden de picosegundos.

Los ensayos mecánicos que se simulan con esta técnica, al requerir tiempos muy cortos, precisan de la aplicación de velocidades de deformación extremadamente altas. El problema del uso de estas elevadas velocidades es que pueden desvirtuar los resultados obtenidos en las simulaciones. En el presente trabajo se simula un ensayo de tracción de una nanofibra de hierro aplicando velocidades de deformación que varían desde 10⁸ hasta 10¹⁰ s⁻¹ para ver su efecto en la respuesta del material.

De estos ensayos se ha concluido que al aumentar la velocidad de deformación la resistencia del material aumenta, si bien un aumento demasiado grande puede provocar una fractura temprana del material en la zona de aplicación de la deformación.

PALABRAS CLAVE: Simulación por computador, dinámica molecular, alta velocidad de formación, nanofibras.

ABSTRACT

The molecular dynamics technique allows simulating the behaviour of a material at the atomic level. This behaviour is simulated by studying the movement of atoms. Molecular dynamics has two major limitations; the size of the volume to be simulated is limited (because of the amount of atoms to be considered) and the description of atomic movements with accuracy is very costly to calculate, from a computational point of view. Due to these two limitations the times that can be simulated using this technique are extremely short, of the order of picoseconds.

Mechanical tests simulated with this technique, due to the short times studied, require the application of extremely high deformation rates. This can distort the results obtained from the simulations. The present work has simulated a tensile test on an iron nanofiber. These virtual tests were performed by applying deformation rates ranging from 10^8 to 10^{10} s⁻¹ to study its effect on the response of the material.

From these tests it was concluded that an increase in the deformation rate leads to an increase in the strength of the material. Although, a too high strain rate applied can cause an early material fracture in the zone of application of the deformation.

KEYWORDS: Computer simulation, molecular dynamics, high strain rate, nano-fibers.

1. INTRODUCCIÓN

La dinámica molecular permite simular el comportamiento de un material a nivel atómico estudiando el movimiento de los átomos que lo conforman [1]. Esta técnica presenta dos grandes limitaciones; el tamaño del volumen a simular es muy limitado (por la cantidad de átomos a considerar) y la descripción del movimiento de estos átomos con precisión es muy costosa de calcular desde el punto de vista computacional. Esto hace que los tiempos que pueden ser simulados mediante esta técnica sean muy pequeños, del orden de picosegundos.

Los ensayos mecánicos que se simulan con esta técnica, al requerir tiempos muy cortos, precisan de la aplicación de velocidades de deformación extremadamente altas. El problema del uso de estas elevadas velocidades es que pueden desvirtuar los resultados obtenidos en las simulaciones.

2. SIMULACIÓN Y PARÁMETROS

La microestructura inicial se ha generado a partir de un volumen prismático de 300×300×607 Å³. Dentro de dicho volumen se ha definido un cilindro de 250 Å de diámetro y 607 Å de longitud, centrado sobre la cara z=0. La geometría de dicho cilindro corresponde a la de la nano-fibra simulada. La colocación de los átomos dentro de dicho cilindro se ha realizado siguiendo una red cristalina de tipo bcc, con parámetro de red 2,863 Å, y con una orientación cristalográfica <011> paralela al eje longitudinal de la fibra. La longitud del cilindro simulado se ha escogido, dado el tamaño y la orientación de las celdas cristalográficas empleadas para la colocación de los átomos, para poder aplicar condiciones de contorno periódicas a sus extremos. La estructura resultante de este proceso contiene aproximadamente 2.5×10^6 átomos. La figura 1 muestra tanto el aspecto exterior de la fibra como su sección central, libre de defectos o poros.



Figura 1. Aspecto exterior de la fibra (a) y sección media (b), donde se aprecia la ausencia de defectos.

Una vez colocados los átomos conformando la fibra, se ha procedido a relajar la estructura para eliminar las posibles tensiones internas generadas durante la colocación de los átomos. Esta relajación se ha simulado a una temperatura de 300 K durante 0,1 ns.

Las simulaciones de dinámica molecular presentadas en este trabajo se han realizado empleando el código LAMMPS [2] y utilizando el potencial interatómico desarrollado por Mendelev para el hierro [3,4]. Este código implementa el denominado EAM (embedded atom method) [5]. Se ha empleado el potencial de Mendelev ya que éste presenta, frente a potenciales desarrollados por otros autores, mejor concordancia con resultados experimentales y con propiedades del hierro calculadas por técnicas ab-initio. La visualización de las microestruturas simuladas se ha realizado empleando el programa Ovito [6] y el análisis y representación de los datos numéricos se he realizado empleando el programa gnuplot.

Las simulaciones se han ejecutado en el Cluster Oberon del Centro de Física de Materiales (CSIC-UPV/EHU) (empleando 8 nodos, cada uno con 8 cores Xeon E5520 y con 16 GB GB de memoria RAM). El tiempo de integración fijado para cada etapa de simulación ha sido de 1 fs y la posición de todos los átomos se ha registrado cada 25 etapas de integración. Para cada condición simulada se han almacenado 800 etapas con un espacio en disco ocupado de 61,9 GB.

La relajación de las microestructuras iniciales se ha realizado imponiendo condiciones de contorno periódicas en las tres direcciones. Durante esta relajación no se ha permitido la rotación de las aristas del prisma que contiene la fibra, pero sí que se ha permitido a dicho volumen variar libremente.

En el presente trabajo se han estudiado la relación entre la respuesta a tracción del material y la velocidad de deformación impuesta en la simulación. Para ello se han impuesto 5 velocidades de deformación en la dirección Z, que varían desde 10^8 y 10^{10} s⁻¹. Durante las tracciones se ha registrado tanto la longitud en la dirección Z de la fibra como la tensión longitudinal que soporta esta.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1 Relajación de la estructura inicial

El posicionamiento inicial de los átomos en el sistema corresponde a una red cristalina perfecta de tipo bcc. Tras esta colocación ideal de los átomos se les ha aplicado una energía cinética equivalente a 300 K. Una vez aplicada esta energía se ha dado libertad al tamaño del volumen inicial para acomodar dichas vibraciones durante 0,1 ns, es decir durante 10⁵ etapas de integración del movimiento de los átomos. Durante la

relajación se ha registrado tanto la longitud de la fibra (figura 2) como la tensión que esta sufría (figura 3).



Figura 2. Evolución de la longitud de la nano-fibra durante su relajación.

Como se aprecia en la figura 2, la longitud de la fibra cambia más durante las primeras etapas de relajación, acortándose aproximadamente 0,83 Å (0,13%). Tras esa contracción inicial, su longitud se mantiene prácticamente constante oscilando en torno a un valor de equilibrio de 606,18 Å.

La figura 3 muestra la tensión que sufre la fibra durante la relajación. En las etapas iniciales se observa una caída relativamente fuerte de la tensión. Tras esta caída el valor de la tensión se estabiliza oscilando alrededor de un valor promedio prácticamente nulo de -1,4 Pa. Este valor tan pequeño permite afirmar que tras la relajación la fibra no está sometida a tensiones.



Figura 3. Evolución de la tensión existente sobre la fibra durante su relajación.

3.2. Comportamiento a tracción del material

Una vez relajadas las microestructuras, el sistema se ha sometido a tracción en la dirección longitudinal de la fibra, Z, imponiendo una velocidad de deformación constante de entre 10^8 y 10^{10} s⁻¹. Durante dicha tracción, y cada 25 etapas de integración, se ha registrado la tensión resultante en todas las caras del volumen prismático simulado, así como la temperatura del sistema y la energía del mismo.

La figura 4 muestra la respuesta mecánica obtenida para la fibra imponiendo distintas velocidades de deformación.



Figura 4. Respuesta tensión-deformación simulada para la nano-fibra.

El módulo elástico para la nano-fibra obtenido en las simulaciones es muy similar en todos los casos y aproximadamente 174 GPa. Este resultado concuerda con los obtenidos en otros trabajos en los que se han realizado simulaciones sin superficies libres [7]. En la simulación realizada a una velocidad de deformación de 10^{10} s⁻¹ se ha registrado un módulo elástico algo menor al resto de los casos.

La figura 5 muestra, para todas las condiciones simuladas la evolución de la microestructrura. La primera columna corresponde a la aparición del primer defecto en la nano-fibra y la segunda corresponde a la etapa registrada más próxima al instante en que se alcanza la tensión máxima en la fibra. La última corresponde a la microestructura existente cuando la carga ha caído a la mitad del valor máximo alcanzado. Así mismo, cada microestructura está acompañada de los valores de tensión y deformación registrados en ese instante.

Tanto del registro tensión-deformación como del estudio de la microestructura se ha observado que para velocidades de deformación muy grandes $(10^{10} \text{ y} 3.16 \times 10^9 \text{ s}^{-1})$ la respuesta mecánica de la fibra muestra un fallo dúctil, con una disminución progresiva de rigidez. En los dos casos mencionados se ha observado una aparición difusa de defectos en la cara superior del volumen simulado. Así mismo también se ha observado que el fallo del material sucede debido a la descohesión del mismo en los límites del dominio simulado. Por todo esto se puede concluir que las velocidades impuestas son demasiado grandes para que los átomos puedan seguir la deformación impuesta.

Las otras tres velocidades de deformación utilizadas han mostrado comportamientos frágiles similares. Si bien se observa un crecimiento de la tensión y deformación a la rotura han sido con la velocidad de deformación aplicada. En estos casos, observando la microestructura,



Figura 5. Microestructuras observadas cuando nuclea el primer defecto, al alcanzar la tensión máxima y al disminuir la tensión al 50%. La imagen circular corresponde a una vista desde el eje Z. En este caso los átomos bcc han sido eliminados. La imagen alargada corresponde a una sección de la fibra. En este caso los átomos ordenados como bcc se han representado en azul, los desordenados en gris, verde o rojo en función de su coordinación.

se puede afirmar que el fallo de las fibras ha sido debido a la nucleación de defectos en la superficie lejos de los límites del volumen simulado.

La tabla 1 recopila los valores de las tensiones, deformaciones a rotura y el tipo de fallo observado a distintas velocidades de deformación.

 Table 1. Respuesta mecánica obtenida para las diferentes velocidades de deformación.

Vel.deform. / s ⁻¹	σ/GPa	8	Tipo fallo
108	17,01	0,1088	frágil
3.16×10 ⁸	17,34	0,1118	frágil
10 ⁹	17,78	0,1160	frágil
3.16×10 ⁹	17,12	0,1118	dúctil
10^{10}	14,80	0,1160	dúctil

Los datos numéricos contenidos en la tabla anteriormente expuesta se han graficado en la figura 6.



Figura 6. Tensión de fallo, deformación y modo de fallo obtenidos a distintas velocidades de deformación.

De esta figura se puede concluir que velocidades de deformación superiores a 10^9 s⁻¹ no son adecuadas para estudiar el comportamiento realistas y estables de fibras de Fe, como las aquí estudiadas. Por otra parte, se ha ajustado por mínimos cuadrados una recta a la tensión de fallo. El resultado de dicho ajuste, mostrado en la figura 6 y reflejado la ecuación 1, predice la relación entre la tensión de fallo esperada ($\sigma_{fractura}$) en GPa y la velocidad de deformación aplicada (v) en s⁻¹.

$$\sigma_{fractura} = 10,84 + 0,77 \log(v)$$
(1)

De igual manera, la ecuación 2 muestra el ajuste entre la deformación de fallo ($\varepsilon_{fractura}$) y la velocidad de deformación aplicada (v).

$$\varepsilon_{fractura} = 0.0507 + 0.0072 \log(v)$$
 (2)

4. CONCLUSIONES

De presente trabajo se concluye que no es posible simular comportamientos realistas de fibras de Fe empleando velocidades de deformación mayores de 10^9 s⁻¹. Así mismo se ha visto que existe una disminución de la tensión y deformación de rotura del material según disminuye la velocidad de deformación. La disminución de dichos valores presenta una relación logarítmica con la velocidad de deformación empleada.

REFERENCIAS

- B.J. Alder, T.E. Wainwright, Studies in Molecular Dynamics. I. General Method. J. Chem. Phys. 31, 459, 1955.
- [2] LAMMPS molecular dynamics simulator, http://lammps.sandia.gov/
- [3] M.I. Mendelev, S. Han, D.J. Srolovitz, G.J Ackland, D.Y. Sun, M. Asta, Development of new interatomic potentials appropriate for crystalline and liquid iron. *Philos. Mag.* 83, 3977–3994, 2003.
- [4] G.J. Ackland, M.I. Mendelev, D.J. Srolovitz, S. Han, A.V. Barashev, Development of an interatomic potential for phosphorus impurities in α-iron. J. Phys. Condens. Matter. 16, S2629, 2004.
- [5] M.S. Daw, S.M. Foiles, M.I. Baskes, The embedded-atom method: a review of theory and applications. *Mater. Sci. Reports* 9, 251-310, 1993.
- [6] A. Stukowski, Visualization and analysis of atomistic simulation data with OVITO—the open visualization tool. *Model. Simul. Mater. Sci. Eng.* 18, 015012, 2010.
- [7] J. Gil Sevillano, I. Aldazabal, A. Luque, J. Aldazabal, Atomistic simulation of the elongation response of a <011> oriented columnar nano-grain bcc Fe polycrystalline simple, *Meccanica* 51, 401-413, 2016.

ANÁLISIS NUMÉRICO DE FATIGA MULTIXIAL EN UNA UNIÓN SOLDADA A TOPE CONSIDERANDO LAS TENSIONES RESIDUALES

M. Larrañaga¹, U. Etxebarria¹, J. A. Esnaola¹, A. López-Jauregi¹, I. Ulacia¹, D. Ugarte¹, I. Llavori¹

¹Escuela Politécnica Superior – Mondragon Unibertsitatea Loramendi 4, Arrasate-Mondragón (Gipuzkoa) ^{*}Persona de contacto: mlarranaga@mondragon.edu, illavori@mondragon.edu

RESUMEN

El patrón de las tensiones residuales cambia considerablemente en función del ancho de las placas y de los parámetros de soldadura, teniendo un efecto considerable en fatiga. La mayoría de los estándares no los consideran y en algunos trabajos el límite elástico es tomado como el valor de la tensión residual, lo que se traduce a una predicción en fatiga muy conservadora. En una unión soldada, bajo una carga uniaxial remota existe una evolución de las tensiones multiaxial debido a la existencia de las tensiones residuales, siendo necesario su estudio. Por tanto, el objetivo de este trabajo es emplear un parámetro de fatiga multiaxial, en este caso Smith-Watson-Topper (*SWT*), para la predicción a fatiga de uniones soldadas a tope. Para tal fin, se ha empleado el procedimiento numérico desarrollado por los autores para predecir el patrón de las tensiones residuales, que ha sido presentado en ediciones anteriores de este congreso.

PALABRAS CLAVE: Fatiga multiaxial, Tensiones residuales, Soldadura a tope

ABSTRACT

Residual Stress (RS) pattern changes considerably depending on the width of the plates and the welding parameters, having effect on the fatigue strength. Most of the standards do not consider them and in some works, yield stress is taken as residual stress value. It results in a very conservative estimation of fatigue life. Authors developed recently a numerical model to predict more properly the value of RS pattern depending on the plate thickness. In a welded joint, considering the RS and alternating axial loads, the evolution of the stresses is multiaxial, becoming necessary its study. Therefore, the aim of this work is to use a fatigue indicator parameter, in this case the Smith-Watson-Topper (*SWT*) parameter in order to predict the fatigue behaviour of butt-weld components. For that purpose, the numerical model to predict the RS pattern in welded joint developed by this research group is used.

KEYWORDS: Multiaxial fatigue, Residual stress, Butt-weld

1 INTRODUCCIÓN

En la fabricación de estructuras metálicas, uno de los métodos de unión más empleado es la soldadura [1]. En las uniones soldadas aparecen diferentes variables que afectan a la vida a fatiga [2], como son las tensiones residuales, la geometría inconstante de la unión soldada o la existencia de zonas con diferentes propiedades mecánicas. Es por ello que el principal modo de fallo de las uniones soldadas es la fractura debido a la fatiga [3, 4, 5].

Las tensiones residuales (TR) se generan debido a los elevados gradientes térmicos que se dan en el proceso de soldadura, donde aparecen ciclos de calentamiento y enfriamiento no uniformes. [2]. La expansión térmica del material se ve limitada por las zonas adyacentes que no están a la misma temperatura. Durante el proceso de enfriamiento, las zonas que se han deformado plásticamente durante el proceso limitan la relajación

elástica de las áreas que no han plastificado, generando tensiones internas que se mantienen en el componente soldado. Las TR pueden ser de tracción o compresión, dependiendo de las restricciones impuestas por las zonas adyacentes. El patrón de TR final despende de factores como las dimensiones de la estructura, la secuencia de soldadura, la preparación de la garganta de soldadura, las restricciones mecánicas y/o el número de pasadas [6, 7].

Debido a la existencia de estas TR, al aplicar una tensión remota uniaxial a un componente soldado, se produce una evolución multiaxial en el ciclo de carga-descarga. Es decir, se genera un estado multiaxial independientemente de la carga aplicada.

En este trabajo se ha analizado el uso del parámetro multiaxial Smith-Watson-Topper (*SWT*) para estimar la vida a fatiga de uniones soldadas a tope.

2 METODOLOGÍA NUMÉRICA DE PREDICCIÓN DE TENSIONES RESIDUALES

Para resolver los campos mecánico y térmico durante el proceso de soldadura, se ha empleado un modelo termomecánico desacoplado implementado en el software ABAQUS FEA. Este planteamiento se considera aceptable ya que los cambios dimensionales en el proceso de soldadura se pueden aceptar como despreciables y la energía mecánica de deformación es insignificante en comparación a la energía térmica del arco de soldadura [2]. Ambos sistemas de ecuaciones, térmico y mecánico, se resuelven empleando el método de integración implícita directa.

Para ambos modelos (térmico y mecánico) se han empleado elementos *full continuum* hexaédricos, y el material de aporte de las tres pasadas se ha modelado empleando el método *kill/rebirth*. En este método, todos los elementos del cordón de soldadura están inicialmente inactivos y, en consecuencia, eliminados (*killed*) del sistema de ecuaciones. Posteriormente, de acuerdo con la velocidad de soldadura y el tamaño de discretización del material de aporte, los elementos son reactivados (*rebirthed*) simulando la pasada de soldadura (ver Figura 1).



Figura 1. a) Ejemplo de un modelo geométrico completo de soldadura a tope con multipasada; b) Comienzo de la simulación de soldadura multipasada; c) Final de la simulación de soldadura multipasada [8].

Este método de predicción de TR ha sido presentado y contrastado por los autores en múltiples trabajos [9, 10, 11, 12].

3 FATIGA MULTIAXIAL

La mayoría de componentes mecánicos de la ingeniería están sujetos a cargas multiaxiales donde los esfuerzos axiales y tangenciales son importantes. El estudio de este tipo de fenómenos es complejo por lo que en general la mayoría de los modelos disponibles en la bibliografía buscan reducir el estado multiaxial a una tensión uniaxial equivalente, para así poder comparar con una curva de ajuste experimental. En el libro de Socie y Marquis [13] se puede encontrar un estudio amplio y detallado de los principales parámetros multixiales o parámetros indicadores de fatiga - del inglés, fatigue indicator parameter o FIP. En esta referencia se describen tres tipos de modelos, los FIP basado en deformación, tensión y energéticos. Algunos de ellos, como el modelo de Crossland son métodos de cálculo tensorial, mientras que otros como el parámetro SWT se describen como modelos de plano crítico; la proyección en un plano candidato de un estado tridimensional de tensiones y deformaciones. Los métodos de plano crítico han evolucionado a partir de observaciones experimentales de nucleación V crecimiento de fisuras bajo cargas multiaxiales. Dependiendo del tipo de material, estado tensional y rango de deformaciones entre otras variables, la vida a fatiga estará dominada por la nucleación y el crecimiento de la grieta en planos tangenciales o axiales. Un modelo de plano crítico por lo tanto incorpora los parámetros dominantes que gobiernan el tipo de inicio y crecimiento de grieta. Tal como indican Socie y Marquis, un modelo adecuado debe ser aquel que estime de forma correcta tanto la vida a fatiga como el plano dominante de fallo. Debido a los diferentes modos de fallo posibles, no existe un modelo único que relacione las diferentes solicitaciones.

En este trabajo se ha empleado el parámetro *SWT* como criterio multiaxial. Este criterio energético desarrollado por Smith *et al.* [14] se aplica en aquellos materiales donde el crecimiento de grieta sucede principalmente en modo I (Figura 2). El plano critico se define como aquel en el que el producto de la tensión normal máxima, $\sigma_{n,máx}$, y la amplitud de deformación normal, $\mathcal{E}_{n,a}$, en un ciclo es máximo.

$$SWT = \left(\sigma_{n, max} \varepsilon_{n, a}\right)_{max} = \frac{\sigma_{f}^{2}}{E} \left(2N_{f}\right)^{2b}, \qquad (1)$$

donde $\sigma_{\rm f}$ es el coeficiente de fatiga *b* es el exponente de fatiga y $N_{\rm f}$ es el número de ciclos a rotura .



Figura 2. Base física del modelo SWT.

4 CASO DE ESTUDIO

Tal como se muestra en la figura 3, se ha generado una unión soldada mediante la metodología numérica descrita en la sección 2. Posteriormente, la unión soldada ha sido sometida a cargas cíclicas uniaxiales para obtener el campo de tensiones y deformaciones de un ciclo completo.

Los resultados experimentales para la correlación numérica se han tomado de un trabajo previo realizado por los autores [10], resumido en la Tabla 1. De la misma forma, los términos calibrados de Basquin para el material base S275JR mostrados en la Tabla 2 se han tomado del mismo trabajo.



Figura 3. Patrón de tensiones residuales [10].

Tabla 1. Resultados experimentales a R=-1 de las uniones soldadas a tope.

Nº Ensayo	$\sigma_{\rm a}~[{ m MPa}]$	$N_{\rm f}$ [ciclos]
1	125	133880
2	125	139649
3	125	233312
4	125	292178
5	125	965456
6	115	355750
7	115	371078
8	110	538638
9	110	1159103
10	110	1243530
11	110	1352999
12	110	1461791
13	110	1579331
14	90	1080407
15	90	1431281
16	90	1977803
17	90	2244631
18	80	9895092

Tabla 2. Términos de Basquin calibrados para el material base S275JR.

$\sigma_{\rm f}$ [MPa]	b [-]	
415,48	-0,047	

La Figura 4 muestra la predicción del FIP *SWT* comparándolo con los resultados experimentales. Se puede observar cómo la curva muestra una buena correlación con los ensayos experimentales. Estos resultados sugieren que el parámetro *SWT* puede ser un buen indicador para estimar la vida a fatiga de uniones soldadas a tope.



Figura 4. Predicción del parámetro multiaxial SWT.

La Figura 5 muestra la correlación entre la predicción de la amplitud de tensiones, $\sigma_{\rm predic}$, y la experimental $\sigma_{\rm exp}$. Se ha calculado el error porcentual medio absoluto, *MAPE*, como:

$$MAPE = \frac{100}{m} \sum_{j=1}^{m} \frac{\left|\sigma_{\exp,j} - \sigma_{\operatorname{predic},j}\right|}{\sigma_{\exp,j}}, \qquad (2)$$

siendo el error en tensión es un 6,19%.



Figura 5. Correlación entre la predicción de la amplitud de tensiones, $\sigma_{\rm predic}$, y la experimental $\sigma_{\rm exp}$.

5 CONCLUSIONES

En este estudio se ha empleado el parámetro multiaxial *SWT* con el fin de predecir la vida a fatiga de uniones soldadas a tope. Este estudio multiaxial se ha basado en un procedimiento numérico ya propuesto por los autores para predecir lar TR de la unión soldada.

Los resultados numéricos sugieren que el parámetro multiaxial *SWT* puede ser una buena opción para predecir la vida a fatiga de uniones soldadas a tope.

REFERENCIAS

- [1] T. Lassen y N. Recho. Fatigue life analyses of welded structures. Iste London, 2006.
- [2] S.J. Maddox. Fatigue strength of welded structures, Woodhead publishing, 1991.
- [3] T. Marin y G. Nicoletto. Fatigue design of welded koints using the finite element method and the 2007 asme div. 2 master curve. Frattura ed Integrita Strutturale, 9: 76-84, 2009.
- [4] A. Carpinteri, A. Spagnoli y S. Vantadori, Multiaxial fatigue life estimation in welded joints using the critical plane approach, Int J Fatigue 31, 188-196, 2009.
- [5] P. Livieri y P. Lazzarin. Fatigue strength of steel and aluminium welded joints based on generalised stress intensity factors and local strain energy values. International Journal of Fracture, **133** (3): 247-276, 2005.
- [6] B. Brickstad y B. L. Josefson. A parametric study of residual stresses in multi-pass butt welded stainless steel pipes. International Journal of Pressure Vessels and Piping.1998;75(1):11-25.
- [7] M. Asadi, J. Goldak, J. Nielsen, J. Zhou, S. Tchernov y D. Downey. Analysis of predicted residual stress in a weld and comparison with experimental data using regression model. International Journal of Mechanics & Materials Design. 5: 353-364, 2009.
- [8] J.A.Esnaola, I. Ulacia, A. Lopez-Jauregi, D. Ugarte. Residual Stress Pattern Prediction in Spray Transfer Multipass Welding by Means of Numerical Simulation. Book chapter. ISBN 978-953-51-5765-6. Aceptado.
- [9] A. Lopez-Jauregi, I. Ulacia, J.A. Esnaola, D. Ugarte, I. Torca y J. Larranaga. Procedure to predict residual stress pattern in spray transfer multipass welding, Int. J. of Adv. Man. Tech., 76, pp. 2117-2129, 2014.

- [10] A. Lopez-Jauregi, J. A. Esnaola, I. Ulacia, I. Urrutibeaskoa, A. Madariaga, Fatigue analysis of multipass welded joints considering residual stresses, Int. J. of Fat., Vol. **79**, pp. 75-85, 2015.
- [11] J.A. Esnaola, A. Lopez, I. Ulacia, D. Ugarte, I. Torca, J. Larrañaga. Fatigue Analysis of Multipass Welded Joints Considering Numerically Estimated Residual Stresses. Interjoin, 2016.
- [12] J. A. Esnaola, I. Ulacia, D. Ugarte, A. Lopez-Jauregi, I. Torca, J. Larrañaga, Analysis of the fatigue performance of thick T-joint samples considering residual stresses, ASME IMECE, Phoenix (USA), 2016.
- [13] D. Socie, y G. Marquis: Multiaxial Fatigue. SAE, 2000.
- [14] R.N. Smith, P. Watson y T.H. Topper. A Stress-Strain Parameter for the Fatigue of Metals. Journal of Materials, Vol.5, No. 4, 1970, pp. 767-778.

ESTIMACIÓN DEL ÁREA PLÁSTICA BI-DIMENSIONAL EQUIVALENTE

D. Camas^{1*}, F.V. Antunes², B. Moreno¹, J. Zapatero¹

 ¹Escuela de Ingenierías Industriales, Universidad de Málaga C/ Pedro Ortiz Ramos s/n, 29071, Málaga, España
 ²Department of Mechanical Engineering, University of Coimbra, Portugal * Persona de contacto: dcp@uma.es

RESUMEN

El área plastificada en el entorno del frente de grieta tiene gran influencia tanto en fractura como en fatiga de materiales metálicos. La mecánica de la fractura elástica lineal considera dos casos extremos: tensión plana o deformación plana, pero ni la evolución a lo largo del espesor, ni el comportamiento en casos intermedios están claros. En el presente trabajo, se ha realizado un modelo numérico tridimensional, mediante el método de los elementos finitos, de una probeta CT de aluminio considerando un comportamiento elasto-plástico del material. De los resultados numéricos obtenidos, se ha determinado un área plástica equivalente bi-dimensional, la cual se compara con los resultados proporcionados por la teoría clásica.

PALABRAS CLAVE: Elementos finitos, Área plastificada, Fractura, Fatiga

ABSTRACT

The plastic zone size close to the crack front is an important factor both in fracture as in fatigue of metallic materials. Classical linear elastic fracture mechanics relate it to two extreme cases: plane stress or plane strain, but not clear information about out of plane plastic zone development has been provided. In the present work, a CT aluminium specimen has been modelled three-dimensionally with elastic-plastic material behaviour. From the three-dimensional obtained results, an equivalent bi-dimensional plastic zone shape is determined and compared with the plastic zone shapes provided by the two-dimensional theory.

KEYWORDS: Finite element, Plastic zone shape, Fracture, Fatigue

1. INTRODUCCIÓN

Desde la introducción en los 70 de la filosofía de tolerancia al daño en el diseño de componentes mecánicos, se han desarrollado numerosos modelos matemáticos que tratan de estimar las velocidades de crecimiento de grieta. Se necesita poder estimar estas velocidades con objeto de poder predecir la vida de un componente o los intervalos de mantenimiento. Algunos de estos modelos, como por ejemplo los de Irwin [1] o Tomkins [2], dependen de la cantidad de material plastificado por delante del vértice de la grieta.

Las primeras y más simples estimaciones del área plastificada en el entorno del vértice de la grieta se basan en la Mecánica de la Fractura Elástica Lineal (MFEL). Posteriormente se desarrollaron modelos más sofisticados teniendo en cuenta el balance de fuerzas en la zona plástica (Dugdale [3], Barenblatt [4]), la influencia de una ley de endurecimiento de tipo potencial (Hutchinson [5]) y el efecto de las dislocaciones (Bilby [6]).

Sin embargo, una gran limitación que presentan todos los modelos anteriores es que únicamente consideran dos casos extremos: deformación plana o tensión plana, no considerando la naturaleza tridimensional de componentes y grietas de fatiga. Por ejemplo, no se pueden analizar problemas tales como la restricción en el plano debido al espesor del componente, así como la influencia de la curvatura del frente de la grieta.

Existen potenciales beneficios al enfrentarse a esta simplificación con objeto de mejorar la comprensión de los mecanismos existentes tanto en la fatiga como en la fractura de materiales. El cierre de grieta, la dirección de crecimiento de grieta e incluso la curvatura del frente de la grieta son fenómenos tridimensionales y tienen que considerarse al evaluar la vida a fatiga de componentes metálicos sometidos a cargas cíclicas. Análisis tridimensionales mediante el método de los elementos finitos proporcionan información adicional a la obtenida mediante modelos analíticos y mediante técnicas experimentales. De esta forma, se pueden analizar los campos de tensiones y deformaciones en las proximidades del frente de la grieta.

Estudios anteriores en los que se empleaban modelos en 3D [7] muestran que la evolución del área plastificada a lo largo del espesor difiere del tamaño y la forma prevista por los modelos analíticos. Estos modelos predicen que el área plastificada en la superficie es tres veces más grande que la obtenida en el plano medio de la probeta.

En el presente trabajo se pretende determinar la forma y el tamaño del área plástica bi-dimensional equivalente obtenida a partir del volumen total plastificado, determinado a partir de modelos numéricos tridimensionales. La comparación con los resultados teóricos bi-dimensionales permiten la estimación del grado de tensión/deformación plana para cada caso de carga y la determinación de un factor de constricción que pueda emplearse en los modelos de estimación de velocidad de crecimiento de grieta.

2. DESCRIPCIÓN DEL MODELO NUMÉRICO

Se ha modelado con elementos finitos una probeta CT de aluminio Al-2024-T351 (W=50mm, a=20mm) en tres dimensiones, con comportamiento elasto-plástico del material. Las simulaciones numéricas se han realizado con el programa comercial ANSYS [8].

Se ha considerado esta aleación ya que combina una buena resistencia a la fatiga con un buen índice ecológico de fatiga para aplicaciones de transporte [9].

La zona más crítica corresponde al vértice de la grieta donde se produce la mayor concentración de tensiones y los mayores gradientes en tensiones y deformaciones. Por tanto, es necesario disponer de un elevado número de elementos para captar con cierta precisión estas variaciones.

Pero al mismo tiempo, para no penalizar en exceso el coste computacional, es preciso realizar una transición grande y violenta desde estas zonas hasta las más alejadas. Para ello se ha dividido la probeta en dos zonas distintas, una en el entorno del vértice de grieta, que ha sido mallada de una forma ordenada con elementos hexaédricos, y una segunda zona, mallada con elementos tetraédricos que permiten transiciones más bruscas.

Se ha realizado un análisis de convergencia para determinar el número y tamaño óptimo de los elementos a emplear en el mallado. En el presente trabajo se considera el radio plástico de Dugdale como parámetro de referencia para establecer el orden de magnitud de la zona plastificada.

De esta forma, se consigue que en todos los casos estudiados, el radio plástico siempre se encuentra dividido en el mismo número de elementos, y que el tamaño de los mismos sean proporcionales a la carga aplicada.

En cuanto al espesor, el tamaño de los elementos se ha realizado considerando que el elemento más cercano al plano medio de la probeta tiene una longitud doble que el situado en el exterior de la probeta, con el fin de poder determinar con mayor definición la zona de transición propia de la zona plastificada, la cual se manifiesta en las proximidades al exterior de la probeta, mientras que en el interior, donde predominan las condiciones de deformación plana, la zona plastificada es homogénea y requiere una menor definición. Este modelo numérico ha sido validado experimentalmente en un trabajo anterior [10]

En la figura 1 se muestra tanto el mallado empleado en el entorno del vértice de grieta, como el modelo completo para una probeta de 3 mm de espesor.



Figura 1. Mallado del entorno del frente de grieta y de una probeta de 3 mm de espesor.

Las propiedades que determinan el comportamiento elástico del material son el módulo de elasticidad E y el módulo de Poisson v, suponiendo que el comportamiento del material es isótropo. Para la probeta

de estudio estos valores han sido de 73.5GPa y de 0.35, respectivamente.

Para este trabajo se han considerado 10 espesores distintos que van desde los 3 hasta los 12mm, todos ellos sometidos a las cargas correspondientes a un factor de intensidad de tensiones K=25MPa·m^{1/2}.

3. RESULTADOS

3.1. Áreas plastificadas

Las aproximaciones de Irwin [1] y Dugdale [3] son las más empleadas para estimar el tamaño de la zona plástica. Sin embargo, únicamente estiman el valor del tamaño de la zona plástica en el plano de la grieta y, sobretodo, la forma de la zona plástica obtenida no concuerda con la observada experimentalmente [11].

La forma del área plastificada se puede analizar con más detalle aplicando un criterio de plastificación a un modelo analítico. En este trabajo, los resultados numéricos obtenidos se comparan con los teóricos obtenidos considerando las ecuaciones de Westergaard [12] en modo I y considerando el criterio de plastificación de von Mises.

Las tensiones principales en función del factor de intensidad de tensiones en modo I, se puede escribir como se indica a continuación:

$$\sigma_{1} = \frac{K_{I}}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[1 + \sin\left(\frac{\theta}{2}\right)\right]$$

$$\sigma_{2} = \frac{K_{I}}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[1 - \sin\left(\frac{\theta}{2}\right)\right]$$
(1)
$$\sigma_{3} = \begin{cases} 0 , \text{ tensión plana} \\ \frac{2\nu K_{I}}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) , \text{ deformación plana} \end{cases}$$

Teniendo en cuenta el criterio de von Mises y despejando r, se obtienen las formas plásticas para los estados de tensión y deformación plana en función de θ , tal y como se muestra en las ecuaciones 2 y 3, respectivamente.

$$r_{y}(\theta) = \frac{1}{4\pi} \left(\frac{K_{I}}{\sigma_{y}}\right)^{2} \left[1 + \cos\theta + \frac{3}{2}\sin^{2}\theta\right]$$
(2)

$$r_{y}(\theta) = \frac{1}{4\pi} \left(\frac{K_{I}}{\sigma_{y}}\right)^{2} \left[(1 - 2\nu)^{2} (1 + \cos\theta) + \frac{3}{2} \sin^{2}\theta \right] \quad (3)$$

Desde un punto de vista numérico, se puede obtener una visión precisa del área plastificada en el entorno del frente de la grieta analizando las deformaciones plásticas equivalentes en la probeta. Estas deformaciones se determinan a partir de las tensiones principales. En la figura 2 se muestra la evolución de las áreas plastificadas a lo largo del espesor. La elevada densidad de la malla empleada en el modelo de elementos finitos permite obtener el área plastificada con gran resolución.

Sin embargo, para una mejor visualización, se han representado únicamente las áreas plastificadas correspondientes a 11 planos a lo largo del espesor. A la izquierda se representa el plano situado en el plano medio de la probeta, mientras que a la derecha se representa el área plastificada en la superficie. Se puede observar como la forma y las dimensiones varían a lo largo del espesor. También se representa en la figura la evolución del área plastificada en el plano de la grieta.

Cabe destacar que el área plastificada en la superficie no es tres veces más grande que el área en el plano medio, sino que es incluso del mismo orden.



Figura 2. Evolución del área plastificada a lo largo del espesor.

Considerando el radio plástico, que no es más que el área plastificada en el plano que contiene a la grieta, se puede observar como en el interior, el área plastificada se mantiene constante, de forma que al aproximarse al exterior de la probeta se produce un notable incremento de las dimensiones del área plastificada, la cual disminuye rápidamente, formando un adelgazamiento de la zona plástica en la superficie de la probeta.

En estudios anteriores se han analizado la influencia de distintos factores en la distribución de las áreas plastificadas, tales como la carga, el espesor y la curvatura del frente de la grieta [7,13].

De forma resumida, cabe destacar que el aumento de la carga implica una extensión de la zona de transición de radio plástico hacia el interior de la probeta, hasta llegar

a ocupar todo el espesor de la probeta para valores de espesores pequeños.

Analizando la influencia del espesor se pude ver como el comportamiento es similar en función a la distancia al exterior de la probeta, de forma que al aumentar el espesor para cargas correspondientes a un mismo factor de intensidad de tensiones se podía observar cómo el peso relativo de la zona de transición disminuía.

Finalmente, el incremento del radio de curvatura en el frente de la grieta implica un incremento de las áreas plastificadas en la superficie de la probeta.

3.2. Área bi-dimensional equivalente

En primer lugar, es importante analizar la forma y tamaño de las áreas plastificadas en el modelo numérico con las previstas por la teoría.

En la figura 3 se muestran las áreas plastificadas obtenidas numéricamente para una probeta de 4mm de espesor sometida a una carga correspondiente a un factor de intensidad de tensiones K=25MPa·m^{1/2} en determinados planos clave, tales como el plano medio, la superficie y en el plano en el que el radio plástico es máximo. Junto a las anteriores se muestran las áreas plastificadas para los estados de tensión y deformación plana.

Se puede observar que el área plastificada prevista para el estado de deformación plana es significativamente más pequeña que el resto de áreas plastificadas. El área plastificada para el estado de tensión plana es mayor que todas las determinadas numéricamente, salvo en el plano de la grieta (0°) donde el máximo radio plástico sobrepasa la predicción analítica.

Con el fin de poder emplear el volumen plastificado en los modelos de crecimiento de grieta es necesario determinar un área plástica equivalente. Esta área se determinará considerando la forma media obtenida a partir de las áreas plastificadas en distintos planos a lo largo del espesor de la probeta. En la figura anterior, se puede ver por ejemplo, el resultado obtenido para la probeta de 4mm de espesor.

Se puede ver que las mayores diferencias entre los resultados numéricos y analíticos se obtienen en el plano de la grieta. En este plano, el menor valor corresponde al estado teórico de deformación plana, seguido por el resultado numérico en la superficie, en el plano medio, el valor correspondiente al estado de tensión plana y por último el resultado numérico es máximo.







Figura 4. Evolución del área plástica bi-dimensional equivalente con el espesor.

De la misma forma que se ha obtenido el área plástica bi-dimensional equivalente para el caso anterior, se puede determinar la evolución de estas áreas con el espesor cuando el factor de intensidad de tensiones aplicado es constante. En la figura 4 se puede observar esta evolución cuando la carga aplicada es la correspondiente a un K=25MPa·m^{1/2}.

Se aprecia que para un espesor de 3mm el área plástica equivalente es muy similar al área plastificada determinada analíticamente para el estado de tensión plana. Conforme el espesor va aumentando, se observa que el área plástica equivalente va disminuyendo. Para el caso de 12mm, se puede ver que el área plástica bidimensional equivalente es similar al obtenido analíticamente en el estado de deformación plana.

3.3. Factor de constricción

Una vez analizados los resultados anteriores se puede concluir que el análisis de las áreas pláticas bidimensionales equivalentes pueden ser una buena forma de determinar un factor de constricción que determine el grado de tensión o deformación plana que tiene una determinada pieza con un determinado espesor sometida a una determinada carga.

Estos factores de constricción se pueden emplear posteriormente en los modelos de estimación de crecimiento de grieta.

En este trabajo lo que se ha considerado es la relación existente entre los radios de las áreas bi-dimensionales equivalentes y los correspondientes al estado de tensión plana. De esta forma se ha barrido los ángulos comprendidos entre 70° y -70° y para cada uno de ellos se ha establecido la relación de radios establecida anteriormente.

No se han considerado otros ángulos debido a que los radios plásticos correspondientes a estos cuando se considera el estado de tensión plana analítico tienden a cero, lo que hace que la relación tienda a crecer hasta el infinito, y por tanto, no aportando estos valores información relevante.



Figura 5. Evolución del factor de constricción con el espesor de la probeta y el ángulo considerado.

En la Figura 5 se puede ver la evolución de estos factores de constricción en función del espesor de la probeta considerada, así como del ángulo considerado. Se puede observar que para un espesor de 3mm los valores comprendidos entre -45° y 45° los valores son próximos a 1, lo cual indicaría que el estado de tensiones es muy próximo al de tensión plana. Sin embargo, al aumentar el espesor se puede ver que los valores en este rango se alejan considerablemente, en especial para los valores correspondientes al plano de la grieta.

Debido a que el plano en el que se observan mayores diferencias corresponde al del de la grieta, se va a analizar cómo evoluciona el factor de constricción en este plano. De esta forma, en la figura 6 se observa cómo evoluciona el factor de constricción en el plano de la grieta con el espesor. Se puede observar que en los espesores considerados hay un claro comportamiento exponencial de forma que al aumentar el valor del espesor tiende a valores próximos a 0,3.



Figura 6. Evolución del factor de constricción en el plano medio de la grieta con el espesor.

4. CONCLUSIONES

En este trabajo se han estudiado los volúmenes plastificados en el entorno de grieta de probetas sometidas a las cargas correspondientes a un factor de intensidad de tensiones K=25MPa·m^{1/2}.

Se han obtenido las áreas plásticas bi-dimensionales equivalentes. Estas áreas equivalentes se pueden emplear en modelos de estimación de grieta.

A partir de la relación existente entre las áreas plásticas bi-dimesionales equivalentes y el área que plastifica según el modelo analítico de Westergaard, se han determinado unos factores de constricción que determinan el grado de tensión plana existente en un estado de carga.

Considerando los factores de constricción correspondientes al plano medio de la probeta que

contiene a la grieta, se ha analizado su evolución al modificar el espesor de la probeta. Se ha observado un comportamiento exponencial con el espesor.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al Ministerio de Economía y Competitividad por la financiación del proyecto del Plan Nacional de Investigación MAT2016-76951-C2-2-P.

REFERENCIAS

- [1] G.R. Irwin. Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate, *Journal of Applied Mechanics*, **24**, 361–364, 1957.
- [2] B. Tomkins. Fatigue crack propagation—an analysis, *The Philosophical Magazine: A Journal* of Theoretical Experimental and Applied Physics, 18,1041–1066, 1968.
- [3] D.S. Dugdale. Yielding of steel sheets containing slits. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, **8**, 100–104, 1960.
- [4] G.I. Barenblatt. The Mathematical Theory of Equilibrium Cracks in Brittle Fracture, *Advances in Applied Mechanics*, **7**, 55–129, 1962.
- [5] J.W. Hutchinson. Plastic stress and strain fields at a crack tip, *Journal of the Mechanics and Physics* of Solids, **16**, 337–342, 1968.
- [6] B.A. Bilby, A.H. Cottrell, K.H. Swinden. The spread of plastic yield from a notch, *Proceedings* of the Royal Society of London. Series A. Mathematical and Physical Sciences, 272, 304-314, 1963.
- [7] D. Camas, J. Garcia-Manrique, A. Gonzalez-Herrera. Numerical study of the thickness transition in bi-dimensional specimen cracks, *International Journal of Fatigue*, 33, 921–928, 2011.
- [8] ANSYS. User's manual, v.13. 2009.
- [9] V. Chaves. Ecological criteria for the selection of materials in fatigue, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 37, 1034– 1042, 2014.
- [10] D. Camas, P. Lopez-Crespo, A. Gonzalez-Herrera, B. Moreno. Numerical and experimental study of the plastic zone in cracked specimens, *Engineering Fracture Mechanics*, 185, 20–32, 2017.
- [11] F.V. Antunes, A.G. Chegini, R. Branco, D. Camas. A numerical study of plasticity induced crack

closure under plane strain conditions, *International Journal of Fatigue*, **71**, 75–86, 2015.

- [12] H.M. Westergaard. Bearing pressures and cracks, Journal of Applied Mechanics, **61**, 1939.
- [13] D. Camas, J. Garcia-Manrique, A. Gonzalez-Herrera. Crack front curvature: Influence and effects on the crack tip fields in bi-dimensional specimens, International Journal of Fatigue, 44, 41–50, 2012.

TECNICAS EXPERIMENTALES

ESTUDIO Y MEJORA DE LOS MÉTODOS DE CORRELACIÓN PARA LA OBTENCIÓN DEL LÍMITE ELÁSTICO DE ACEROS EN LOS ENSAYOS MINIATURA DE PUNZONADO

J. Calaf Chica^{1*}, P.M. Bravo Díez¹, M. Preciado Calzada¹, D. Ballorca Juez¹

¹Departamento de Ingeniería Civil, Universidad de Burgos Avenida Cantabria s/n, 09006 Burgos, España * Persona de contacto: jcalaf@ubu.es

RESUMEN

El ensayo miniatura de punzonado (SPT) se utiliza para la obtención de propiedades mecánicas de materiales a partir de una correlación lineal previa entre datos extraídos de la curva carga-desplazamiento del SPT y ensayos de tracción uniaxial. Uno de los puntos débiles de los actuales métodos de correlación es el alto nivel de desviación que muestra la regresión lineal de la correlación cuando se evalúa un conjunto amplio de materiales en el mismo estudio.

En esta investigación se llevó a cabo un estudio por elementos finitos centrado en aceros para comprender el comportamiento de la probeta SPT durante las primeras fases del ensayo; analizar los actuales métodos de correlación para la obtención del límite elástico del material con el fin de localizar las causas origen de las desviaciones; estudiar la precisión de los métodos de correlación en función del sistema de medición del desplazamiento de la probeta; y desarrollar un método alternativo de correlación con el límite elástico que muestre un menor nivel de desviaciones.

A este estudio numérico se añadió una batería de ensayos experimentales (ensayos de tracción uniaxial y SPTs) para validar los trabajos previos y demostrar la fiabilidad del método de correlación propuesto.

PALABRAS CLAVE: Small Punch Test, SPT, límite elástico

ABSTRACT

The Small Punch Test (SPT) is a miniaturized test used to obtain the mechanical properties of materials. The loaddisplacement curve of this test does not give directly the material parameters, and linear correlations between data obtained from the SPT curve and each mechanical property are necessary. The main difficulty with these correlation methods is the high level of scattering showed when a large set of materials is analysed in the same study.

In this research, a finite element analysis for steel alloys was performed to understand the specimen behaviour in the early stages of the Small Punch Test. Actual methods used to correlate the material yield strength with the data obtained from the SPT curve were also analysed via this FEM study to find out the mechanical sense of the correlation scattering for this mechanical property. The different methods used to measure the specimen displacement during the SPT were also analysed. This numerical investigation demonstrated the suitability and lower dispersion of an alternative correlation method for the yield strength via the SPT.

Focused on steel alloys, experimental tensile tests and SPT's were performed to validate the previous numerical analyses and to demonstrate the suitability of the proposed correlation method.

KEYWORDS: Small Punch Test, SPT, yield strength

1. INTRODUCCIÓN

El ensayo miniatura de punzonado (SPT) nació a principios de los años 80 como una de las múltiples opciones con la que caracterizar materiales susceptibles de ser utilizados en reactores nucleares de fusión [1, 2]. Era necesario cuantificar las alteraciones que la radiación de neutrones de alta energía generaba en las propiedades mecánicas. Pero el flujo de neutrones disminuye rápidamente con la distancia, y fue ese el motivo que llevó a los investigadores a iniciar el desarrollo de los ensayos miniatura [3-7]. La figura 1 muestra el utillaje básico que compone el ensayo SPT: dos matrices, inferior ($R_d = 2.0 \text{ mm y } r = 0.5 \text{ mm}$) y superior que sujetan y posicionan una probeta de espesor t = 0.5 mm y diámetro $\ge 8 \text{ mm}$; y un punzón de cabeza esférica y radio $R_p = 1.25 \text{ mm}$. El ensayo se realiza desplazando a velocidad controlada el punzón contra la probeta hasta que se alcanza la rotura final. Se registran los valores de desplazamiento y carga para elaborar la curva SPT (ver figura 2).



Figura 2. Curva carga vs desplazamiento del punzón

Existen cinco regiones bien diferenciadas en el ensayo SPT (ver figura 2) [8]:

Zona I: flexión elástica.

Zona II: transición entre la flexión elástica y la plástica. Zona III: endurecimiento plástico.

Zona IV: ablandamiento por inicio de daño.

Zona V: crecimiento de grietas (circunferenciales alrededor del centro de la probeta en el caso de materiales lo suficientemente dúctiles) hasta la rotura final.

Para la obtención del límite elástico, se han desarrollado a lo largo de los años los siguientes métodos:

- a) El método de Mao [6] (o método de las dos tangentes). Se dibujan dos rectas tangentes a la curva SPT: una en la posición de máxima pendiente de la zona I de la curva SPT; y otra en la posición de mínima pendiente de la zona III. El valor de carga del punto de cruce entre ambas tangentes P_y es el valor que se correlaciona linealmente con el límite elástico σ_y .
- b) El método de Mao proyectado [9]. Se obtiene el punto de cruce repitiendo en método de Mao y se

proyecta verticalmente sobre la curva SPT. El valor de carga del punto proyectado es el valor que se usa para la obtención del límite elástico.

- c) El método t/10 [10]. Se traza una recta paralela a la tangente de máxima pendiente de la zona I de la curva SPT con un offset de t/10. El valor de carga del punto de cruce de esta recta con la curva SPT se correlaciona con el límite elástico.
- d) El método CWA [11]. También referenciado como el método de las dos secantes. La carga P_y se calcula por la intersección de dos funciones lineales que se obtienen de minimizar el error entre sus valores de carga y los obtenidos de la curva SPT. Los desarrolladores de este método, recomiendan el uso del valor de carga obtenido de la proyección vertical de este punto de intersección con la curva SPT.

En el desarrollo inicial del ensayo miniatura de punzonado, para la obtención de la curva SPT se utilizaba el desplazamiento del punzón medido con ayuda de un extensómetro sujeto a los cabezales inferior y superior del conjunto (nos referiremos a este sistema como δ_{ext}). Más tarde, fue imponiéndose el uso de un LVDT apoyado en el centro de la cara inferior de la probeta (δ_{inf} a partir de ahora). Las principales diferencias entre ambas metodologías son:

- a) La indentación plástica entre el punzón y la cara superior de la probeta de los primeros instantes del ensayo SPT queda suprimida en δ_{inf} .
- b) Los desplazamientos generados por los contactos no lineales entre las distintas piezas del utillaje que configuran el punzón influencian en la medición de δ_{ext} .

El punto (b) puede solventarse con una corrección en la medida obtenida por el extensómetro: se procede a realizar un ensayo SPT sustituyendo la matriz inferior por un cilindro de carburo de tungsteno (sin colocar ninguna probeta de ensayo); se desplaza el punzón hasta alcanzar un nivel de carga máximo que no será superado durante los ensayos posteriores; se elimina la carga y se vuelve a desplazar el punzón hasta el valor máximo de carga alcanzado previamente; se toma la última curva de carga y se aproxima a una ecuación polinómica de 5° grado; finalmente, a todos los ensayos SPT posteriores se les restan los valores de desplazamiento de la ecuación polinómica de carga superior de la probeta (δ_{sup}).

El punto (a) comentado anteriormente, fue una de las razones principales por las que la literatura ha acabado considerando a δ_{inf} como más preciso que δ_{sup} [9].

2. METODOLOGÍA Y MATERIALES

En este estudio se llevaron a cabo los siguientes estudios:

tracción.

- a) Un estudio MEF comparativo de la precisión mostrada por los sistemas de desplazamiento δ_{inf} y $\delta_{sup.}$
- b) Un análisis de la dependencia de la carga de cedencia P_y obtenida de la curva SPT con más de una propiedad plástica con el fin de demostrar el carácter arbitrario de los métodos de correlación actuales.
- c) Validar numéricamente un método alternativo para la obtención del límite elástico σ_y con el SPT que muestre una alta dependencia con esta propiedad mecánica y baja alteración con la variación del resto de propiedades plásticas.
- d) Elaboración de una batería de ensayos experimentales que valide los estudios numéricos realizados.

Las simulaciones MEF se llevaron a cabo con el software Abaqus considerando 36 materiales hipotéticos. Se consideró el modelo de Ramberg-Osgood para simular el endurecimiento de estos materiales (ver ecuaciones (1) y (2) [12]):

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E} + \varepsilon_{offset} \left(\frac{\sigma}{\sigma_y}\right)^n \tag{1}$$
$$n = \frac{\ln\left(\frac{\varepsilon_m - \sigma_m}{\varepsilon_{offset}}\right)}{\ln\left(\frac{\sigma_m}{\sigma_y}\right)} \tag{2}$$

donde se ha considerado $\varepsilon_{offset} = 0.002$.

Este estudio se centra en el análisis de aceros, motivo por el que en los estudios MEF preliminares se fijaron las propiedades elásticas E = 200000 MPa y v = 0.3. Las propiedades plásticas se dividieron en nueve familias (M1.y hasta M9.y) con distinto límite elástico. Cada una de estas familias tenía 4 coeficientes *n* de Ramberg-Osgood (Mx.1 hasta Mx.4). La tabla 1 muestra un resumen de las propiedades plásticas asignadas a cada material.

Tabla 1. Propiedades plásticas de los materiales hipotéticos

Material	σ_y (MPa)	<i>n</i> *	Material	σ_y (MPa
M1.1	100	6.95	M5.3	700
M1.2	100	8.95	M5.4	700
M1.3	100	14	M6.1	850
M1.4	100	35	M6.2	850
M2.1	250	6.95	M6.3	850
M2.2	250	8.95	M6.4	850
M2.3	250	14	M7.1	1000
M2.4	250	35	M7.2	1000
M3.1	400	6.95	M7.3	1000
M3.2	400	8.95	M7.4	1000
M3.3	400	14	M8.1	1200
M3.4	400	35	M8.2	1200
M4.1	550	6.95	M8.3	1200

M4.2	550	8.95		M8.4	1200	35
M4.3	550	14		M9.1	1400	6.95
M4.4	550	35		M9.2	1400	8.95
M5.1	700	6.95		M9.3	1400	14
M5.2	700	8.95		M9.4	1400	35
(*) Parámetro de Ramberg-Osgood						

En los ensayos experimentales, se seleccionaron seis aceros con el objetivo de obtener un rango amplio de límites elásticos. Se llevaron a cabo ensayos estándar de tracción uniaxial y ensayos SPT. La tabla 2 muestra las

Tabla 2. Propiedades mecánicas de los materiales experimentales

propiedades mecánicas obtenidas de los ensayos de

Material	E (MPa)	σ_y (MPa)	σ_{u_eng} (MPa)	E _{fract} (mm/mm)
DC04	203000	160.0	288.0	0.47
HC300LA	206000	322.0	411.0	0.31
DC01	208000	229.0	353.0	0.35
F1110	216430	550.6	615.6	0.19
F1140	204910	745.0	922.7	0.10
15-5PH H900	194926	1215.0	1310.0	0.16

3. ANÁLISIS NUMÉRICOS

Para los ensayos numéricos se utilizó el software Abaqus. La simulación del ensayo SPT se realizó con un cálculo implícito en un modelo axisimétrico (ver figura 3). La probeta se malló con elementos cuadriláteros de integración reducida y control de *"hourglass"* (CAX4R) con un tamaño global de elemento de 0.025 mm. Las matrices y el punzón se simularon como sólidos rígidos analíticos. La interacción entre las distintas partes se estableció con un coeficiente de fricción de 0.18 (valor típico para un contacto acero-acero). Las propiedades plásticas utilizadas fueron las previamente indicadas en la tabla 1.



Figura 3. Modelo MEF del SPT

La figura 4 muestra las curvas SPT de la familia de materiales hipotéticos M1.x medidos con el sistema de desplazamiento δ_{sup} . Las curvas mostraron, para todos los materiales hipotéticos, una variación significativa de su forma en las zonas II y III para variaciones del

 $\frac{n^*}{14}$

6.95 8.95 <u>14</u> 35

<u>6.95</u> 8.95

14

35

6.95

8.95 14
coeficiente de endurecimiento n con el límite elástico fijo.

A todas las curvas SPT obtenidas se les aplicaron los distintos métodos existentes para la obtención de la carga de fluencia P_y (Mao, Mao proyectado, t/10 y CWA). Los mencionados cálculos se llevaron a cabo para los dos sistemas de medición del desplazamiento δ_{sup} y δ_{inf} .



Las figuras 5 a 8 muestran las regresiones lineales establecidas para cada uno de los métodos de obtención de la carga de fluencia P_y y la comparativa entre los sistemas δ_{sup} y δ_{inf} .





Figura 6. Correlación lineal para Py_Mao_proyectado



Figura 8. Correlación lineal para P_{y_CWA}

En la búsqueda de un método alternativo para la obtención del límite elástico, se llevó a cabo un estudio detallado del comportamiento de la probeta SPT durante las fases del ensayo que son utilizadas para la obtención de la carga de fluencia P_y en los métodos actuales. Se observó que, en la probeta, para desplazamientos del punzón entre 0.1 y 0.5 mm (valores utilizados para el cálculo de P_y), la mayoría del material se encontraba con niveles muy elevados de plasticidad. Por tanto, el coeficiente de endurecimiento n jugaba un importante papel en la respuesta de la probeta ante el desplazamiento del punzón.

Al observar en detalle la evolución del área plastificada durante el recorrido de la zona I de la curva SPT se observó que ésta se inicia en la zona central de contacto con el punzón de la cara superior de la probeta. Dicho volumen plastificado va aumentando hasta alcanzar la cara inferior. Este suceso coincide con la máxima pendiente de la zona I de la curva SPT (*Slopeini*). Por tanto, el valor de *Slopeini* podría tener una gran dependencia con el límite elástico del material y mostrar baja alteración con el coeficiente de endurecimiento n (ya que el nivel de endurecimiento de la mayoría de la zona plastificada es aún muy bajo en esos instantes del ensayo).

La figura 9 muestra la relación entre los valores de $Slope_{ini}/t$ y el límite elástico de los materiales hipotéticos. Se confirma la baja dependencia de este

valor con las variaciones en el coeficiente de endurecimiento *n*.



4. ENSAYOS EXPERIMENTALES

Se llevaron a cabo ensayos estándar de tracción uniaxial (según ASTM E8M) y ensayos SPT a seis aceros: DC01, DC04, HC300LA, F1110, F1140 y 15-5PH H900. La tabla 2 muestra las propiedades mecánicas obtenidas de los ensayos de tracción realizados y en la figura 10 se han reunido las curvas SPT.



Figura 10. Curvas SPT de los ensayos experimentales

Las figuras 11 a 14 muestran las correlaciones entre las cargas de fluencia P_y y el límite elástico del material obtenidas con cada método. La figura 15 muestra la misma relación entre los valores de *Slope*_{ini} obtenidos y el límite elástico.



Figura 11. Correlación experimental (método de Mao)



Figura 12. Correlación experimental (método de Mao proyectado)



Figura 13. Correlación experimental (método t/10)



Figura 14. Correlación experimental (método CWA)



Figura 15. Correlación experimental (método Slopeini)

La figura 16 muestra las desviaciones entre los límites elásticos calculados con las ecuaciones de las regresiones experimentales obtenidas para cada uno de los métodos y los valores de límite elástico obtenidos de los ensayos de tracción uniaxial. De dicha figura, se deduce que el método *Slope*_{ini} muestra una mayor

estabilidad en sus desviaciones sin alcanzar en ningún caso valores superiores al 6%.



Figura 16. Desviaciones en el cálculo del límite elástico

5. CONCLUSIONES

Tras la realización de una serie de estudios numéricos y experimentales, se han obtenido las siguientes conclusiones:

- a) Entre los dos sistemas de medición del desplazamiento en la curva SPT (δ_{sup} y δ_{inf}), se ha verificado numéricamente que la precisión de la relación entre los valores de carga de fluencia P_y y el límite elástico es semejante.
- b) Los métodos actuales de correlación para la obtención del límite elástico en el ensayo SPT, mostraron numéricamente una dependencia considerable con el factor de endurecimiento n. Tan solo el método de Mao ofreció en los cálculos MEF una menor dispersión, pero los ensayos experimentales posteriores mostraron desviaciones elevadas para este último método.
- c) El uso de la pendiente máxima de la curva SPT en la zona I (*Slope_{ini}*) mostró tanto numéricamente como experimentalmente bajos niveles de desviación en su correlación con el límite elástico del material. El interés de utilizar este método alternativo se incrementa al tener en cuenta que el valor de *Slope_{ini}* se obtiene tan solo con la información reflejada en la zona I de la curva SPT. Con ello, este método serviría de alternativa para aquellos materiales frágiles que rompen en la zona III de la curva SPT antes de alcanzarse la pendiente mínima de dicha zona de la curva.

6. REFERENCIAS

- M.P. Manahan, A.S. Argon, O.K. Harling, The development of a miniaturized disk bend test for the determination of postirradiation mechanical properties, Journal of Nuclear Materials 103 & 104 (1981) 1545-1550.
- [2] F.H. Huang, M.L. Hamilton, G.L. Wire, Bend testing for miniature disks, Nuclear Technology 57.2 (1982) 234-242.

- [3] G.E. Lucas, A. Okada, M. Kiritani, Parametric Analysis of the Disc Bend Test, Journal of Nuclear Materials 141-143 (1986) 532-535.
- [4] G.E. Lucas, Review of Small Specimen Test Techniques for Irradiation Testing, Metallurgical Transactions A 21A (1990) 1105-1119.
- [5] J.M. Baik, J. Kameda, O. Buck, Development of Small Punch Tests for Ductile-brittle Transition Temperature Measurement of Temper Embrittlement Ni-Cr Steels, ASTM STP 888 (1986) 92-111.
- [6] X. Mao, H. Takahashi, Development of a furtherminiaturized specimen of 3 mm diameter for tem disk small punch tests, Journal of Nuclear Materials 150 (1987) 42-52.
- [7] T. Misawa, T. Adachi, M. Saito, Y. Hamaguchi, Small punch tests for evaluating ductile-brittle transition behavior of irradiated ferritic steels, Journal of Nuclear Materials 150 (1987) 194-202.
- [8] M. Abendroth, M. Kuna, Determination of deformation and failure properties of ductile materials by means of the small punch test and neural networks, Computational Materials Science 28 (2003) 633-644.
- [9] M.F. Moreno, G. Bertolino, A. Yawny, The significance of specimen displacement definition on the mechanical properties derived from Small Punch Test, Materials and Design 95 (2016) 623-631.
- [10] C. Rodríguez, J. García, E. Cárdenas, C. Betegón, Mechanical properties characterization of heataffected zone using the small punch test, Welding Research 88 (2009) 188-192.
- [11] CEN Workshop Agreement, CWA 15627:2007 D/E/F, Small Punch Test Method for Metallic Materials, CEN, Brussels Belgium, 2007.
- [12] W. Ramberg, W.R. Osgood, Description of stressstrain curves by three parameters, Technical Note 902, NACA, Washington DC, 1943.

MEDIDA DEL DESGASTE EN UN ENSAYO DE FRETTING MEDIANTE MICROSCOPIO CONFOCAL

G. Jordano, C. Navarro^{*}, J. Vázquez, J. Domínguez

Escuela Técnica Superior de Ingeniería, Universidad de Sevilla Camino de los Descubrimientos s/n, 41092, Sevilla, España * Persona de contacto: cnp@us.es

RESUMEN

Se ha analizado el desgaste producido en ensayos de fatiga por fretting con contacto esférico realizados con la aleación de aluminio 7075 T651. Las huellas de fretting tienen forma circular, y en estas se distinguen dos zonas: una zona central circular de adhesión y una zona exterior de deslizamiento con forma de anillo. Esta última zona se distingue porque aparece dañada por desgaste y oxidación. El objetivo de este trabajo consiste en distinguir dichas zonas, determinar su tamaño y posición, medir el desgaste y establecer una relación con las tensiones que aparecen en el contacto. Para ello se ha utilizado un microscopio confocal que proporciona un mapa de la superficie: profundidad frente a posición. Dado que las huellas no suelen estar muy limpias, las imágenes y datos obtenidos con el microscopio se someten a una serie de tratamientos digitales de forma que al final se obtienen los parámetros deseados. Finalmente, los datos experimentales se combinan con los cálculos analíticos mediante el modelo de desgaste de Archard.

PALABRAS CLAVE: Fretting Esférico, Huella, 7075T651, Desgaste, Microscopio Confocal.

ABSTRACT

Wear has been analyzed in several fretting fatigue tests with spherical contact performed on Al 7075 T651. The scars have a circular shape showing the contact zone and, inside of it, another circular zone called the stick zone can be distinguished. The rest of the contact zone is called the sliding zone. The latter appears clearly damaged by wear and oxidation. The objective of this paper is to measure the size of these zones and their position, measure the wear in the sliding zone and establish a relation with the stresses at the contact. This has been done using a confocal microscope which gives a map of the surface: depth at each position. Given that the scar does not appear as an ideal circumference, the images have gone through a process of digital processing in order to obtain the geometric characteristics. Finally, the experimental data is combined with the analytical calculations through Archard wear model.

KEYWORDS: Spherical Fretting, Scar, 7075T651, Wear, Confocal Microscope

INTRODUCCIÓN

La fatiga por fretting es un fenómeno de daño que puede ocurrir en multitud de componentes de máquinas y estructuras como uniones atornilladas y roblonadas, acoplamientos con ajuste a presión, cadenas, etc. [1]. En estos casos se producen pequeños desplazamientos relativos entre las superficies en contacto bajo presión. Esto, en conjunción con la fricción, genera unas tensiones tangenciales en las superficies en contacto. Estas tensiones locales de contacto se superponen a las tensiones globales de todo el componente, produciendo un efecto similar al de los concentradores de tensión. Debido a estas tensiones aparecen grietas en la zona de contacto mucho antes que si no hubiera contacto entre partes, grietas que pueden desarrollarse las posteriormente pudiendo dar lugar a la fractura final del componente.

Además de la iniciación prematura de grietas también se produce un desgaste en la superficie que genera un deterioro y con ello una modificación de la distribución de tensiones. Esto quiere decir que para tener un buen modelo del comportamiento de los componentes a fatiga por fretting habría que incorporar la evolución del desgaste y por lo tanto de la distribución de tensiones conforme se aplican ciclos de carga.

En este artículo se estudia el proceso de desgaste en un ensayo de fatiga por fretting en el que se ha utilizado como par de contacto el formado por una esfera y un plano. El desgaste se mide con microscopio confocal, y a partir de éste, y de la presión y deslizamiento en cada punto del contacto se obtendrá una constante que permitiría modelar el desgaste en función de los ciclos de carga aplicados.

ENSAYO DE FRETTING

En la figura 1 se muestra un esquema del montaje del ensayo con las cargas que se aplican. A los elementos de contacto con superficie esférica de radio 100 mm se le aplica una fuerza constante N. Posteriormente se aplica una carga axial cíclica P (que da lugar a una tensión axial σ), y debido a la rigidez del sistema esto provoca en el contacto una carga tangencial Q también cíclica y en fase con P.



Figura 1. Esquema del puente de fretting.

Se analizarán dos ensayos realizados sobre una aleación de aluminio 7075 T651. Uno de ellos con un tratamiento de shot-peening (SP) y donde las cargas aplicadas fueron $\sigma = 110$ MPa, Q = 900 N y N = 1000N. El otro fue sometido a un tratamiento de láserpeening (LP) y donde las cargas aplicadas fueron $\sigma = 90$ MPa, Q = 1100 N y N = 1200 N. Los detalles completos de estos ensayos se pueden ver en [2]. Las huellas típicas de este tipo de contacto presentan una zona de contacto circular cuyo radio, a, depende de la fuerza normal aplicada, el radio de la esfera, y de los módulos de Young y Poisson del material. Dentro de la zona de contacto se distinguen a su vez dos zonas: la de adhesión y la de deslizamiento. La de adhesión tiene forma circular y su radio, c, depende de la relación entre la fuerza tangencial, el coeficiente de rozamiento y la fuerza normal. Por último, la posición de esta zona sería concéntrica si no hubiera carga axial pero al haberla aparece una pequeña excentricidad, e, en la dirección de aplicación de la carga.

ANÁLISIS DE LAS HUELLAS

La microscopía confocal es una técnica que permite la medición 3D de la topografía de superficies mediante la adquisición de una secuencia de imágenes ópticamente seccionadas a través de la profundidad del foco del objetivo. La señal más alta dentro de la secuencia de imágenes para cada píxel se correlaciona con la altura de la topografía. Unas de las principales ventajas de esta técnica respecto a otras técnicas ópticas son una alta resolución lateral y la capacidad de medir pronunciadas pendientes locales [3].

La medición de la topografía de las probetas ensayadas se realizó con el microscopio confocal SENSOFAR S NEOX©. El microscopio junto con el objetivo de diez aumentos NIKON X10 EPI© empleado, es capaz de medir superficies de hasta 1754x1320 μ m² y pendientes locales de hasta 86° en superficies rugosas, con una resolución lateral de 1.29 μ m y una resolución vertical de 25 nm. El equipo también permite medir superficies mayores (hasta 700x600 mm²) solapando áreas del mismo tamaño, cuyas dimensiones máximas dependen del objetivo empleado, para formar una retícula. Las superficies medidas fueron de 4911x3538 μ m² para la probeta SP y de 4911x3696 μ m² para la probeta LP, empleando en ambos casos una retícula de 3x3 áreas.

La medición se realiza para cada área individual mediante un barrido vertical. La amplitud de éste para la probeta con LP fue de 120 µm y para la probeta con SP de 160 µm. El ajuste de la luz es un punto importante a la hora de realizar la medición ya que si ésta es insuficiente no se medirían los puntos en las zonas donde se ha producido desgaste ya que estas zonas reflejan menos la luz. Por el contrario, si la luz es excesiva aparecerían picos en la superficie medida debidos a la alta reflexión. Por ello, la medición se tomó para dos niveles de luz diferentes para todo el rango del barrido. Los niveles de luz fueron de 15% y 1.5% para la probeta con LP y 25% y 1.5% para la probeta con SP. El software del programa (SensoSCAN 6.1) selecciona automáticamente la mejor solución para cada punto. En la zona donde se ha producido la fractura se observa el efecto de los picos debido a su alta reflexión. No se pudo corregir este efecto ajustando el nivel de luz.

Tras la medición se obtiene una imagen 3D de la muestra, una imagen 2D de la misma en la que la altura de cada punto viene dada por un código de colores y un listado con las coordenadas X, Y, Z de cada punto medido, donde X e Y indican la posición del punto en el plano y Z la altura relativa del mismo respecto a la referencia, figura 2.



Figura 2. Resultados de la medición: (A) 2D probeta LP, (B) 3D probeta LP, (C) 2D probeta SP y (D) 3D probeta SP.

A partir de la imagen 2D y el listado de puntos medidos, se crean imágenes correspondientes a cortes paralelos a

la superficie. Para ello, se realiza una agrupación por alturas de los puntos medidos empleando el método de agrupamiento K-Means (MATLAB©). Este método divide las alturas medidas en k grupos y le asigna a cada una el índice del grupo cuyo valor medio es el más cercano. A continuación, se relacionan los puntos con alturas de mismo índice con los pixeles de la imagen 2D para crear k imágenes.

Según la altura relativa y de cómo se distribuyen los puntos en las distintas imágenes, se pueden identificar aquellas zonas que representan desgaste, zonas que no han sufrido modificación o incluso aquellas donde se ha añadido material. Para distinguir estas zonas se toma como referencia los puntos que se sitúan fuera de la zona de contacto porque en ningún momento han sido alterados. Con ellos se obtiene un plano medio de la superficie inalterada.

El objetivo de esta identificación es la creación de una imagen de las zonas que han sufrido desgaste y una imagen de las zonas inalteradas, figura 3. Las imágenes de las zonas desgastadas e inalteradas permiten delimitar las zonas de adhesión y contacto a partir de la agrupación de subconjuntos de las k imágenes.



Figura 3. (A) Imagen zonas de desgaste de LP, (B) imagen zonas inalteradas de LP. (C) Imagen zonas de desgate de SP, (D) zonas inalteradas de SP.

Para seleccionar los elementos de estas imágenes que ayudarán a ajustar las circunferencias correspondientes a las zonas de adhesión y contacto, y por tanto, obtener los radios y centros de ambas zonas, es necesario realizar la segmentación de las mismas mediante técnicas morfológicas de procesamiento de imágenes [4]. Estas técnicas se basan en la morfología matemática, teoría para el análisis y tratamiento de estructuras geométricas basada en operaciones de teoría de conjuntos. Las operaciones morfológicas simplifican imágenes y conservan las principales características de forma de los objetos.

El tratamiento de las imágenes comienza eliminando las pequeñas imperfecciones y puntos no deseados resultado de la agrupación de píxeles. Esto se realiza aplicando a las imágenes anteriores (en blanco y negro) las operaciones morfológicas de reconstrucción por apertura y cierre que eliminan pequeños elementos y pequeños agujeros. La reconstrucción por apertura consiste en la combinación de la operación de erosión, que reduce los elementos de la imagen, y en una posterior reconstrucción, que recompone la imagen tomando como marcador la imagen erosionada, por lo que si un elemento ha sido eliminado tras la erosión, no aparecerá en la imagen reconstruida. Posteriormente se aplica la operación de reconstrucción por cierre, que consiste en invertir la imagen reconstruida por apertura, realizar el mismo proceso de erosión y reconstrucción y por último volver a invertir la imagen. En este caso, al realizar la erosión y la reconstrucción sobre la imagen invertida, los elementos que eliminamos equivalen a agujeros de la imagen no invertida [4].

Teniendo en cuenta que en la zona de contacto aparecen puntos que han sufrido desgaste o adhesión, para delimitarla se parte del complementario de la imagen de las zonas inalteradas binarizada. Se procesa la imagen ejecutando en primer lugar la operación morfológica de erosión que reduce los elementos de la imagen y a continuación se aplica la operación morfológica de reconstrucción por apertura para eliminar los elementos aislados. Una vez se dispone de una imagen segmentada con los elementos que han sufrido desgaste o adhesión, se procede a ajustar de forma iterativa una circunferencia que contenga los puntos de los elementos seleccionados, figura 4.



Figura 4. Proceso de ajuste a zona de contacto probeta SP: (A) imagen binarizada, (B) imagen tras erosión, (C) imagen tras reconstrucción por apertura, (D) primer ajuste a zona de contacto, (E) último ajuste a zona de contacto, (F) ajuste sobre imagen 2D.

Para delimitar la zona de adhesión, zona en la que se supone que no deben de aparecer puntos que han sufrido desgaste, se parte de la imagen de la zona de desgaste binarizada, delimitada por la zona de contacto. Mediante el mismo proceso de segmentación, se ajusta una circunferencia de forma iterativa de tal forma que en cada iteración los puntos de las zonas de desgaste contenidos en la circunferencia vayan disminuyendo, figura 5.

El proceso de segmentación para cada caso debe ajustarse variando el valor de los parámetros de las transformaciones morfológicas y el número de iteraciones para el ajuste. Los parámetros de las transformaciones morfológicas se ajustan en función de los elementos que se desean eliminar, dándole un valor más elevado conforme mayores son los elementos no deseados. El número de iteraciones se elige, tras el ajuste de los parámetros de las transformaciones morfológicas, realizando una prueba inicial y seleccionando posteriormente el número de iteraciones que mejor ajustan la circunferencia. Aunque las huellas presentan patrones parecidos, el proceso de ajuste de los parámetros de las operaciones morfológicas no se ha podido automatizar del todo debido a que los elementos que forman las imágenes son totalmente diferentes para cada caso. Una vez que todos los parámetros se han establecido, el proceso es automático, en cada iteración se ajusta una circunferencia y se eliminan los puntos no deseados para volver a realizar el ajuste en la siguiente iteración.



Figura 5. Proceso de ajuste a zona de adhesión probeta SP: (A) imagen binzarizada, (B) imagen delimitada por zona de contacto, (C) imagen tras erosión y reconstrucción por apertura, (D) primer ajuste a zona de adhesión, (E) último ajuste a zona de adhesión, (F) ajuste sobre imagen 2D.

En la figura 6 se muestran las zonas de contacto y adhesión obtenidas de este proceso para ambas probetas. En los ajustes realizados se puede observar que ambas circunferencias no son concéntricas, figuras 6A y 6C, y que los valores obtenidos para la excentricidad, e, y radios de las zonas de adhesión, c, y contacto, a, son mayores que los calculados teóricamente [2], ver tabla 1. De acuerdo al apartado anterior, la excentricidad de la zona de adhesión es resultado de la tensión global oscilatoria en la probeta. Pero en los ajustes realizados aparece además una excentricidad horizontal de menor magnitud que al igual que las diferencias entre los valores teóricos y los valores obtenidos, se debe a que el contacto no es ideal y también a que el algoritmo y procesado de imágenes no es perfecto. Además, el coeficiente de rozamiento al principio del ensavo es más bajo, lo que provoca deslizamientos tanto globales como locales mayores, que alteran la huella resultante. En los cálculos realizados se ha empleado el valor del coeficiente de rozamiento una vez se ha estabilizado. Por último, se ha corregido la posición horizontal de la zona de adhesión, situándola de forma simétrica a la zona de contacto, figuras 6B y 6D.



Figura 6. Ajustes obtenidos: (A) probeta LP, (B) probeta LP zona adhesión corregida, (C) probeta SP, (D) zona adhesión corregida.

	LP	SP
$a_{\text{experimental}} (\mu m)$	1604.5	1510.6
$a_{ m teórico}(\mu m)$	1312.1	1234.8
$c_{\text{experimental}}(\mu m)$	846.6	885.2
$c_{ m teórico}(\mu m)$	811.0	777.9
experimental (µm)	132.1	57.6
$e_{\text{teórico}}(\mu m)$	140.6	172.0

MODELO DE DESGASTE

El modelo empleado para calcular el coeficiente de desgaste de las probetas ensayadas se basa en el modelo propuesto por Archard [5,6]. Se trata de un modelo sencillo que permite evaluar el desgaste que se produce por el movimiento relativo entre dos componentes en contacto.

El modelo considera el modo de desgaste adhesivo, es decir, el desgaste se produce tras la adhesión y posterior desplazamiento relativo de las asperezas de las superficies en contacto, y asume que estas asperezas son de forma hemisférica y se deforman plásticamente en contacto.

La ecuación formulada por Archard relaciona la tasa de desgaste W, volumen V eliminado por distancia de deslizamiento S, con la carga normal P, el coeficiente de desgaste adimensional K y la dureza de la superficie Hde la siguiente forma:

$$W = \frac{V}{s} = K \frac{P}{H} \tag{1}$$

Aplicando la ecuación a nivel local [7], dividiendo por el área de contacto A:

$$\frac{V}{A} = K \frac{P}{A} \frac{S}{H}$$
(2)

se obtiene:

$$h = \frac{K}{H} P_c S$$
(3)

donde h y P_c son, respectivamente, la profundidad de desgaste y la presión de contacto local, es decir, en cada punto. Dicha profundidad se obtiene como la diferencia entre la altura de cada punto y la del plano medio formado por los puntos fuera de la zona de contacto. La presión de contacto y la distancia de deslizamiento se pueden calcular teóricamente [8,9]. La distancia de deslizamiento, S, en cada punto será igual a 4 veces el número de ciclos del ensayo por el desplazamiento relativo entre los dos sólidos en dicho punto, Urelativo. Este desplazamiento relativo se puede calcular a partir de la distribución de tensiones tangenciales cuando se aplica la carga Q, calculada como la superposición de dos efectos, un deslizamiento global en todo el contacto y una distribución similar que impide el deslizamiento en la zona de adhesión, utilizando una perturbación del problema de Mindlin [10].

De esta forma, con la ecuación (3) y sabiendo la dureza del material, se puede calcular el coeficiente de desgaste K para cada punto de la zona de deslizamiento. En muchas ocasiones se emplea la relación K/H, conocida como coeficiente de desgaste dimensional o tasa de desgaste específica, que se empleará para comparar los resultados obtenidos con los resultados de otros ensayos publicados en la literatura.

$$\frac{K}{H} = \frac{h(x,y)}{P_{c}(x,y)N4u_{relativo}(x,y)} = \left[\frac{mm^{3}}{Nm}\right]$$
(4)

Nótese que de todos los puntos introducidos en el modelo, solo se calculará el coeficiente de desgaste para los puntos que se encuentran dentro de la zona de deslizamiento, que es donde se tiene un S distinto de cero.



Figura 7. Parámetro K/H en la probeta LP.



Figura 8. Parámetro K/H en la probeta SP.

En las gráficas 7 y 8 se muestra el coeficiente de desgaste obtenido en las dos probetas analizadas en función del radio normalizado R_n, que representa la distancia relativa del punto medido a los límites de las zonas de contacto y adhesión tomando como referencia el centro de la zona de adhesión, de tal forma que $R_n = 0$ se corresponde con la frontera de la zona de adhesión y $R_n = 1$ con el límite de la zona de contacto. El valor para cada R_n es el promedio de K/H en los 360° de la huella. En estas figuras se observa que en los extremos el parámetro de desgaste aumenta considerablemente, sin embargo en esas zonas el valor obtenido no es válido porque, o bien el deslizamiento tiende a cero ($R_n = 0$) o la presión tiende a cero ($R_n = 1$). Por lo tanto se puede decir que para la probeta tratada con Laser Peening el valor de K/H es aproximadamente $1x10^{-5}$ mm³/Nm mientras que en la de Shot Peening el valor es de 3x10-5 mm³/Nm.

Si se comparan los resultados obtenidos con otros trabajos de medición del desgaste para el mismo material, se encuentra que para ensayos "pin on disc" de muestras cilíndricas en contacto plano-plano, con velocidades de ensayo comprendidas entre 3.77-0.52 m/s y cargas comprendidas entre 20-60 N el coeficiente de desgaste dimensional medido varía entre 1.25x10⁻⁵ y 2.5x10⁻⁵ mm³/Nm [11]. Para el mismo tipo de ensayo,

velocidades comprendidas entre 3.30-3.77 m/s y cargas comprendidas entre 15-25 N, el coeficiente de desgaste dimensional varía entre 4.912×10^{-5} y 6.876×10^{-5} mm³/Nm [12].

En los ensayos analizados en este artículo las condiciones eran muy distintas a las anteriores y además distintas en cada punto del contacto. Las velocidades y presiones de contacto varían desde 0 mm/s y 190 N/mm² para la probeta LP y 0 mm/s y 175 N/mm² para la probeta SP en puntos en la frontera de la zona de adhesión hasta 0.26 mm/s y 0 N/mm² para la probeta LP y 0.19 mm/s y 0 N/mm² para la probeta SP en la frontera de la zona de contacto.

Los ensayos de "pin on disc" son específicos para medir el desgaste mientras que los analizados en este artículo no lo son. En los primeros se mantiene constante la velocidad y deslizamiento en toda la superficie de contacto y la presión aproximadamente constante mientras que en los segundos cada punto del contacto está sometido a una velocidad, deslizamiento y presión distinta. Aun así se han obtenido unos resultados parecidos a los encontrados en la literatura.

CONCLUSIONES

En este artículo se ha mostrado cómo se puede analizar el desgaste de una superficie a través del tratamiento de imágenes y la microscopía confocal, obteniéndose datos precisos para el análisis de huellas producidas por contacto.

A pesar de que el tipo de ensayo no es el indicado para la medición del desgaste, se ha podido obtener un valor aproximado del coeficiente de desgaste para rangos y combinaciones diferentes de velocidades y cargas. El tratamiento superficial previo y las combinaciones de carga normal y tensión global oscilatoria provocan un estado de tensiones superficiales diferente al que se produce en el ensayo "pin on disc", y por tanto, podrían influir en los resultados obtenidos y explicar las diferencias encontradas. Sería necesario realizar más ensayos en las mismas condiciones para estudiar la repetitividad de los resultados y estudiar cómo influyen los diferentes parámetros del ensayo en los resultados obtenidos para poder aportar explicaciones concluyentes. Aun así, los resultados obtenidos son similares.

En los procesos de desgaste afectan más parámetros como la temperatura, oxidación, partículas de desgaste (tercer cuerpo) así como rangos de nivel carga y velocidad que determinan el tipo de desgaste (adhesivo, corrosivo, erosivo) y el nivel del mismo (desgaste leve/ severo).

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean expresar su agradecimiento al Ministerio de Economía y Competitividad por la financiación del proyecto de investigación DPI2014-59160-P.

REFERENCIAS

- [1] R.B. Waterhouse, T.C. Lindley, Fretting Fatigue ESIS Publication 18. MEP, London, 1994.
- [2] J. Vázquez, Efecto de las tensiones residuales en la fatiga por fretting. Tesis, Universidad de Sevilla, 2010.
- [3] R. Artigas, Imaging Confocal Microscopy, en: Leach R. (eds) Optical Measurement of Surface Topography. Springer, Berlin, Heidelberg, 2011.
- [4] R.C. Gonzalez, R.E. Woods, S.L. Eddins, Digital Image Processing Using MATLAB, 2^aedición, Gatesmark Publishing, 2009.
- [5] J.F. Archard, Contact and rubbing of flat surface, J. Appl. Phis., 24, 981–988, 1953.
- [6] J.F. Archard, W. Hirst, The wear of metals under unlubricated conditions, *Proceedings of the Royal Society*, A-236, 397–410, 1956.
- [7] I.R McColl, J Ding, S.B Leen, Finite element simulation and experimental validation of fretting wear, *Wear*, **256**, 1114-1127, 2004.
- [8] C. Navarro, Iniciación y crecimiento de grietas en fatiga por fretting, Tesis, Universidad de Sevilla, 2005.
- [9] C. Navarro, J. Domínguez, Contact conditions and stresses induced during fretting fatigue, Computational Methods in Contact Mechanics IV, pp. 453–462, Ed. WIT Press, 1999.
- [10] D.A. Hills, D. Nowell, A. Sackfield, Mechanics of Elastic Contacts, Butterworth-Heinemann, Oxford, 1993.
- [11] K.V. Sreenivasa Rao, Govindaraju. Sliding wear behavior of cast Al-7075 alloy reinforced with MgO particulates, *Materials Today: Proceedings*, 4, 11096-11101, 2017.
- [12] Kalyan Kumar Singh, Saurabh Singh, Anil Kumar Shrivastava, Comparison of wear and friction behavior of aluminum matrix alloy (Al 7075) and silicon carbide based aluminum metal matrix composite under dry condition at different sliding distance, *Materials Today: Proceedings*, **4**, 8960-8970, 2017.

EVALUACIÓN EXPERIMENTAL DEL CTOD EN EL CRECIMIENTO DE GRIETA A FATIGA A PARTIR DE LOS CAMPOS DE DESPLAZAMIENTOS

J.M. Vasco-Olmo^{1*}, F.A. Díaz¹, F.V. Antunes², M.N. James³

¹Departamento de Ingeniería Mecánica y Minera, Universidad de Jaén Campus Las Lagunillas s/n, 23071, Jaén, España ²Departament of Mechanical Engineering, University of Coimbra

³School of Marine Science & Engineering, University of Plymouth Drake Circus PL4 8AA, Plymouth, Reino Unido ^{*}José Manuel Vasco Olmo: jvasco@ujaen.es

RESUMEN

En el presente trabajo se desarrolla un estudio experimental de la apertura del vértice de grieta (CTOD) para evaluar su capacidad para caracterizar el crecimiento de grieta a fatiga. Se ha desarrollado una metodología para medir y analizar el CTOD a partir de datos experimentales. La medición del CTOD se ha realizado mediante el empleo de los desplazamientos verticales medidos con la técnica de correlación digital de imágenes (DIC) en grietas creciendo a fatiga. Se realizaron distintos ensayos a *R* ratios de 0.1 y 0.6 en probetas compact-tension fabricadas de titanio comercialmente puro. El análisis de un ciclo completo de carga permitió identificar las componentes elástica y plástica del CTOD. La componente plástica del CTOD se relación directamente con la deformación plástica generada en el vértice de grieta. Además, se encontró una relación lineal entre da/dN y el CTOD plástico independiente del *R* ratio. Los resultados muestran que el CTOD puede ser empleado como una alternativa viable al ΔK en la caracterización de la propagación de grietas a fatiga ya que el parámetro considera el umbral a fatiga y el fenómeno de cierre de grieta de una forma intrínseca.

PALABRAS CLAVE: CTOD, crecimiento de grieta a fatiga, deformación plástica, DIC

ABSTRACT

In the current work an experimental study of the crack tip opening displacement (CTOD) is performed to evaluate the ability of this parameter to characterise fatigue crack growth. A methodology is developed to measure and to analyse the CTOD from experimental data. The vertical displacements measured by implementing digital image correlation (DIC) on growing fatigue cracks are used to measure the CTOD. Fatigue tests at *R* ratios of 0.1 and 0.6 were conducted on compact-tension specimens manufactured from commercially pure titanium. A sensitivity analysis was performed to explore the effect of the position selected behind the crack tip for the CTOD measurement. The analysis of a full loading cycle allowed identifying the elastic and plastic components of the CTOD. The plastic CTOD was found to be directly related to the plastic deformation at the crack tip. Moreover, a linear relationship between da/dN and the plastic CTOD independent of the *R* ratio was found. Results show that the CTOD can be used as a viable alternative to ΔK in characterising fatigue crack propagation because the parameter considers fatigue threshold and crack shielding in an intrinsic way. This work tries to contribute to a better understanding of the different mechanisms driving fatigue crack growth.

KEYWORDS: CTOD, fatigue crack growth, plastic deformation, DIC

1. INTRODUCCIÓN

Tradicionalmente, el crecimiento de grieta a fatiga se ha caracterizado mediante la ley de Paris [1], que relaciona el crecimiento de grieta a fatiga por ciclo, da/dN con el rango efectivo del factor de intensidad de tensiones, ΔK . Sin embargo, aún hay en este campo varios temas

contradictorios y cuestiones sin resolver. Los procedimientos para el análisis a fatiga para carga de amplitud constante bajo condiciones de fluencia a baja escala están bien establecidos, aunque aún existen algunas cuestiones que no están del todo claras. La fatiga a carga de amplitud variable, la deformación plástica a gran escala y el estudio de grietas cortas

introducen complicaciones adicionales que no están completamente entendidas. Además, en muchos materiales, el virtualmente imposible caracterizar el comportamiento a fatiga a través la mecánica de la fractura elástica lineal (MFEL), y se requiere un modelo alternativo de la mecánica de la fractura. La mecánica de la fractura elasto-plástica (MFEP) se aplica a materiales que exhiben comportamiento no lineal (es decir, deformación plástica). Por lo que en opinión de los autores, el parámetro lineal ΔK debería de ser reemplazado por un parámetro no lineal en el vértice de la grieta ya que el crecimiento de grieta a fatiga es gobernado por procesos no lineales en el vértice de la grieta. Dos parámetros elasto-plásticos se han propuesto para ser relacionados con la deformación plástica en el vértice de la grieta, el desplazamiento de apertura en vértice de grieta (CTOD) y el contorno integral J. Ambos parámetros describen condiciones en el vértice de grieta en materiales elasto-plásticos, y se pueden emplear como criterio de fractura. El CTOD es un parámetro local, mientras que la integral J se emplea como un criterio global basado en la tasa de liberación de energía. Hay límites para la aplicación de estos parámetros pero son mucho menos restrictivos que los requisitos de validez de la MFEL. En este trabajo, el CTOD es el parámetro estudiado para caracterizar el crecimiento de grieta a fatiga.

El CTOD fue observado en primer lugar por Wells [2] cuando estaba intentando medir la tenacidad a fractura en varios aceros estructurales. Wells encontró que estos materiales eran demasiado tenaces para ser caracterizados mediante la MFEL. Mientras examinaba probetas fracturadas, Wells notificó que las caras de la grieta se habían movido antes de la fractura; la deformación plástica había enromado una grieta inicialmente aguda, resultando en un desplazamiento finito en el vértice de la grieta. El grado de enromamiento se incrementó en proporción a la tenacidad a fractura del material. Esta observación condujo a Wells a proponer el concepto de apertura en el vértice de la grieta como medición de la tenacidad a fractura. Hoy en día, el CTOD es un parámetro clásico en la mecánica de la fractura elasto-plástica y tiene una gran importancia para el análisis de problemas a fatiga. El enromamiento en el vértice de la grieta a máxima carga y reordenamiento del vértice de la grieta a mínima carga se emplearon para explicar el crecimiento de grieta a fatiga [3]. El CTOD se ha medido experimentalmente mediante el uso de extensómetros localizados remotamente al vértice de la grieta. Así, en probetas CT un extensómetro con hojas se localiza en el extremo de la entalla de la probeta para medir la apertura de la probeta [4]. En el caso de probetas MT un extensómetro de pin se coloca en el centro de la entalla de la probeta fijándolo en dos pequeños agujeros [5]. Recientemente, técnicas ópticas de campo completo se han cogido gran popularidad para el análisis de problemas de integridad estructural. Entre ellas, la correlación digital de imágenes (DIC) se puede

considerar porque los campos de desplazamientos en las inmediaciones del vértice de la grieta pueden medirse con alto nivel de exactitud [6]. Así, en este trabajo se implementa DIC para medir el CTOD a partir del desplazamiento relativo entre ambos flancos de la grieta. Por otro lado, al análisis de elementos finitos se ha empleado también para medir numéricamente el CTOD. El desplazamiento en el primer nodo detrás del vértice de la grieta se emplea generalmente para la medición numérica del CTOD [7].

En un trabajo previo, Antunes et al. [8] desarrollaron un estudio numérico para cuantificar el CTOD en probetas MT para dos aleaciones de aluminio con el fin de analizar la aplicabilidad de este parámetro para caracterizar el crecimiento de grieta a fatiga. Ellos encontraron una relación entre da/dN y el rango del CTOD plástico para la aleación de aluminio 6082-T6 independiente del R ratio, mostrando que el CTOD puede ser una alternativa viable al ΔK en el análisis de la propagación de grieta a fatiga. De esta forma, en el presente trabajo se desarrolla un estudio experimental CTOD mediante la implementación del del procedimiento desarrollado por Antunes et al. [8] para evaluar la capacidad de este parámetro para la caracterización del crecimiento de grieta a fatiga. Se ha de notificar que los valores del $\triangle CTOD_p$ reportados en [8] son relativamente pequeños, menores de 1 µm, lo que supone un reto para la determinación experimental del CTOD plástico ya que hay controversia sobre si DIC es capaz de proporcionar campos de deformación en el vértice de la grieta en problemas de alta resolución [9]. Los campos de desplazamientos verticales medidos mediante DIC en grietas creciendo a fatiga se emplean para medir el CTOD como el desplazamiento relativo existente entre los flancos de la grieta. Se llevaron a cabo dos ensayos a fatiga a distintos R ratios (0.1 y 0.6) en probetas CT de titanio. A partir del análisis de un ciclo de carga completo, las componentes elástica y plástica del CTOD pueden identificarse. Una relación lineal entre da/dN y el rango del CTOD plástico se ha obtenido para ambos ensayos, mostrando por lo tanto que el CTOD puede ser una alternativa viable en la caracterización del crecimiento de grieta a fatiga. Con este trabajo, los autores intentan contribuir a un mejor entendimiento de los diferentes mecanismos que gobiernan la propagación de grietas a fatiga.

2. TRABAJO EXPERIMENTAL

Para el análisis experimental del CTOD, se ensayaron a fatiga con carga de amplitud constante dos probetas CT (dimensiones en figura 1a) de titanio comercialmente puro con un espesor de 1 mm. Los ensayos a fatiga se realizaron a dos R ratios distintos (0.1 y 0.6) aplicando 750 N como nivel de carga máximo.



Figura 1. (a) Dimensiones (mm) de las probetas CT ensayadas. (b) Montaje experimental empleado para implementar DIC durante los ensayos a fatiga.

Para la correcta implementación de la técnica de DIC, una de las superficies de las probetas se pintó con speckle negro mediante un spray sobre un fondo blanco. Además, la otra superficie de las probetas se pulió para facilitar el seguimiento del vértice de la grieta.

Los ensayos a fatiga se realizaron en una máquina eléctrica E3000 ElectroPuls a una frecuencia de 10 Hz (figura 1b). Una cámara CCD se dispuso perpendicularmente a cada lado de las probetas enfocando con una lente zoom para incrementar la resolución de la región alrededor del vértice de la grieta. Durante la realización de los ensayos, el ciclado fue periódicamente pausado para permitir la adquisición de una secuencia de imágenes a incrementos uniformes durante un ciclo de carga completo. La disposición de la cámara enfocando la superficie con speckle fue tal que se obtuvo un campo de visión de 17.3 x 13 mm (resolución de 13.5 um/pixel), localizando -la propagación de la grieta en el centro de la imagen. La superficie fue iluminada mediante un anillo de fibra óptica colocado alrededor de la lente zoom (figura 1b).

3. METODOLOGÍA EXPERIMENTAL

En esta sección se describe la metodología desarrollada para la medición experimental del CTOD. Este parámetro mide la apertura en el vértice de grieta, por tanto, para su medición se puede emplear el campo de desplazamientos verticales obtenido a partir de los ensayos experimentales. En este trabajo, los campos de desplazamientos en las inmediaciones del vértice de la grieta se midieron mediante la técnica de DIC. En la figura 2 se muestra un ejemplo típico de campos de desplazamientos horizontales y verticales medidos con DIC, los cuales se corresponden con una longitud de grieta de 9.40 mm y un nivel de carga de 750 N.



Figura 2. Campos de desplazamientos horizontales y verticales medidos con DIC para una longitud de grieta de 9.40 mm a un nivel de carga de 750 N.

El CTOD se obtuvo mediante la medición del desplazamiento relativo existente entre los flancos de la grieta seleccionando un par de puntos detrás del vértice de la misma. Según esto, la localización del vértice de la grieta es un factor relevante. En primer lugar, se determina la coordenada y del vértice de la grieta mediante el trazado de perfiles perpendiculares a la dirección de la grieta empleando el mapa de desplazamientos verticales ya que se observa un cambio en los valores de los desplazamientos cuando los perfiles atraviesan la grieta. La figura 3a muestra como los diferentes perfiles trazados alrededor del vértice de la grieta se cortan en un punto que indica la localización del vértice de la grieta en la dirección y. El valor del desplazamiento correspondiente para ese punto se emplea para determinar la coordenada x del vértice de la grieta. Una vez se conoce la coordenada y del vértice, el valor de dicha coordenada se emplea para trazar un perfil paralelo a la dirección de la grieta. De esta forma, la coordenada x del vértice de la grieta se obtiene a partir del punto del perfil que presenta el mismo valor de desplazamiento que el de la coordenada y previamente obtenida. Así, se traza un perfil horizontal correspondiente al valor del desplazamiento de la coordenada y, estableciendo la coordenada x del vértice de la grieta como el punto de intersección entre ambas líneas como se muestra en la figura 3b.



Figura 3. Metodología para la localización del vértice de la grieta: (a) coordenada y, (b) coordenada x.

Una vez se ha establecido la localización del vértice de la grieta, el CTOD experimental se obtiene mediante la selección del punto de medición detrás del vértice de la grieta. Así, se evalúa el CTOD en función de la carga aplicada para un ciclo de carga completo analizando las ramas de carga y descarga. De esta forma, se puede evaluar la porción del ciclo para el cual la grieta está cerrada y abierta. Además, a partir del análisis de la porción para la cual la grieta está abierta, se pueden determinar las componentes elástica y plástica del CTOD a partir de la variación de la pendiente observada en las curvas CTOD frente a carga aplicada.

4. INFLUENCIA DE LA POSICIÓN DETRÁS DEL VÉRTICE DE LA GRIETA

En esta sección se desarrolla un análisis de sensibilidad para explorar la influencia de la posición seleccionada detrás del vértice de la grieta para la medición del CTOD. Dos parámetros se relacionan con la selección del par de puntos detrás del vértice de la grieta, las direcciones tanto a lo largo como perpendicular a la grieta. Como se muestra en la figura 4, la dirección a lo largo de la grieta es referenciada como L_1 , mientras que L_2 se usa para referenciar la dirección perpendicular.



Figura 4. Magnificación de la región alrededor del vértice de la grieta mostrando un par de puntos detrás de dicho vértice empleado para la medición del CTOD.

Este análisis se hizo midiendo el CTOD a máxima carga en función de uno de los parámetros, manteniendo constante el otro parámetro. En la figura 5a se ha trazado el CTOD para diferentes distancias L₂en función de la distancia L_l . Se puede observar como el valor del CTOD es mayor a medida que los puntos de medición se alejan del vértice de la grieta. Este incremento en los valores del CTOD a lo largo de la grieta es mayor cuando los puntos de medición se localizan a distancias L2 mayores. Además, se observa que para un mismo valor L_l , el valor del CTOD incrementa gradualmente hasta alcanzar un valor estable a partir de un valor de L_2 = 136.9 µm (10 píxeles). Esta última observación es más fácilmente analizable si el CTOD para diferentes localizaciones L_1 a lo largo de la grieta se representa en función de la distancia perpendicular L_2 a la dirección de la grieta. De esta forma, en la figura 5b se observa claramente como para una misma localización L₁, el CTOD incrementa gradualmente hasta alcanzar un valor estable para la distancia L_2 como se indicó anteriormente.



Figura 5. Gráficos mostrando la influencia de la localización del punto de medición. (a) CTOD en función de la distancia a lo largo de la dirección de la grieta, L₁; (b) CTOD en función de la distancia a la dirección perpendicular a la grieta, L₂.

De acuerdo con este análisis, se puede establecer que el valor del CTOD depende significativamente de la localización de los pares de puntos seleccionados detrás del vértice de la grieta a lo largo de la dirección de la misma. Sin embargo, el efecto de la distancia perpendicular a la dirección de la grieta no es tan restrictiva ya que se ha observado que a partir de 10 píxeles (136.9 μ m) se obtiene un valor estable para el CTOD. Esta conclusión establecida se valida trazando curvas para el CTOD frente a la carga a lo largo de un ciclo completo para diferentes valores de L_1 y L_2 . La figura 6a muestra diferentes trazados del CTOD a lo largo del ciclo de carga para diferentes valores de L_1 empleando un valor de 10 píxeles (136.9 μ m) para L₂. De forma similar, en la figura 6b se han trazado las curvas del CTOD a lo largo del ciclo de carga para distintos valores de L_2 empleando un valor de 5 píxeles (68.4 μ m) para L_1 . Los valores del CTOD son mayores con el incremento en las distancias L_1 y L_2 . Además, el ancho de los ciclos definidos por las porciones elásticas de las ramas de carga y descarga incrementa con L_1 y L_2 , siendo más claramente observable en el caso de incrementos de L2 (figura 6b). A su misma vez, en la figura 6b se observa como el ancho de los ciclos es prácticamente inapreciable para valores de L2 de 10 y 15 píxeles (136.9 y 205.3 µm).



Figura 6. Curvas del CTOD a lo largo del ciclo de carga: (a) para diferentes valores de L_1 empleando un valor de 10 píxeles (136.9 µm) para L_2 y (b) para diferentes valores de L_2 empleando un valor de 5 píxeles (68.4 µm) para L_1 .

De acuerdo con lo observado, 10 píxeles (136.9 μ m) es el valor empleado para la distancia L_2 . Sin embargo, la selección de la distancia L_1 no es clara. Todos los resultados mostrados a partir de aquí son obtenidos empleando un distancia de 5 píxeles (68.4 μ m) para L_1 ya que se considera que puede ser un valor representativo que puede tener en cuenta posibles errores en la localización del vértice de la grieta.

5. RESULTADOS EXPERIMENTALES

Una vez que se ha estudiado la influencia de la localización del punto de medición del CTOD, se procede a analizar el comportamiento del CTOD a lo largo de un ciclo de carga. En la figura 7 se muestra una curva típica del CTOD a lo largo de un ciclo de carga para la misma longitud de grieta anteriormente analizada (a = 9.40 mm), donde la separación existente entre puntos corresponde con un nivel de carga de 25 N. A partir del análisis de las ramas de carga y descarga se pueden identificar distintas porciones. La grieta permanece cerrada entre los puntos A y B. Esta porción presenta una ligera pendiente debido a que DIC detecta

desplazamientos muy pequeños debido a la sensibilidad de la técnica. Además, otro aspecto importante a tener en cuenta es que el cierre de grieta es un proceso gradual en el cual la grieta no cambia repentinamente de completamente cerrada a completamente abierta (como puede observarse de forma numérica), y por lo tanto esto puede detectarse experimentalmente. A partir del punto B hay un cambio de pendiente en la tendencia seguida por los puntos, incrementando linealmente hasta alcanzar el punto C. A partir del punto C hay un cambio en la linealidad hasta alcanzar la carga máxima aplicada que se atribuye a la deformación plástica. Así, las componentes elástica y plástica del CTOD se pueden determinar extrapolando el régimen lineal hasta la carga máxima. Durante la descarga, hay un decremento lineal entre los puntos D y E con la misma pendiente que la obtenida para el régimen elástico en la rama de carga. A continuación, de nuevo hay un cambio en la linealidad debido a la deformación plástica reversible, donde la grieta se cierra nuevamente. El mismo procedimiento indicado para la rama de carga se puede emplear para determinar las componentes elástica y plástica del CTOD. En la figura se muestra como es obtenido el rango para cada componente del CTOD. Así, durante la rama de carga, los rangos obtenidos para las componentes elástica y plástica del CTOD fueron 10.23 µm y 4.71 µm, respectivamente. Por otro lado, durante la rama de descarga, los valores para los rangos elástico y plástico del CTOD fueron 10.42 µm y 4.52 µm, respectivamente. Los valores de la componente plástica corresponden respecto al CTOD total a un 31.5 % y un 30.3 % para las ramas de carga y descarga, respectivamente.



Figura 7. Curva del CTOD a lo largo de un ciclo de carga indicando las componentes elástica y plástica para una longitud de grieta de 9.40 mm empleando un valor de 5 píxeles para L_1 y un valor de 10 píxeles para L_2 .

De esta forma, la metodología anterior se puede emplear para obtener el rango del CTOD para las componentes elástica y plástica para su análisis a lo largo de la longitud de grieta. La figura 8a muestra los rangos del CTOD elástico y plástico a lo largo de la longitud de grieta. Para la componente elástica se obtuvo una dispersión, mientras que los valores para la componente plástica muestran un incremento gradual con la longitud de grieta. Así, ese incremento es mayor en el caso del ensayo realizado a bajo R y progresivo en función de la longitud de grieta. Esto último pone de manifiesto que la componente plástica del CTOD se puede relacionar con la deformación plástica generada durante la propagación de la grieta. Por otro lado, con el fin de eliminar la dispersión de los resultados obtenida para la componente elástica, en la figura 8b se ha mostrado el porcentaje que cada componente representa con respecto al CTOD total. Claramente se observa un realineamiento de los valores de la componente elástica, con un decremento gradual con la longitud de la grieta. De la misma forma, un incremento progresivo en los valores se observa para los valores de la componente plástica. Este comportamiento para ambas componentes no es de extrañar ya que a medida que la grieta va propagándose, la deformación plástica va aumentando progresivamente y, con ella, la componente plástica. Por el contrario, el comportamiento de la componente elástica es el opuesto, un decremento progresivo.



Figura 8. (a) Rangos del CTOD elástico y plástico a lo largo de la longitud de grieta para ambas probetas ensayadas. (b) Porcentaje de los rangos del CTOD elástico y plástico a lo largo de la longitud de grieta para ambas probetas ensayadas.

De acuerdo con los resultados anteriores, únicamente la componente plástica del CTOD es relevante para la caracterización del crecimiento de grieta a fatiga. De esta forma, en la figura 9 se han representado las dos curvas da/dN frente al $\triangle CTOD_p$ obtenidas para ambas probetas ensayadas. Se puede observar cómo se obtuvo una superposición de los resultados para ambas probetas, con una variación lineal entre da/dN y $\triangle CTOD_p$. De esta forma, una relación lineal fue obtenida para ambos ensayos ($da/dN = 2.260 \ \Delta CTOD_n$), siendo por tanto independiente del R ratio aplicado para la realización de los ensayos a fatiga. De acuerdo con este resultado, se puede concluir que el CTOD puede ser una viable y poderosa alternativa para la caracterización del crecimiento de grieta a fatiga ya que este parámetro tiene en cuenta el valor umbral para la iniciación del crecimiento de grieta a fatiga y el efecto de cierre de manera intrínseca. Se puede establecer por tanto, que esta relación obtenida es una característica del material, siendo independiente del R ratio.



Figura 9. Crecimiento de grieta a fatiga frente al rango del CTOD plástico para ambas probetas ensayadas (da/dN vs. \DCTOD_p)

6. CONCLUSIONES

En el presente trabajo se ha desarrollado una evaluación experimental del CTOD para analizar la capacidad de este parámetro para caracterizar el crecimiento de grieta a fatiga. La medición del CTOD se ha llevado a cabo a partir de los campos de desplazamientos verticales obtenidos en grietas creciendo a fatiga mediante la técnica de DIC, demostrando que esta técnica óptica es capaz de proporcionar resultados que requieran una alta resolución. Dos probetas CT de titanio se ensayaron para R ratios de 0.1 y 0.6. A partir de un análisis de sensibilidad se ha establecido que el valor del CTOD depende significativamente de la localización a lo largo de la dirección de la grieta del par de puntos seleccionados detrás del vértice de la grieta. Sin embargo, el efecto de la distancia perpendicular a la dirección de la grieta no es tan restrictivo. Las componentes elástica y plástica del CTOD se pudieron identificar a partir del análisis de un ciclo de carga completo. Se estableció que la componente plástica del CTOD estaba directamente relacionada con la deformación plástica en el vértice de la grieta. Una única relación lineal entre el da/dN y el rango del CTOD plástico fue establecida independiente del R ratio aplicado para la realización de los ensayos. Se concluyó, por tanto, que la relación da/dN vs. $\triangle CTOD_p$ es una característica del material. Según los resultados obtenidos se concluye que el $\triangle CTOD_p$ puede ser una viable y potente alternativa al ΔK para la caracterización del crecimiento de grieta a fatiga ya que este parámetro presenta de forma intrínseca el valor umbral a fatiga y el efecto de cierre.

Los resultados obtenidos son bastante prometedores en lo que respecta al empleo de la componente elástica del CTOD para la predicción realista del crecimiento de grieta a fatiga. Por tanto, como trabajo futuro se ha de explorar si estas conclusiones se obtienen para distintos materiales.

AGRADECIMIENTOS

Este trabajo se ha realizado gracias a la financiación proporcionada por el Gobierno de España a través del Proyecto de Investigación de Excelencia del Ministerio de Economía y Competitividad MAT2016-76951-C2-P.

REFERENCIAS

- [1] P.C. Paris. A critical analysis of crack propagation laws, *J. Basic Eng.*, **85**, 528-534, 1960.
- [2] A.A. Wells. Unstable crack propagation in metals, Cleavage and fast fracture, Proceedings of Crack Propagation Symposium 1, paper 84, Cranfield, UK, 1961.
- [3] C. Laird, G.C. Smith. Crack propagation in high stress fatigue, *Philos. Mag.*, **8**, 847-857, 1962.
- [4] J.M. Vasco-Olmo, F.A. Díaz, A. García-Collado, R. Dorado. Experimental evaluation of crack shielding during fatigue crack growth using digital image correlation, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **38**, 223-237, 2013.
- [5] F.V. Antunes, R. Branco, J.D. Costa, D.M. Rodrigues. Plasticity induced crack closure in middle-tension specimen: numerical versus experimental, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, 33, 673-686, 2010.
- [6] T. Chu, W.F. Ranson, M.A. Sutton, W.H. Peters. Applications of digital-image correlation technique to experimental mechanics, *Exp. Mech.*, 25, 232-244, 1985.
- [7] P.F.P. de Matos, D. Nowell. On the accurate assessment of crack opening and closing stresses in plasticity-induced fatigue crack closure problems, Eng. Fract. Mech., 74, 1579-1601, 2007.
- [8] F.V. Antunes, S.M. Rodrigues, D. Camas. A numerical analysis of CTOD in constant amplitude fatigue crack growth, *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 85, 45-55, 2016.
- [9] A.M. Korsunsky, X. Song, J. Belnoue, T. Jun, F-Hofmann, F.P.F. de Matos, D. Nowell, D. Dini, O. Aparicio-Blanco, M.J. Walsh. Crack tip deformation fields and fatigue crack growth rates in Ti-6Al-4V, *Int. J. Fatigue*, **31**, 1771-1779, 2009.

EVALUACIÓN EXPERIMENTAL DE LA ZONA PLÁSTICA EN EL VÉRTICE DE GRIETA DEBIDO A LA APLICACIÓN DE UNA SOBRECARGA A PARTIR DEL ANÁLISIS DE LOS CAMPOS DE DESPLAZAMIENTOS

J.M. Vasco-Olmo^{1*}, F.A. Díaz¹, M.N. James²

 ¹Departamento de Ingeniería Mecánica y Minera (Universidad de Jaén) Campus Las Lagunillas, s/n, 23071 Jaén, España
 ²School of Marine Science & Engineering (University of Plymouth) Drake Circus, PL4 8AA Plymouth, Reino Unido
 ^{*}José Manuel Vasco Olmo: jvasco@ujaen.es

RESUMEN

Este trabajo explora la capacidad del modelo CJP para estimar tanto la forma como el tamaño de la zona plástica durante la aplicación de una sobrecarga. Así, se llevó a cabo una comparativa entre los resultados obtenidos para el área y la forma de la zona plástica a partir de una novedosa cuantificación experimental con las predicciones teóricas del modelo CJP. La metodología experimental calcula los mapas de deformaciones por diferenciación de los campos de desplazamientos medidos en las inmediaciones del vértice de grieta empleando la técnica de DIC. Posteriormente, los mapas de tensiones se calculan a partir de los mapas de deformaciones, aplicando un criterio de fluencia para estimar el área de la zona plástica en el vértice de grieta. Se realizó un ensayo a R = 0.6 sobre una probeta CT de titanio. Los resultados demuestran que el modelo CJP proporciona predicciones respecto del área de la zona plástica obtenida experimentalmente dentro del 4%.

PALABRAS CLAVE: Zona plástica, campo de desplazamientos, fatiga, DIC.

ABSTRACT

This work explores the capability of the CJP crack tip field model to accurately estimate the plastic zone shape and size during the application of an overload, through comparing the results of a novel experimental quantification of the crack tip plastic zone area and shape during overload cycles with the theoretical CJP predictions of plastic zone size and shape. The experimental methodology calculates strain maps by differentiating the crack tip displacement field measured using DIC.Stress maps are then calculated from the strain maps and a yield criterion is applied to estimate the crack tip plastic zone area (and hence the size and shape). A fatigue at R = 0.6 was conducted on a titanium CT specimen. Results demonstrate that the CJP model provides predictions of the experimentally obtained plastic zone area that are within 4% of the value obtained experimentally during variable amplitude loading.

KEYWORDS: Plastic zone, crack tip displacement field, fatigue, DIC.

1 INTRODUCCIÓN

Desde hace décadas, dentro de la comunidad científica dedicada al estudio de la mecánica de la fractura, se ha reconocido que la estimación y/o predicción de la forma y el tamaño de la zona plástica y su posible influencia en el crecimiento de grieta a fatiga es un tema cuyo análisis y evaluación presenta gran complejidad, ya sea abordado de forma numérica como experimental. En lo que respecta a las simulaciones numéricas, las predicciones normalmente se han basado en modelos teóricos puramente elásticos de los campos de tensiones en el vértice de grieta. Experimentalmente, la determinación de la región deformada plásticamente en las inmediaciones de una grieta creciendo a fatiga se ha perseguido mediante el empleo de una gran variedad de técnicas que consigan estimar las dimensiones de la zona plástica en el vértice de la grieta. Uğuz y Martin [1] proporcionaron una útil revisión del trabajo experimental más tempranero sobre la caracterización de la zona plástica en el vértice de grieta; esta revisión incluye técnicas basadas en medidas de microdureza, grabado químico, interferencia óptica, galgas extensométricas y microscopio electrónico. Técnicas modernas de modelado numérico y técnicas avanzadas experimentales como difracción de rayos X y

tomografía [1], correlación digital de imágenes (DIC) [2], termografía (TSA) [3], y difracción de electrones por retrodispersión (EBSD) [4] han puesto de manifiesto el potencial de las técnicas experimentales de campo completo para la determinación de los factores de intensidad de tensiones, las tensiones y deformaciones residuales y, por tanto, el potencial para la estimación de las dimensiones de la zona plástica.

La mayoría de los trabajos reportados para predecir el tamaño y la forma de la zona plástica en el vértice de grieta han empleado enfoques basados en la Mecánica de la Fractura Elástico-Lineal (LEFM), como son las estimaciones de Irwin [5] o Dugdale [6], y el modelo basado en las ecuaciones de Westergaard [7], entre otros. Sin embargo, se tratan de enfoques simplistas y, por tanto, hay un claro campo de aplicación consistente en la combinación de técnicas de medición de campo completo con un modelo que mejore la definición del campo de tensiones en las inmediaciones del vértice de grieta que trate de incorporar de una forma más exacta los efectos de la plasticidad que se genera durante el crecimiento de grieta a fatiga sobre el campo de tensiones elástico circundante.

El objetivo de este trabajo es la evaluación cuantitativa del tamaño y la forma de la zona plástica durante a aplicación de una sobrecarga. De esta forma, se pretende determinar tanto la zona plástica experimentalmente empleando DIC como la predicha por el modelo CJP. Por tanto, se van a comparar dichos resultados para explorar si el modelo CJP es capaz de predecir de forma exacta la zona plástica en condiciones de ciclo de carga de amplitud variable.

2 DESCRIPCIÓN DEL MODELO CJP

En la literatura se recogen varios modelos para la caracterización de los campos de tensiones y desplazamientos en las inmediaciones del vértice de grieta. Un trabajo previo realizado por algunos de los autores presentes [8] exploró la capacidad de tres modelos diferentes para describir los campos en el vértice de la grieta (Westergaard [9], Williams [10] y CJP [11]) para predecir el tamaño y la forma de la zona plástica en el vértice de grieta. Los resultados obtenidos en aquel trabajo condujeron a la conclusión de que el modelo CJP era el que proporcionó las predicciones más exactas del tamaño y la forma de la zona plástica cuando se compararon con datos experimentales. De esta forma, el presente trabajo extiende el trabajo previo sobre el tamaño y la forma de la zona plástica implementado el modelo CJP para su predicción bajo carga de amplitud variable.

El modelo CJP es un novedoso modelo matemático desarrollado por Christopher, James y Patterson [11] basado en los potenciales complejos de Muskhelishvili [12]. Los autores postularon que el resto plástico que se genera alrededor del vértice y de los flancos de una grieta protegerá a la misma de la influencia del campo de tensiones elástico circundante. Así, este fenómeno protector (recogido en la literatura como 'shielding') comprende el efecto de las fuerzas de contacto entre las caras de la grieta (tradicionalmente conocido como cierre de grieta) así como una tensión cortante interfacial inducida por compatibilidad en el contorno elasto-plástico. En la formulación original del modelo, los campos de tensiones [11] en las inmediaciones del vértice de grieta fueron caracterizados según la ecuación (1); mientras que los campos de desplazamientos [11] fueron caracterizados según la expresión (2). En el análisis matemático, la suposición D+E=0 debe establecerse con el fin de dar un apropiado comportamiento asintótico de las tensiones a lo largo de las caras de la grieta. Por tanto, según esta suposición, tanto los campos de tensiones como los de desplazamientos son caracterizados a partir de cinco coeficientes ($A', B', C', E' \vee F'$).

$$\begin{aligned} \sigma_{x} &= -\frac{1}{2} (A' + 4B' + 8E') r^{-\frac{1}{2}} \cos \frac{\theta}{2} - \frac{1}{2} B' r^{-\frac{1}{2}} \cos \frac{5\theta}{2} - C' \\ &- \frac{1}{2} E' r^{-\frac{1}{2}} \left[\ln(r \left(\cos \frac{5\theta}{2} + 3 \cos \frac{\theta}{2} \right) + \theta \left(\sin \frac{5\theta}{2} + 3 \sin \frac{\theta}{2} \right) \right] + O \left(r^{\frac{1}{2}} \right) \\ \sigma_{y} &= \frac{1}{2} (A' - 4B' - 8E') r^{-\frac{1}{2}} \cos \frac{\theta}{2} + \frac{1}{2} B' r^{-\frac{1}{2}} \cos \frac{5\theta}{2} + H' \\ &+ \frac{1}{2} E' r^{-\frac{1}{2}} \left[\ln(r \left(\cos \frac{5\theta}{2} - 5 \cos \frac{\theta}{2} \right) + \theta \left(\sin \frac{5\theta}{2} - 5 \sin \frac{\theta}{2} \right) \right] + O \left(r^{\frac{1}{2}} \right) \\ \sigma_{y} &= -\frac{1}{2} r^{-\frac{1}{2}} \left(A' \sin \frac{\theta}{2} + B' \sin \frac{5\theta}{2} \right) \\ &- E' r^{-\frac{1}{2}} \sin \theta \left[\ln(r) \cos \frac{3\theta}{2} + \theta \sin \frac{3\theta}{2} \right] + O \left(r^{\frac{1}{2}} \right) \end{aligned}$$
(1)
$$2G (u + iv) = \kappa \left[-2 (B' + 2E') z^{\frac{1}{2}} + 4E' z^{\frac{1}{2}} - 2E' z^{\frac{1}{2}} \ln(z) - \frac{C' - F'}{4} z \right] \\ &= \left[-(n! + 2E') e^{-\frac{1}{2}} - T e^{-\frac{1}{2} t - \frac{1}{2}} C' - H' \right] \end{aligned}$$
(2)

$$-z \left[-(B'+2E')\overline{z}^{\frac{1}{2}} - E'\overline{z}^{\frac{1}{2}}\overline{\ln(z)} - \frac{C-H}{4} \right]$$
(2)
$$-\left[A'\overline{z}^{\frac{1}{2}} + D'\overline{z}^{\frac{1}{2}}\overline{\ln(z)} - 2D'\overline{z}^{\frac{1}{2}} + \frac{C'+F'}{2}\overline{z} \right]$$

Donde G = E/2(1+v) es el módulo de elasticidad transversal del material, mientras que E y v son el módulo de Young y el coeficiente de Poisson del material respectivamente. Además, $\kappa = (3-v)/(1+v)$ para tensión plana o $\kappa = 3-4v$ para deformación plana.

El modelo CJP define tres factores de intensidad de tensiones para caracterizar los campos de tensiones y desplazamientos alrededor del vértice de grieta: un factor de intensidad de tensiones de apertura K_F , un factor de intensidad de tensiones de retardo K_R , un factor de intensidad de tensiones cortante K_S . A estos SIFs hay que sumarle el T-stress.

El factor de intensidad de tensiones de apertura K_F se define a partir de la carga remota aplicada, tradicionalmente caracterizada por K_I , pero que es modificado por las componentes de la fuerza derivadas de las tensiones que actúan a lo largo del contorno elasto-plástico y que por tanto, influyen en las fuerzas que gobiernan el crecimiento de grieta. Según lo indicado, K_F se define al evaluar la tensión normal perpendicular (σ_v) al plano de la grieta:

$$K_{F} = \lim_{r \to 0} \left[\sqrt{2\pi r} \left(\sigma_{y} + 2E' r^{-\frac{1}{2}} \ln r \right) \right] = \sqrt{\frac{\pi}{2}} \left(A' - 3B' - 8E' \right)$$
(3)

El factor de intensidad de tensiones de retardo K_R caracteriza las fuerzas aplicadas en el plano de la grieta, las cuales proporcionan un efecto de retardo en el crecimiento de grieta a fatiga. Por tanto, K_R se define a partir de la tensión normal paralela (σ_x) al plano de la grita.

$$K_{R} = \lim_{r \to 0} \left[\sqrt{2\pi} \sigma_{x} \right] = -(2\pi)^{3/2} E'$$
(4)

Además de los dos SIFs anteriores, el modelo CJP propone que un término cortante surge a partir de los requerimientos de compatibilidad de los desplazamientos entre el volumen de la región elástica y el de la zona plástica. Por tanto, este factor de intensidad de tensiones cortante K_S caracteriza la tensión cortante inducida por compatibilidad a lo largo del contorno entre el resto plástico y el campo elástico circundante. Según esto, K_S será definido a partir de la tensión cortante (σ_{xy}):

$$K_{s} = \lim_{r \to 0} \left[\sqrt{2\pi r} \sigma_{xy} \right] = \sqrt{\frac{\pi}{2}} \left(A' + B' \right)$$
(5)

Por último, el T-stress se define a partir de sus componentes a lo largo de las direcciones x e y:

$$T_x = -C'; \quad T_y = -F' \tag{6}$$

3 TRABAJO EXPERIMENTAL

Una probeta CT (dimensiones mostradas en la figura 1a) fue fabricada a partir de una hoja de titanio comercialmente puro de 1 mm de espesor. Dicha probeta se ensayó a fatiga para un ciclo de carga de amplitud constante, empleando un *R*-ratio de 0.6 ($P_{min} = 450$ N, $P_{mdx} = 750$ N). Una sobrecarga de 1125 N, que corresponde con un 50 % de la carga máxima de ciclado, fue aplicada a una longitud de grieta de 6.19 mm.



Figura 1. (a) Dimensiones (mm) de la probeta CT ensayada. (b) Montaje experimental empleado para implementar DIC durante el ensayo a fatiga.

Las dos caras de la probeta se prepararon de forma distinta para la correcta observación experimental. La superficie empleada para su análisis mediante DIC se pintó aplicando un moteado negro sobre un fondo blanco para generar el speckle necesario para su correcta implementación. La superficie opuesta fue pulida para un correcto seguimiento del vértice de la grieta.

El ensayo a fatiga se realizó en una máchina electromecánica ElectroPuls E3000 (figura 1b) empleando una frecuencia de 10 Hz. A cada lado de la probeta se dispuso perpendicularmente una cámara CCD equipada con una lente zoom (MLH-10X EO) para incrementar la resolución espacial en las inmediaciones del vértice de la grieta. Durante la realización de los ensayos, periódicamente se pausó el ciclado para permitir la adquisición de una secuencia de imágenes a incrementos uniformes a lo largo de un ciclo de carga completo. El campo de visión obtenido en la superficie empleada para la implementación de DIC fue de 17.3 x 13 mm (resolución de 13.5 µm/pix.), con la trayectoria de la grieta localizada en el centro de la imagen. Para la iluminación de la superficie se empleó un anillo de fibra óptica colocado alrededor de la lente zoom (mostrado en la figura 1a).

4 METODOLOGÍA EXPERIMENAL

Esta sección recoge las dos metodologías desarrolladas para evaluar el tamaño y la forma de la zona plástica. La primera metodología es un método directo en el que la zona plástica se estima a partir de los campos de desplazamientos medidos experimentalmente mediante DIC; mientras que la segunda metodología consiste en un método indirecto en el que los datos experimentales se emplean en los modelos para determinar sus predicciones del tamaño y la forma de la zona plástica.

Método directo para la estimación de la zona plástica

Este método se basa en la aplicación de un criterio de plastificación y consiste en identificar los campos de deformación plástica a través de la diferenciación de los campos de desplazamientos experimentales. En este trabajo se ha empleado DIC-2D para medir los desplazamientos. El procedimiento seguido para la implementación de este método se describe en los siguientes párrafos.

El primer paso en la metodología consiste en obtener los campos de desplazamientos horizontal y vertical alrededor del vértice de la grieta. En la figura 2 se muestra un ejemplo típico de campos de desplazamientos obtenidos para una longitud de grieta de 8.27 mm a una carga de 750 N. El proceso desarrollado se ilustrará empleando estos mapas de desplazamientos.



Figura 2. Campos de desplazamientos horizontal (a) y vertical (b) medidos con DIC para una longitud de grieta de 8.27 mm y un nivel de carga de 750 N.

El siguiente paso en la metodología implica determinar los campos de deformaciones en el vértice de grieta por diferenciación de los campos de desplazamientos. Para este propósito, se ha empleado el tensor de deformaciones de Green-Lagrange [13] porque considera términos de segundo orden, siendo más exacto que los tensores que emplean únicamente términos de primer orden. Así, este tensor viene dado por las siguientes expresiones:

$$\begin{pmatrix} \varepsilon_{xx} \\ \varepsilon_{yy} \\ \varepsilon_{xy} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \frac{\partial u}{\partial x} \\ \frac{\partial v}{\partial y} \\ \frac{\partial u}{\partial y} + \frac{\partial v}{\partial x} \end{pmatrix} + \frac{1}{2} \begin{pmatrix} \frac{\partial u}{\partial x} & 0 & \frac{\partial v}{\partial y} & 0 \\ 0 & \frac{\partial u}{\partial y} & 0 & \frac{\partial v}{\partial y} \\ \frac{\partial u}{\partial y} & \frac{\partial u}{\partial x} & \frac{\partial v}{\partial y} & \frac{\partial v}{\partial x} \\ \frac{\partial u}{\partial y} & \frac{\partial u}{\partial x} & \frac{\partial v}{\partial y} & \frac{\partial v}{\partial x} \\ \end{pmatrix}$$
(7)

Una vez se han calculado los campos de deformaciones, el siguiente paso es determinar los campos de tensiones empleando la ley de Hooke. La tensión equivalente se calcula a partir del tensor de tensiones, bien empleando el criterio de Von Mises o el de Tresca. De esta forma, la zona plástica puede estimarse a partir del mapa de la tensión equivalente hallando la región que excede el límite de fluencia del material. Para el titanio empleado en este trabajo, ensayos de caracterización de material arrojaron un límite de fluencia de 390 MPa. La figura 3a muestra la región de la tensión equivalente donde se excede el límite de fluencia del material. Así, la extensión de la zona plástica (área blanca) se puede identificar fácilmente respecto del campo de tensiones elástico circundante.



Figura 3. (a) Mapa de la tensión equivalente de Von Mises excediendo el límite de fluencia del material para una longitud de grieta de 8.27 mm. (b) Detalle de la zona plástica determinada y contorno de la zona plástica predicha por el modelo CJP.

En este trabajo, el área de la zona plástica se ha considerado como variable que contiene información tanto del tamaño como de la forma de la zona plástica y la cual, por tanto, puede proporcionar una forma eficiente y de gran potencial para hacer mediciones cuantitativas. Una vez se ha identificado la zona plástica, el siguiente paso consiste en caracterizar su tamaño mediante la cuantificación del área. Inicialmente, se detectan los puntos que definen el contorno de la zona plástica. A continuación, se aplica una función de triangulación para definir el área encerrada por los puntos seleccionados anteriormente. Finalmente, el área de la zona plástica puede calcularse como la suma de las áreas de todos los triángulos previamente definidos en el proceso de triangulación.

Método indirecto para la estimación de la zona plástica

La zona plástica estimada a partir de los datos experimentales se comparará con la predicha por el modelo CJP de definición de los campos de tensiones y desplazamientos para validar la metodología propuesta. En la literatura, los dos modelos más populares empleados para estimar el tamaño de la zona plástica son las aproximaciones de Irwin [6] y Dugdale [7]. Ambos procedimientos conducen a estimaciones del tamaño y la forma de la zona plástica simplistas basadas en soluciones elásticas. Según esto, es más útil estimar el tamaño y la forma de la zona plástica en todos los ángulos alrededor del vértice de la grieta aplicando un criterio de plastificación sobre un modelo analítico que describa los campos de tensiones en las inmediaciones del vértice de grieta. En este trabajo se empleará el modelo CJP para encontrar la forma de la zona plástica.

El primer paso de la metodología consiste en determinar los factores de intensidad de tensiones definidos en cada modelo a partir del análisis de los campos de desplazamientos experimentales. El método 'multi-point over-deterministic' desarrollado por Sanford y Dally [14] forma la base de este proceso. El modelo es válido sólo para el campo elástico cercano a la singularidad del vértice de la grieta y, por tanto, es necesario identificar la zona próxima a dicho vértice donde se pueden obtener datos válidos. Así, una malla anular (figura 2) fue definida para establecer la zona a partir de la cual determinar los SIFs. Dos parámetros son fundamentales para la definición de la malla anular: los radios interno y externo. El radio interno se definió con la extensión suficiente para evitar la selección de datos en la deformación plástica generada en el vértice de la grieta, mientras que el radio externo se definió a partir de la región dominada por la singularidad generada en el vértice de la grieta. Esta región de singularidad fue definida a partir de los mapas de desplazamientos verticales, estableciendo su extensión a través del cambio que se observa en la orientación de los contornos de los desplazamientos debido a la

interacción entre la zona dominada por el vértice de la grieta y la dominada por el borde libre de la probeta.

Una vez que se han calculado los coeficientes del modelo que describen los campos en el vértice de la grieta, éstos pueden emplearse para obtener los coeficientes que definen los campos de tensiones en el vértice de grieta. Así, dichos campos de tensiones pueden reconstruirse y emplear el mismo procedimiento que el indicado en la sección anterior para el método directo, obteniendo el mapa de la tensión equivalente y estimando la extensión y la forma de la zona plástica a partir de la tensión de fluencia del material. Por tanto, tanto el tamaño como la forma de la zona plástica determinada experimentalmente pueden compararse con la extensión y la forma predicha por el modelo CJP. En la figura 3b se muestra una magnificación de la zona plástica anteriormente determinada junto con la zona plástica predicha por el modelo CJP. Claramente se observa que hay un excelente nivel de acuerdo entre la zona plástica predicha por el modelo CJP y la determinada experimentalmente.

5 RESULTADOS Y DISCUSIÓN

La figura 4 muestra los resultados obtenidos para el tamaño y la forma de la zona plástica antes, durante y tras la aplicación de la sobrecarga. En todos los casos existe un buen acuerdo entre los resultados experimentales y las predicciones del modelo CJP. La sobrecarga produjo un importante incremento en el área de la zona plástica durante el ciclo de sobrecarga. De esta forma, el área de la zona plástica determinada experimentalmente antes, durante y después de la sobrecarga fue respectivamente: 1.49 mm², 6.59 mm² y 2.14 mm². De esta forma, el incremento del área de la zona plástica tras la sobrecarga supuso un 43.6 % respecto del área antes de la aplicación de la sobrecarga. A su misma vez, para el caso del área de la zona plástica predicha por el modelo CJP, se obtuvieron los siguientes resultados: 1.55 mm², 6.64 mm² y 2.29 mm². En este caso, el incremento de la zona plástica fue de un 47.7 %. Los resultados ponen de manifiesto la gran concordancia existente los resultados entre experimentales y las predicciones del modelo CJP.



Figura 4. Comparación entre la zona plástica experimental y la predicha por el modelo CJP (a) antes, (b) durante y (c) después de la aplicación de la sobrecarga.

El cambio en tamaño de la zona plástica puede por lo tanto ser seguido cuando la grieta crece a través de la

zona plástica sobrecargada. La figura 12 muestra la variación a lo largo de la longitud de grieta del área de la zona plástica tanto obtenida experimentalmente como predicha por el modelo CJP. De nuevo se pone de manifiesto el gran nivel de concordancia obtenido entre los resultados experimentales y las predicciones del modelo CJP. Antes de la aplicación de la sobrecarga, el área de la zona plástica incrementa de forma estable con la longitud de la grieta, mientras que hay un significante incremento en el área debido a la aplicación de la sobrecarga. En el ciclo de carga inmediatamente siguiendo a la sobrecarga, el área de la zona plástica decrece significativamente, pero permanece mayor que el valor correspondiente a la pre-sobrecarga. A partir de este instante hay un decremento gradual en el área de la zona plástica hasta alcanzar la tendencia correspondiente al comportamiento anterior a la sobrecarga.



Figura 5. Variación con la longitud de grieta del área calculada para la zona plástica experimental y predicha por el modelo CJP.

La evolución de la zona plástica a lo largo del crecimiento de grieta a través de la región de la sobrecarga se puede fácilmente visualizar mediante el trazado secuencial de las predicciones de la forma de la zona plástica dada por el modelo CJP. La figura 6 muestra una vista 3D de la evolución de la zona plástica a lo largo de la longitud de grieta.



Figura 6. Vista en 3D mostrando la evolución de la zona plástica predicha por el modelo CJP a lo largo de la longitud de la grieta.

6 CONCLUSIONES

El trabajo presentado ha proporcionado una evaluación cuantitativa del área de la zona plástica en el vértice de grieta durante el crecimiento de grieta a fatiga bajo la aplicación de una sobrecarga. El tamaño, forma y área de la zona plástica determinada experimentalmente se ha comparado con la predicha por el modelo CJP. Se llevó a cabo un ensayo a fatiga sobre una probeta CT de titanio de 1 mm de espesor. La metodología experimental emplea la diferenciación de los campos de desplazamientos medidos mediante DIC para obtener los mapas de deformaciones que pueden combinarse con un criterio de fluencia para estimar tanto el tamaño como la forma de la zona plástica. Los resultados obtenidos a partir del modelo CJP mostraron un muy nivel de acuerdo buen con los resultados experimentales. Estos resultados demuestran que el modelo CJP es una herramienta poderosa para caracterizar de forma exacta el tamaño, forma y área de la zona plástica en el vértice de una grieta creciendo a fatiga gracias a su formulación original que tiene en cuenta la influencia de la plasticidad generada tanto en el vértice como en el camino de la grieta sobre el campo de tensión elástico delante del vértice de la grieta.

AGRADECIMIENTOS

Este trabajo se ha realizado gracias a la financiación proporcionada por el Gobierno de España a través del Proyecto de Investigación de Excelencia del Ministerio de Economía y Competitividad MAT2016-76951-C2-P.

REFERENCIAS

- [1] A. Uğuz, J.W. Martin, Plastic zone size measurement techniques for metallic materials, *Materials Characterization* **37**, 105-118, 1996.
- [2] A. Steuwer, L. Edwards, S. Pratihar, S. Ganguly, M. Peel, M.E. Fitzpatrick, T.J. Marrow, P.J. Withers, I. Sinclair, K.D. Singh, N. Gao, T. Buslaps, J.Y. Buffière, In situ analysis of cracks in structural materials using synchrotron X-ray tomography and diffraction, Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms 246, 217-225, 2006.
- [3] D. Nowell, M.E. Kartal, P.F.P. de Matos, Digital image correlation measurement of near-tip fatigue crack displacement fields: constant amplitude loading and load history effects, *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures* **36**(1), 3-13, 2013.
- [4] F.A. Díaz, E.A. Patterson, J.R. Yates, Assessment of effective stress intensity factors using thermoelastic stress analysis, *The Journal of Strain*

Analysis for Engineering Design 44, 621-631, 2009.

- [5] S.I. Wright, M.M. Nowell, D.P. Field, A review of strain analysis using electron backscatter diffraction, *Microscopy and Microanalysis* 17, 316-329, 2011.
- [6] G.R. Irwin, Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate, *Journal of Applied Mechanics* **24**, 361-364, 1957.
- [7] D.S. Dugdale, Yielding in steel sheets containing slits, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 8, 100-104, 1960.
- [8] J.M. Vasco-Olmo, M.N. James, C.J. Christopher, E.A. Patterson, F.A. Díaz, Assessment of crack tip plastic zone size and shape and its influence on crack tip shielding. Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct. 39, 969-981, 2016.
- [9] M. Janssen, J. Zuidema, R.J.H. Wanhill, Fracture Mechanics, 2nd Edition, Spon Press, Abingdon, 2006.
- [10] M.L. Williams, On the stress distribution at the base of a stationary crack, *Journal of Applied Mechanics* 24, 109-114, 1957.
- [11] M.N. James, C.J. Christopher, Y. Lu, E.A. Patterson, Local crack plasticity and its influence on the global elastic field, *International Journal of Fatigue* 46, 4-15, 2013.
- [12] N.I. Muskhelishvili, Some Basic Problems of the Mathematical Theory of Elasticity, Nordhoff International Publishing, Groningen, 1977.
- [13] A.K. Singh, Mechanics of Solids, Prentice-Hall of India, 2010.
- [14] R.J. Sanford, J.W. Dally, A general method for determining mixed-mode stress intensity factors from isochromatic fringe patterns, *Engineering Fracture Mechanics* 11, 621-633, 1979.

APLICACIÓN DE LA TÉCNICA DE ANÁLISIS TERMOELÁSTICO DE TENSIONES PARA LA MEDIDA DEL FACTOR DE INTENSIDAD DE TENSIONES EFECTIVO

F.A. Díaz^{1*}, J.M. Vasco Olmo¹

¹Escuela Politécnica Superior de Jaén, Universidad de Jaén Campus las Lagunillas, Edificio A3, 23071, Jaén, España ^{*}Persona de contacto: fdiaz@ujaen.es

RESUMEN

Recientemente, el desarrollo de nuevos sensores tipo matricial ha hecho posible que la técnica de Análisis Termoelástico de Tensiones (TSA) adquiera un enorme potencial para aplicaciones relacionadas con la fatiga y la mecánica de la fractura. La técnica es no invasiva proporcionando mapas de campo completo de la superficie de un elemento sometido a una carga cíclica. Además, la técnica presenta un gran potencial para la evaluación del factor de intensidad de esfuerzo efectivo ya que el campo de observado en el en el vértice de la grieta se obtiene a partir de los cambios de temperatura medidos en las inmediaciones de la misma. En el trabajo actual TSA se presenta como una nueva metodología para la medida del factor de intensidad de esfuerzo efectivo a partir del análisis de imágenes termoelásticas. Los valores de ΔK obtenidos con TSA se han empleado para determinar las cargas equivalentes de apertura/cierre de la grieta a diferentes ratios de carga en probetas tipo CT fabricadas en aluminio 2024. Los resultados se han comparado con los obtenidos empleando la técnica de strain-offset observándose un alto nivel de concordancia entre ambas técnicas.

PALABRAS CLAVE: Análisis Termoelástico de Tensiones (TSA), fatiga, factor de intensidad de esfuerzo (SIF)

ABSTRACT

In recent years, the advent of new staring array detectors has made Thermoelastic Stress Analysis (TSA) a technique with an extraordinary potential for fatigue and fracture mechanics applications. The technique is non-contacting and provides full field stress maps from the surface of cyclically loaded components. In addition, the technique appears to have a great potential in the evaluation of the effective stress intensity factor range since crack tip events are inferred directly from the temperature changes occurring at the crack tip rather than from remote data. In the current work TSA is presented as a novel methodology for measuring the effective stress intensity factor from the analysis of thermoelastic images. ΔK values inferred using TSA have been employed to estimate an equivalent opening/closing at different R-ratios on a cracked Aluminium 2024 CT specimen. Results have been compared with those obtained using the strain-offset technique showing a good level of agreement.

KEYWORDS: Thermoelastic Stress Analysis (TSA), fatigue, Stress Intensity Factor (SIF)

1. INTRODUCCIÓN

La presencia de grietas debido a fatiga ha sido una de las principales causas de fallo estructural en elementos de máquinas. La aplicación de la teoría de la mecánica de la fractura a la ingeniería Mecánica a permitido el diseño más eficiente con las consiguientes beneficio en cuanto a coste, durabilidad y servicio de los componentes. Sin embargo existen todavía algunos aspectos cuyo conocimiento no está aun totalmente claro, como es el caso del fenómeno de cierre prematuro de grieta. Esta falta de entendimiento radica principalmente en las dificultades para la cuantificación del fenómeno así como su efecto en las fuerzas impulsoras de la grieta [1].

En los últimos años, los avances en la termografía infrarroja junto con el desarrollo de nuevos sensores radiométricos matriciales han hecho posible la aplicación de esta tecnología al estudio de daño producido por fatiga. Tal es el caso de la técnica de Análisis Temoelástico de Tensiones (TSA). Esta técnica experimental permite obtener una señal proporcional a la variación en la suma de las tensiones principales en la superfície de un componente midiendo las variaciones de temperatura que experimenta el sólido como resultado de la aplicación de una carga cíclica.

Desde el punto de vista de fatiga, TSA presenta notables ventajas con respecto a otras técnicas experimentales para la medida del Factor de Intensidad de Tensiones (SIF), ya que en el caso de TSA éste se obtiene directamente a partir del análisis del campo tensiones observado en las inmediaciones de la grieta. Esto hace posible evaluar la fuerza impulsora para el avance de la grieta debido al fenómeno de fatiga. [2,3]. Por tanto, TSA proporciona un método directo para la medida directa de ΔK efectivo, convencionalmente medido de forma indirecta mediante el uso de técnicas basada en la variación de la rigidez (compliance techniques). La ventaja de TSA radica en el hecho de que las tensiones obtenidas en las inmediaciones de la grieta son resultado de las variaciones de temperatura medidas en la superficie del componente como resultado del efecto termoelástico, lo que proporciona una medida directa e las deformaciones unitarias en las inmediaciones de la grieta. Por tanto, el campo de tensiones observado es el resultado de la respuesta del componente a la aplicación de una carga cíclica. Para soportar la idea de que TSA puede proporcionar información precisa sobre los mecanismos que impulsan el crecimiento de grieta, en el presente artículo se presentan una serie de ensayos realizados empleando probetas ti por Compact Tension (CT) fabricadas en aluminio 2024 CT-T3. Como resultado, los valores de ΔK obtenidos empelando la técnica de TSA se han empleado para calcular las cargas de apertura/cierre para ensayo cíclicos son diferentes relaciones de carga (R-ratios). Los resultados se han comparados con los obtenidos empleado la técnica de strain offset, mostrado en todos los casos un buen nivel de concordancia lo que pone de manifiesto el potencial de TSA para la evaluación de daño debido a fatiga.

2. PRINCIPIO FÍSICO DEL EFECTO TERMOELÁSTCO

El efecto termoelástico fue reportado por primera vez por Lord Kelvin [4] en 1853. Este efecto consiste en que cualquier sustancia en la naturaleza experimenta un cambio en su temperatura cuando su volumen cambia como resultado dela aplicación de un estado de carga: las cargas de compresión provocan una aumento de temperatura mientras que las los estados de carga de tracción producen una reducción de temperatura, Por tanto, cuan se aplica una carga cíclica el componente experimentará una variación temperatura entre el estado de carga máxima y mínima, respectivamente. Bajo condiciones elásticas esta variaciones son muy pequeñas (décimas de mK) y habitualmente ignoradas en la teoría de la elasticidad. Sin embargo, con el uso de sensores infrarrojos de alta precisión es posible medir estas pequeñas variaciones térmicas.

El efector termoelástico es una conversión reversible de energía mecánica en energía térmica puesto que la variación de temperatura desaparece cuando la carga cesa. Sin embargo, esta conversión de energía es reversible solo si el material trabaja en condiciones elásticas y no existe un transporte sustancial de calor durante la carga y la descarga del componente. Además, la teoría del efecto termoelástico establece que bajo condiciones adiabáticas y reversibles las variaciones de temperatura inducidas por la aplicación de una carga cíclica son proporcionales a la variación en la suma de tensiones principales (primer invariante de tensiones). La relación entre el cambio de temperatura debido a la aplicación de una carga cíclica y la variación en la suma de las tenciones principales en un material homogéneo bajo condiciones elásticas se puede expresar como:

$$\Delta T = \frac{-\alpha T}{\rho C_p} \Delta (\sigma_1 + \sigma_2) \tag{1}$$

Donde α es el coeficiente de expansión térmica, *T* es la temperatura absoluta del material, ρ es la densidad, C_p es el calor específico a presión contante y σ_1 y σ_2 son las tensiones principales en la superficie del componente.

Para garantizar que la variación de temperatura es lineal con la carga es necesario que el ciclo de carga sea lo suficientemente rápido para evitar el transporte de calor y de esta forma garantizar el cumplimiento de las condiciones de adiabaticidad. Esto sólo es posible si la conductividad térmica del material es cero o no existe presencia de gradientes de tensiones en la probeta. Sin embargo, si la frecuencia del ciclo de carga es lo suficientemente elevada la longitud de difusión térmica se reduce y la presencia de condiciones no adiabáticas se minimiza.

Para la implementación de la técnica de TSA en la actualidad se suelen emplear detectores fotónicos de tipo matricial para la media de los de las variaciones de temperatura asociadas a las variaciones de carga (figura 1A). La técnica actúa correlando las variaciones de carga con la señal de temperatura medida como resultado de la aplicación de una carga cíclica. Por tanto, el análisis de la respuesta termoelástica debe realizarse bajo condiciones dinámicas de carga a una frecuencia adecuada para garantizar condiciones adiabáticas y evitar la transmisión de calor en el componente. Cuando se alcanzan condiciones adibáticas la relación entre el cambio de temperatura y la variación en la suma de las tensiones principales puede asumirse lineal y por tanto la suma de tensiones principales puede calcularse a partir de la siguiente ecuación:

$$\Delta(\sigma_1 + \sigma_2) = \Delta(\sigma_x + \sigma_y) = \frac{E}{1 - \nu} \Delta(\varepsilon_x + \varepsilon_y) = A S \qquad (2)$$

Donde, *E*, es el módulo de Young, *v*, es el módulo de Poisson, ε_x y ε_y , son las deformaciones unitarias en dos direcciones ortogonales, *S*, es la señal termoelástica y A es la constante de calibración.

Para convertir las unidades térmicas en tensiones es preciso llevar a cabo un proceso de calibración de la señal [5]. Este proceso consiste esencialmente en definir la tensión en un punto de la imagen para un determinado rango de carga en el componente. Un procedimiento habitual consiste en generar una medida independiente de la tensión empleando bandas extensiométricas como se muestra en la figura 1.B.



Figure . A) Típica imagen termoelástica de una grieta.B) Esquema del proceso de calibración de la señal termoelástica.

3. INFORMACIÓN DE LA FASE EN EL VÉRTICE DE GRIETA

La información termoelástica se suele presentar en forma de vector donde el modulo es proporcional al cambio de temperatura que experimenta el componente en su superficie y el argumento denota el desfase entre la señal termoelástica y la señal de excitación (señal de referencia). Por tanto, la magnitud de la fase es normalmente constante excepto cuando dejan de alcanzarse condiciones adiabáticas.

Sin embargo, hay dos fenómenos que pueden conducir a la pérdida de condiciones adiabáticas y por tanto a un cambio en la fase: la generación de calor debido a la plásticidad la presencia de gradientes de tensiones elevados. Ambas situaciones ocurren en las inmediaciones del vértice de la grieta. En estas circunstancias la transferencia de calor tiene lugar emborronando los datos en estas zonas dificultando la observación directa en las inmediaciones del vértice de la grieta a partir de la Observación directa de las imágenes termoelásticas.

Para el procesado de la imagen es frecuente ajustar la señal de referencia y la señal termoelástica para que estén en fase. Por tanto, el mapa fase debería ser cero para todos aquellos puntos en los que se alcanzan condiciones adibáticas. Sin embargo, la presencia de plasticidad y la existencia de altos gradientes de tensión provocan una pérdida de las condiciones adiabáticas. Esta pérdida de adiabaticidad se puede identificar fácilmente en el mapa de fase (figura 2.A).



Figure 2. Mapa de fase para una grieta de 6 mm.

4. METODOLOGÍA PARA EL CÁLCULO DE DEL SIF A PARTIR DE IMÁGNES TERMOELÁTICAS

En los últimos años han sido varios los métodos desarrollados para el cálculo del SIF a partir del análisis de imágenes termoelásticas. Algunos de estos métodos actúa ajustando un modelo matemático que describe el campo de tensiones en las inmediaciones de la grieta a un conjunto de puntos seleccionados de en la imagen termoelástica en las inmediaciones del vértice de grieta [2,3]. Como resultado de este ajuste es posible obtener el factor SIF experimentalmente. En el presente trabajo el método adoptado se basa en el método Multi- Point Over-Deterministic (MPOD) [6] junto con una descripción del campo de tensiones basado en los potenciales complejos de Muskhelishvili [7].

La observación directa del vértice de la grieta resulta difícil debido a que los datos cerca del vértice suelen estar borrosos como consecuencia de la plasticidad y la existencia de altos gradientes de tensiones. Para calcula ΔK empleando datos obtenidos con TSA es necesario obtener un mapa de la señal termoelástica en las inmediaciones del vértice de grieta. En este sentido es necesario seleccionar datos fuera de la zona plástica por no cumplirse las condiciones de adiabaticidad. Para identificar esta región, se ha empleado una metodología basada en el método de Stanley [3]. Este método [8] combina la ecuación 2 con una expresión matemática para describir la suma de tenciones principales en las inmediaciones de la grieta empleando como base el modelo de Westergaard [9].

$$\Delta(\sigma_x + \sigma_y) = \Delta(\sigma_1 + \sigma_2) = A \ S = \frac{2\Delta K_I}{\sqrt{2\pi r}} \ \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) - (3)$$
$$-\frac{2\Delta K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \ \sin\left(\frac{\theta}{2}\right)$$

Para el caso de grietas en modo I, Stanley observe que la máxima señal termoelástica a lo largo de una línea paralela a la grieta, S_{max} , tenía lugar a a 60° con respecto a la línea de la grieta. Basándose en esto, la ecuación 3 puede ser reformulada de forma lineal relacionando la distancia vertical respecto de la línea de la grieta con el cuadrado de la inversa de la máxima señal termoelástica, $1/S^2_{max}$, para una determinada distancia (ecuación 4).

$$y = \left(\frac{3\sqrt{3}\Delta K_I^2}{4\pi A^2}\right) \frac{1}{S_{\max}^2}$$
(4)

Si la relación anterior se grafica para la imagen termoelástica de una grieta real (Figura 3), es posible identificar tres regiones:



Figura 3. Gráfico que muestra la relación lineal entre la distancia vertical desde el vértice grieta y $(S_{max})^{-2}$.

- Región A. En esta región se observa un comportamiento no lineal debido a la pérdida de condiciones adibáticas por la presencia de altos gradientes de tensiones y plasticidad.
- Región B. En esta región se puede ver un claro comportamiento lineal. Esta región se puede emplear para definir la zona de validez del modelo elástico línea.
- Región C. En esta región se observa una desviación del comportamiento lineal mostrado en la región B, lo que indica la pérdida de validez del modelo.

De acuerdo con análisis previo, la región de validez del modelo es la B y por tanto, los datos son seleccionados en las imágenes termoelásticas se centran en esta región. Los puntos seleccionados se emplean para ajustar el campo descrito por el modelo de Muskhelishvili en las inmediaciones de la grieta. Del resultado del ajuste es posible obtener el SIF como muestra la figura figura 4.



Figura 4. Esquema de la metodología adoptada para el cálculo del SIF a partir de datos termoelásticos.

5. MONTAJE EXPERIMENTAL

Para demostrar la idea de que TSA puede proporcionar información precisa sobre la fuerza real impulsora del crecimiento de grieta, se ha llevado a cabo un ensayo de fatiga empleando una probeta tipo CT fabricada en aluminio 2024 (Figura 5.A). La probeta fue preparada inicialmente adhiriendo tres bandas extensiométicas (Tokyo Sokki Kenkyujo Co., Ltd., tipo FPA-2-11, 2 mm, $120 \pm 0.5 \Omega$) en tres localizaciones diferentes. Dos de las bandas fueron colocadas en la superficie de la probeta a 62 mm del borde de la misma en la línea de la entalla. Una de las bandas estaba alineada con la dirección de la entalla, mientras que la otra estaba colocada a 45° (Figura 5.B). La tercera banda se situó en la parte central del canto de la probeta como muestra la figura 5.B.



Figura 5. A) Dimensiones de la probeta CT empelada B) Esquema mostrando la localización y orientación de las bandas.

La probeta fue inicialmente pre-agrietada para seguidamente crecer la grieta hasta una longitud a 3mm de las bandas extensiométricas (longitud total 42 mm). Seguidamente, se aplicaron escalones de carga crecientes con el propósito de ir incrementando la relación entre la carga mínima y la carga máxima (*R*-ratio). Para cada escalón de carga, se tomaron lecturas de la carga y de la deformación unitaria de lata tres bandas durante un periodo de 0.2 s. Los datos medidos seguidamente fueron procesados para obtener las cargas de apertura y cierre empleando la técnica de strain offset.

Al mismo tiempo, se capturaron imágenes termoelásticas para los diferentes escalones de carga. Seguidamente, se calculó el ΔK empleando la metodología previamente descrita. Los resultados obtenidos con TSA fueron comparados con los calculados para el ΔK nominal [10].

$$\Delta K_{nom} = \frac{\Delta P f(\alpha)}{t\sqrt{W}}, \quad \alpha = \frac{a}{W}$$

$$f(\alpha) = \frac{2+\alpha}{(1-\alpha)^{3/2}} \begin{pmatrix} 0.886 + 4.64 \,\alpha - 13.32 \,\alpha^2 + \\ +14.72 \,\alpha^3 - 5.6 \,\alpha^4 \end{pmatrix}$$
(5)

Donde ΔP es el rango de carga, *a* es la longitud de grieta, *t* y *W* son el espesor de la probeta y la anchura.

6. CÁLCULO DE LAS CARGAS DE APERTURA EMPELANDO LA TÉCNICA DE STRAIN OFFSET

El hardware empleado consistió en un PC (Viglen-Pentium 200 MHz Intel processor) dotado con una tarjeta PCI I/O avanzada multifunción (National Instruments modelo PCI 6052E) conectada a un rack (National Instrument modelo BNC-2090). El sistema se control mediante el software Lab View permitiendo la adquisición de los datos de fuerza y deformación unitaria.

Debido al ruido de las señales de deformación unitaria fue necesaria la implementación de una técnica de reducción de ruido. El método adoptado se basó en un polinomio recomendado por la ASTM como método de reducción de ruido en ensayos de fatiga [11]. Seguidamente para el cálculo de los de las cargas de apertura y cierre se empleó la técnica de strain offset [12]. Inicialmente, los datos se dividieron en dos lotes correspondientes a la carga y la descarga durante el ciclo. La parte correspondiente a la carga fue primero utilizada para determinar la rigidez de la probeta en ausencia de cierre. Para ello se ajustó un polinomio de primer orden a los datos medidos. A continuación, el polinomio se empleó para la calcular el strain offset que consistió es restar a la ecuación ajustada (no afectada por el cierre) los datos medidos (afectados por el cierre). Seguidamente, la carga frente al strain offset se graficó para estimar la carga de cierre. Esta carga fue calculada como el último punto el que el strain offset se desviaba de cero (Figura 6.A).



Figura 6. Gráfico de carga vs deformación unitaria para una grieta de 42 mm con rango de carga entre 0.94 and 0.04 kN (R-ratio 0.04). Rama de descarga.

Para la rama de descarga se empleó la misma metodología. En este caso para el cálculo del strain offset se empleó el polinomio obtenido para la rama de carga.





Figura 7. A) Variación de las cargas de apertura y cierre con R para una grieta de 42 mm. A) galga horizontal, B) galga a 45°.

Finalmente, la carga de apertura fue calculada empleando el mismo criterio que para la rama de descarga. Los resultados correspondientes a las cargas de apertura y cierre para diferentes localizaciones de galga se presentan en las figuras 7.A y 7.B

7. RESULTADOS CON TSA

Para realizar una comparativa directa de los resultados anteriores con los obtenidos con TSA, inicialmente se calculó el ΔK (figura 8.A). Seguidamente, estos resultados se emplearon para calcular una carga de apertura/cierre equivalente (figura 8.B)



Figure 8: A) Gráfico ΔK frente al R-ratio para una secuencia de imagines termoelásticas correspondientes a una grieta de 42 mm. B) Gráfico que muestra la variación de la carga de apertura estimada con TSA frente al R-ratio.

Como para el caso de las técnicas basadas en la medida de la variación de la rigidez, la carga equivalente de apertura obtenida a partir de datos de TSA se graficó frente al *R*-ratio y se compararon con los niveles de carga máxima y mínima aplicados. Los resultados se muestran en la figura 8.B.

7. DISCUSIÓN DE LOS RESULTADOS

El primer aspecto investigado fue la repetitividad de los resultados obtenidos empelando técnicas de compliance y bandas extensiométricas localizadas en tres zonas diferentes de la probeta. En todos los casos los resultados fueron bastante similares como muestra la figura 7. También se observó que cuando el *R*-ratio se incrementaba de 0.04 a 0.3, las cargas de apertura/cierre permanecían relativamente constantes y en todos los casos con valores superiores a la mínima carga aplicada. A partir de 0.3 la carga de apertura/cierre coincidía con la mínima carga aplicada, lo que ponía de manifiesto la una reducción en los niveles de cierre.

Para comprobar la capacidad de TSA para medir el ΔK efectivo, las imágenes termoelásticas se capturaron simultáneamente a los mismos niveles de R que la medidas con la técnica de strain offset. Los resultados para ΔK obtenidos a partir del análisis de las imágenes termoelásticas (Figura 8.A) muestran el mismo comportamiento observado que con la técnica de compliance. Cuando R aumenta el ΔK obtenido con TSA tiende a alcanzar el ΔK nominal, poniendo de manifiesto una reducción en el nivel de cierre a medida que R aumenta. Además, para una comparativa directa de los resultados obtenidos con TSA y los obtenidos con la técnica de strain offset se calculó una carga de apertura equivalente a partir del ΔK calculado empelando la ecuación 5 (Figura 8.B). En ambos casos los resultados seguían la misma tendencia alcanzando valores muy similares con ambas técnicas, lo que pone de manifiesto el potencial de TSA para medir el ΔK efectivo.

8. CONCLUSIONES

TSA se ha presentado como una técnica nueva para cuantificar el factor de intensidad de esfuerzo efectivo como resultado de la aplicación de una carga cíclica. Los resultados con TSA se han comparado con los obtenidos empleando una metodología clásica para la evaluación de cierre de grieta como es la técnica de strain-offset. La técnica de strain-offset muestra claramente la presencia de cierre a bajo R en las medidas realizadas. Además, los resultados obtenidos a partir de imágenes termoelásticas están en concordancia con los medidos empleando la técnica de strain offset, lo que demuestra la capacidad de TSA para cuantificar de manera satisfactoria el ΔK efectivo.

9. AGRADECIMIENTOS

Este trabajo se ha realizado gracias a la financiación proporcionada por el Gobierno de España a través del Proyecto de Investigación de Excelencia del Ministerio de Economía y Competitividad MAT2016-76951-C2-P.

10. REFERENCIAS

- [1]. James, M.N. 'Some unresolved issues with fatigue crack closure measurement, mechanisms and interpretation problems. Advance in Fracture Research, Proceedings of the ninth International Conference on Fracture. Edited by B.L. Karihaloo et al., Pergamon Press, 5 (1996) 2403-14.
- [2]. Díaz, F.A., Yates, J.R. and Patterson, E.A, 'Some improvements in the analysis of fatigue cracks using thermoelasticity' Int. J. Fatigue, 26, 4 (2004) 365-376.
- [3]. Díaz, F.A., Patterson, E.A., Tomlinson R.A. and Yates, J.R., 'Measuring stress intensity factors during fatigue crack growth using thermoelasticity'. Fat. Fract. Eng. Mat. Struct., 27 (2004) 571-584.
- [4]. Thomson, W. (Lord Kelvin) 'On the Thermoelastic, Thermomagnetic and Pyro-electric Properties of Matters', Philosophical Magazine, 5 (1878) 4-27.
- [5]. Dulieu-Smith, S.M. 'Alternative calibration techniques for quantitative thermoelastic stress analysis'. Strain, 31 (1995) 9-16.
- [6]. Sanford, R. and Dally, J.W. 'A general method for determining mixed-mode stress intensity factors from isochromatic fringe pattern'. Engineering Fracture Mechanics, 11 (1979) 621-633.
- [7]. Muskhelishvili, N.I. 'Some basic problems of the mathematical theory of elasticity'. Third edition, Noordhoff Ltd., Groningen, Holland, 1953.
- [8]. Stanley, P. and Chan, W.K. 'Mode II crack studies using the "SPATE" technique' Proc. of SEM spring conference on experimental mechanics, New Orleans, USA, (1986) 916-923.
- [9]. Westergaard, H.M. 'Bearing pressures and cracks'. Journal of Applied Mechanics, 6 (1939) A49-63.
- [10]. Murakami, Y., Stress Intensity Factors Handbook, Pergamon, Oxford, 1987.
- [11]. ASTM, E647-95a, American Society of Testing and Materials, vol. 03.01,1999.
- [12]. Skorupa, M., Beretta, S., Carboni, M. and Machniewicz, T., Fat. Fract. Eng. Mat. Struct., 25 (202), 261-273.

Hardness and stiffness map cartography on a cBN-TiN composite

H. Besharatloo^{1, 2*}, J. J. Roa^{1, 2}, W. C. Oliver³, A. Can⁴, L. Llanes^{1, 2}

¹CIEFMA-Departament de Ciència dels Materials i Enginyeria Metal·lúrgica, Universitat Politècnica de Catalunya, Campus Diagonal Besòs (EEBE), C/d'Eduard Maristany 10-14, 08019 Barcelona, Spain ²CRnE - Universitat Politècnica de Catalunya, Barcelona 08019, Spain ³ Nanomechanics, Inc. TN 37830 Oak Ridge, USA ⁴Element Six Global Innovation Centre, Didcot OX11 0QR, UK

* Persona de contacto: Hossein.besharatloo@upc.edu

RESUMEN

Carbonitruro cúbico policristalino (PcBN) es un material extra-duro empleado como herramienta de corte. Dicho material presenta una elevada estabilidad tanto térmica como química comparada con el diamante, en este sentido, el PcBN es un material adecuado para manipular materiales férreos. PcBN presenta una estructura heterogénea, constituida principalmente por granos de cBN (refuerzo) y una matriz también cerámica. En el presente trabajo, se correlacionará la composición química con las propiedades mecánicas a escala micro- y nanométrica de los granos individuales de cBN embebidos en un material compuesto, cerámico-cerámico. Tanto la dureza como el módulo elástico han sido obtenidos mediante ensayos de nanoindentación masivos realizados a alta velocidad y posteriormente tratados estadísticamente. Los ensayos mecánicos son complementados con técnicas químicas avanzadas de caracterización, tales como la microscopia electrónica de barrido de alta resolución y análisis químico mediante microsonda. Tanto el mapa de dureza como de módulo de elasticidad presentan una correlación clara entre las propiedades mecánicas de las partículas de cBN y el contenido de B de las mismas, obteniendo partículas de cBN con un elevado y bajo valor de dureza pero con un bajo y elevado de B, respectivamente. Dicho protocolo de trabajo, nos permite obtener información interesante tanto de las propias partículas de cBN así como del material compuesto, cBN-TiN.

PALABRAS CLAVE: cBN, nanoindentación, análisis químico, método estadístico

ABSTRACT

Polycrystalline cubic boron nitride (PcBN) is a super-hard material typically used as a cutting tool material. Due to its superior thermal and chemical stability compared to diamond, PCBN is suitable for machining ferrous materials, such as hardened steels. PcBN has a two-phase polycrystalline structure consisting of micron sized grains of cBN (as reinforcement) held together by another ceramic material as binder. Present work, investigates the correlation between chemical composition and the mechanical properties at the nanometric length scale of individual cBN grains in ceramic-ceramic composite systems. Small-scale hardness and elastic modulus have been assessed by means of high-speed massive nanoindentation and subsequent statistical analysis. The mechanical testing is complemented by advanced characterization techniques, mainly field emission scanning electron microscopy and electron probe micro-analyzer. The attained mechanical property mappings present a clear correlation between local hardness and stiffness with chemical nature in terms of the B amount in each cBN particles. Besides expected findings associated with individual phases, such as clear anisotropy of cBN (low B cBN being harder and stiffer than high B), the protocol implemented provides novel information on local mechanical response at interfaces between cBN particles with various B content as well as regions within the ceramic (TiN) binder close to the cBN-TiN interface.

KEYWORDS: cBN, Nanoindentation, Chemical analysis, Statistical method

1. INTRODUCTION

Polycrystalline cubic boron nitride (PcBN) is a super hard material typically used as a cutting tool material. Due to its superior thermal and chemical stability compared to diamond, PcBN is suitable for machining ferrous materials, such as hardened steels [1]. PcBN could be considered as a composite system, since two chemically distinct materials, which are cubic boron nitride (cBN) and titanium nitride (TiN) compose it. cBN particles are playing the reinforcements role, due to cBN's superior hardness value which are the second hardest material after diamond; on the other hand TiN is fulfilling the fracture toughness requirements.

Large number of investigations and studies have been accomplished on PcBN, which are mainly focused on PcBN machining performance. Moreover, influence of microstructural parameters on tribological and mechanical properties of PcBN has been also wellinspected [2-9]. Recently some studies has been done to attain detailed information in the small-scale properties of composite materials, in which the mechanical properties (hardness and elastic modulus) of different phases of a heterogeneous composite material were evaluated separately, by means of massive nanoindentation method and statistical method proposed by Ulm and coworkers [10-13]. Accuracy of the statistical method correlates with the total amount of supplied information (number of tests).

Following the above ideas, the aim of this study is to attain micromechanical mapping of hardness and elastic modulus by means of a novel high speed massive nanoindentation technique. Mentioned massive indentation is taking advantage of shallower imprints implementation (closer imprints), which consequently offers a higher accuracy in the micromechanical properties determination of each constitutive phase of PcBN, and even one step further, it could prove the anisotropic behavior of cBN particles.

2. Experimental procedure

2.1. Material and microstructural characterization

The studied material is a PcBN composite, which is a part of a commercial machining chip-breaker tool. Investigated region is a compact region insert, which is brazed to a WC-Co substrate.

Sample was chemo-mechanically polished by diamond pate down to 1μ m, and then it was precisely polished with OPAN for 40 minutes. Subsequently it was cleaned by triton and ultrasonic machine and finally dried with pure air.

A field emission scanning electron microscopy (FESEM, JEOL 71000F) image of studied material is shown in Figure 1a. Microstructural parameters (Figure 1b) were evaluated by applying linear interception method [14] on the obtained micrograph, which are summarized in Table 1.

Table 1. Microstructural parameters of PcBN.

Grain size (µm)	Volume friction (%vol)	
	cBN	TiN
2.7 ± 0.2	70	30



Figure 1. FESEM images of PcBN; a) micrograph of sample, b) grain size of the cBN particles.

Electron probe x-ray microanalysis (EPMA) was implemented by means of JEOL JXA-8230 microprobe, in order to evaluate the nitrogen content (or boron content, since cBN is stoichiometric) within cBN particles. The X-ray map for the nitrogen was performed in a small region to attain high-resolution results.

2.2. Hardness and elastic modulus evaluation at micro and nano metric length scale

Mechanical properties in both micro- and nanometric length scale were determined, which were evaluating the composite and intrinsic mechanical properties respectively.

To determine the mechanical properties (hardness and elastic modulus) at the micrometric length scale, homogeneous indentation matrix of 16 imprints (4 by 4) were performed at 2 μ m of penetration depth. The distance between imprints was held constant and equals to 25 μ m in order to avoid any overlapping effect. The test were performed on Nanoindenter XP (MTS) device, which is equipped with a continuous stiffness measurement (CSM) module and a diamond Berkovich tip indenter calibrated by fused silica standard.

The hardness and elastic modulus cartography were performed by means of iMicro® Nanoindenter, developed by Nanomechanics Inc., Oak Ridge, USA. In order to evaluate the intrinsic hardness and elastic modulus anisotropy of each constitutive phases of PcBN 10,000 imprints were applied on the sample, which were divided into 1 matrix of 100 by 100 imprints in an area of 50 x 50 μ m². Indentations were performed to a maximum applied load of 10 mN and the distance between imprints were kept constant at 500 nm in order to avoid any overlapping effect, which means each imprint can be treated as an independent statistical value. Nanoblitz technique was used, to attain a highspeed mechanical property mapping, in which each test could be performed in less than 1 second. Obtained information of load and depth were analyzed by standard Oliver and Pharr method [15, 16] to determine contact stiffness, hardness and elastic modulus. Nanoblitz technique as it mentioned offers a micromechanical map over large areas in a short time, in addition another advantage of this technique is the amount of obtained information, which can improve the accuracy of the statistical method. A sharp Berkovich tip (calibrated with fused silica) was used as the indenter, which could guarantee that the plastic flow mostly could be confined inside each cBN particle. Tests were administrated by CSM as a function of depth.

Finally, the hardness and elastic modulus maps can be easily reconstructed from the large closely spaced indentation grid. The discrete values are interpolated using a bicubic interpolation between measurement points. Such an interpolation method was chosen since it leads to smoother images.

3. Result and discussion

3.1. Micromechanical properties

The composite hardness and elastic modulus were extracted from an average of 16 residual imprints performed at maximum penetration depth, 2 μ m or until reach the maximum applied load, 650 mN. Imprints were performed at 2 μ m, in which, the spread plastic flow at this penetration depth interact with cBN particles and TiN binder. Accordingly, the obtained hardness and elastic modulus values are representative of composite behavior.

Hardness and elastic modulus were extracted by using the Oliver and Pharr method [15, 16] and the obtained results are shown in Table 2.

Table 2. Mechanical properties of PcBN

Sample	Hardness (GPa)	Elastic modulus (GPa)
PcBN	53 ± 7	850 ± 160

3.2. Hardness and elastic modulus cartography

Figure 2a shows the optical micrograph region has been conducted. As it is evident a heterogeneous distribution of cBN particles are distributed in a TiN ceramic binder.



Figure 2(a) Optical micrograph, (b) Hardness map, and (c) elastic modulus map of the same region.

Hardness and elastic modulus maps, see Figure 2b and 2c respectively, allows better understanding of the correlation between the micromechanical properties at the local length scale with the microstructure. The hardness and elastic modulus map obtained from a bicubic interpolation have been constructed by using 10,000 indents performed to 10 mN of maximum applied load.

A poor correlation between the mechanical properties and microstructure (see Figure 2a) is evident due to the cBN/TiN system present a fine microstructure as it has been presented in section 3.1.

From the direct observation of the hardness map presented in Figure 2b, it is evident that the hardness for the cBN particles ranges between 43 and 84 GPa. Furthermore, these particles are strongly anisotropic as it is evident in this map. This hardness difference may be associated depending upon relative B/N content; where the reinforcement particles may be classified in three main groups as observed through the EMPA analysis; stoichiometric, and non-stoichiometric –either rich or poor B- cBN particles as it will be explained in more detail in section 3.3. On the other hand, the softer phase with a hardness ranged between 12-40 GPa, which may be related to the ceramic TiN binder.

On the other hand, the changes are not so evident in the elastic modulus map (see Figure 2c), where it seems the material presents a monomodal distribution with an elastic modulus ranged between 215 - 596 GPa.

Furthermore, near the cBN/TiN interface, the hardness and elastic modulus values are slightly higher than in the ceramic TiN binder itself, reaching values of around 33 and 342 GPa, respectively. This trend could be due to the residual imprint has been located at the interface between the reinforcement and the binder, being impossible confine the deformation field in one or another phase.

3.3. Chemical analysis

Different boron (B) and nitrogen (N) contents as well as the impurity effects could have consequences on morphology and residual stresses of cBN crystals as reported in [17]. N rich (and B deficient) cBN is prone to form N cluster in some particular crystalline planes, finally yielding octahedral/irregular shaped grains with their crystallographic packaging distorted [17]. Therefore, the varieties in hardness values shown in Figure 2b, could be related to possible non stoichiometry effects on hardness values of cBN particles, which could be distinguished by the massive indentation and statistical analysis protocol investigated in this study. In order to prove the correlation between the distinct hardness values and the nitrogen/boron content within the cBN particles, EMPA was performed to indicate the composition of small areas of the studied PcBN. As it can be seen in Figure 3, cBN particles can be graded in different groups in terms of the B/N content, which could be the correlated by the

differences in obtained mechanical properties, observed in hardness and elastic modulus cartography map.



Figure 3 EMPA observation of N distribution on PcBN.

4. Conclusion

Implementation of various technique and experiments led this study to attain following conclusions

- Hardness and elastic modulus mapping has been achieved with the aid of high speed nanoindentation based mapping technique.
- Massive nanoindentation method in conjunction with statistical method permitted us to discriminate the mechanical properties of each constitutive phases.
- The mechanical properties of cBN particles correlate with B/N contents of cBN particles, in which it has been proven that the hardness values of cBN particles has a direct relation with the amount of N diffused in cBN particles.

ACKNOWLEDGMENT

The currently study was supported by the Spanish Ministerio de Economía y Competitividad through Grant MAT2015-70780-C4-3-P (MINECO/FEDER).

REFERENCES

- [1] J. R. Davis and ASM, American Society for Metals Handbook: Machining vol. 16: ASM International, 1989.
- [2] F. Hsu, T. Tai, V. Vo, S. Chen, and Y. Chen, "The machining characteristics of polycrystalline diamond (PCD) by micro-WEDM," *Procedia CIRP*, vol. 6, pp. 261-266, 2013.
- [3] V. Kryzhanivskyy, V. Bushlya, O. Gutnichenko, I. Petrusha, and J.-E. Ståhl, "Modelling and Experimental Investigation of Cutting Temperature when Rough Turning Hardened Tool Steel with PCBN Tools," *Procedia CIRP*, vol. 31, pp. 489-495, 2015.

- [4] S. N. Monteiro, A. L. D. Skury, M. G. de Azevedo, and G. S. Bobrovnitchii, "Cubic boron nitride competing with diamond as a superhard engineering material–an overview," *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 2, pp. 68-74, 2013.
- [5] H. Tanaka, T. Sugihara, and T. Enomoto, "High Speed Machining of Inconel 718 Focusing on Wear Behaviors of PCBN Cutting Tool," *Procedia CIRP*, vol. 46, pp. 545-548, 2016.
- [6] J. Zhou, V. Bushlya, R. L. Peng, Z. Chen, S. Johansson, and J. E. Stahl, "Analysis of subsurface microstructure and residual stresses in machined Inconel 718 with PCBN and Al2O3-SiCw tools," *Procedia CIRP*, vol. 13, pp. 150-155, 2014.
- [7] P. Alveen, D. McNamara, D. Carolan, N. Murphy, and A. Ivanković, "The influence of microstructure on the fracture properties of polycrystalline cubic boron nitride," *Computational Materials Science*, vol. 109, pp. 115-123, 2015.
- [8] D. McNamara, D. Carolan, P. Alveen, N. Murphy, and A. Ivanković, "The influence of microstructure on the fracture statistics of polycrystalline diamond and polycrystalline cubic boron nitride," *Ceramics International*, vol. 40, pp. 11543-11549, 2014.
- [9] B. Denkena, J. Köhler, and C. Ventura, "Influence of grinding parameters on the quality of high content PCBN cutting inserts," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 214, pp. 276-284, 2014.
- [10] G. Constantinides, K. R. Chandran, F.-J. Ulm, and K. Van Vliet, "Grid indentation analysis of composite microstructure and mechanics: Principles and validation," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 430, pp. 189-202, 2006.
- [11] G. Constantinides and F.-J. Ulm, "The nanogranular nature of C–S–H," *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 55, pp. 64-90, 2007.
- [12] G. Constantinides, F.-J. Ulm, and K. Van Vliet, "On the use of nanoindentation for cementitious materials," *Materials and Structures*, vol. 36, pp. 191-196, 2003.
- [13] F.-J. Ulm, M. Vandamme, C. Bobko, J. Alberto Ortega, K. Tai, and C. Ortiz, "Statistical Indentation Techniques for Hydrated Nanocomposites: Concrete, Bone, and Shale," *Journal of the American Ceramic Society*, vol. 90, pp. 2677-2692, 2007.
- [14] "Metallographic Determination of Microstructure. Part 2: Measurement of WC Grain Size," in *ISO* 4499-2: 2008, Hardmetals, ed Geneva, 2008.

- [15] W. C. Oliver and G. M. Pharr, Journal of materials research, vol. 7, pp. 1564-1583, 1992.
- [16] W. C. Oliver and G. M. Pharr, "Measurement of hardness and elastic modulus by instrumented indentation: Advances in understanding and refinements to methodology," *Journal of materials research*, vol. 19, pp. 3-20, 2004.
- [17] H. Sachdev, "Influence of impurities on the morphology and Raman spectra of cubic boron nitride," *Diamond and Related Materials*, vol. 12, pp. 1275-1286, 2003.

EFECTO DE LA INCERTIDUMBRE DE LA POSICIÓN DE LA CARGA EN LA VIDA A FATIGA EN COMPRESIÓN DE HORMIGÓN REFORZADO CON FIBRAS DE ACERO

M. Tarifa¹*, G. Ruiz², E. Poveda², X. X. Zhang², M. A. Vicente³, D. C. González³

¹E. I. Minera e Industrial de Almadén, Universidad de Castilla-La Mancha (UCLM) Pza. Manuel Meca 1, 13400 Almadén (Ciudad Real), Tfno: 926 295 300 Ext. 6322 *Correo-e: ManuelAgustin.Tarifa@uclm.es

²E. T. S. de Ingenieros de Caminos, C. y P., UCLM, Avda. Camilo José Cela s/n, 13071 Ciudad Real

³Escuela Politécnica Superior, U. de Burgos, Campus Milanera (Edif. D); c/ Villadiego s/n, 09001 Burgos

RESUMEN

La alta dispersión obtenida en ensayos de fatiga en compresión sobre hormigón en masa y hormigón reforzado con fibras, que normalmente alcanza los dos órdenes de magnitud, la produce no sólo la heterogeneidad del material, sino también la aleatoriedad de la excentricidad de la carga aplicada. Esta excentricidad proviene principalmente de la falta de alineación debida a la colocación manual de las probetas en las máquinas de ensayo, aunque las tolerancias de fabricación de éstas y la geometría de las probetas ensayadas también pueden causarla. Con el objetivo de minimizar la excentricidad, se fabricó una rótula individualizada (i-BSJ, por sus siglas en ingles, individualized ball-and-socket joint). La caracterización de la distribución de probabilidad de la excentricidad de la carga se obtuvo sometiendo a un cubo de aluminio instrumentado a dos condiciones de ensayo, con i-BSJ y sin ella. La desviación estándar resultó un orden de magnitud inferior utilizando la i-BSJ. En segundo lugar, se realizaron dos series de 15 ensayos de resistencia a compresión y otras dos de fatiga en compresión, sobre probetas cúbicas de 40 mm de lado fabricadas con hormigón reforzado con fibra de acero; de nuevo con la i-BSJ y sin ella. El uso de la i-BSJ incrementó el valor medio de resistencia a compresión, f_c , y la vida a fatiga, a pesar de que los rangos de carga de las series de fatiga de baja excentricidad se calcularon con la f_c mejorada.

PALABRAS CLAVE: Minimización de la excentricidad, reducción de la dispersión de los resultados de fatiga, mejora de la vida a fatiga del hormigón, fatiga del hormigón reforzado con fibra de acero.

ABSTRACT

The high scatter of the compressive fatigue life of concrete and fiber-reinforced concrete, which may normally reach two orders of magnitude, is caused not only by material heterogeneity, but also by the random nature of the unwanted eccentricity during the tests. It mainly arises from misalignments due to manual specimen centering, although tolerances in experimental equipment and in the geometry of the specimens may cause eccentricity too. In order to minimize it, an individualized ball-and-socket joint (i-BSJ) was designed for this research. An instrumented aluminum cube was used to characterize the probabilistic distribution of the undesired eccentricity under two testing conditions that is, with and without the i-BSJ. The standard deviation of the loading eccentricity was one order of magnitude smaller with the new device. Secondly, two series of 15 compressive tests and two series of 15 fatigue tests were performed on 40 mm edgelength steel-fiber reinforced concrete cubes, again with and without the special device. The use of the i-BSJ increased the average compressive strength, f_c , the fatigue life and decreased its standard deviation, notwithstanding the loading limits in the low-eccentricity series referring to the enhanced f_c .

KEYWORDS: Undesired eccentricity minimization, reduction of scatter on fatigue result, enhancement of concrete fatigue life, fatigue of steel-fiber reinforced concrete.

1. INTRODUCCIÓN

Los ensayos de fatiga en compresión en hormigón se realizan generalmente con máquinas servo-hidraúlicas universales, equipadas con rótulas que evitan las cargas excéntricas que puedan dañar su actuador o su célula de carga. Los ensayos de compresión se han de realizar aplicando una carga axial, para lo cual las normas [1] sugieren el empleo de una rótula en el plato de compresión superior de los dispositivos, y el centrado cuidadoso de las probetas. Sin embargo, la técnica empleada para minimizar la excentricidad de la carga en el ensayo es únicamente la habilidad del operador para centrar las probetas. Precisamente este centrado manual, junto con las tolerancias geométricas de los equipos de ensayo y la geometría de las probetas ensayadas, son los que dan lugar a desalineaciones que generan excentricidades aleatorias en la aplicación de la carga. A pesar de ello, las excentricidades se consideran pequeñas. No ocurre lo mismo en el caso del módulo de elasticidad, para cuya medida se recomienda promediar las deformaciones axiales de generatrices axi-simétricas [2] para compensar el efecto de la excentricidad de la carga.

Por otro lado, se acepta que los ensayos de fatiga en compresión generen una dispersión en el número de ciclos resistidos hasta la rotura de hasta tres órdenes de magnitud [3–6], lo que obliga a la evaluación estadística de los resultados mediante la formulación de modelos de fatiga que implementen explícitamente la probabilidad de fallo [7, 8], o la introducción de elevados coeficientes de seguridad que estimen la incertidumbre de las recomendaciones en fatiga de los códigos constructivos [9, 10].

Con respecto al grado de incertidumbre de los resultados de fatiga en hormigón, Holmen [11] lo atribuyó a la variabilidad obtenida en la resistencia a compresión estática. Por otro lado, los ensayos de compresión se pueden considerar un caso particular de ensayo de fatiga en el que la rotura se consigue en el primer ciclo [7], pero mientras que los primeros se rigen por normas específicas como la ASTM C39 [1] (análoga a la EN 12390-3 [12]), los ensayos de fatiga en compresión sólo cuentan con recomendaciones en las que suponen la misma configuración experimental que para los ensayos de compresión [3,4]. Ésta quizá sea la razón por la que existan tan pocas investigaciones a este respecto. La heterogeneidad del hormigón contribuye a la dispersión de resultados, pero probablemente se estén asumiendo hipótesis experimentales que no son ciertas, como que la carga aplicada en el ensayo sea completamente uniaxial.

Así, esta investigación tiene por objeto la determinación del efecto de la incertidumbre de la posición de la carga en la vida a fatiga, y su dispersión en ensayos de fatiga en compresión. Para ello se realizaron ensayos de fatiga en compresión con probetas fabricadas de hormigón reforzado con fibra de acero (SFRC, por sus siglas en inglés), para obtener la vida a fatiga y su dispersión. También se obtuvo la función de densidad normal de la excentricidad experimental. Además se diseñó una rótula individualizada (i-BSJ, por sus siglas en inglés) del mismo tamaño que la sección de las probetas, como medida correctora de la alineación manual de las probetas.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

En este apartado se describen los materiales utilizados, el procedimiento experimental seguido en la investigación y el diseño de una rótula individualizada (i-BSJ, por sus siglas en ingles, individualized ball-and-socket joint).

2.1. Materiales y probetas

Se emplearon probetas cúbicas de una sola amasada de hormigón auto-compactante, reforzado fibras de acero (SFRC, por sus siglas en inglés). La matriz de hormigón se fabricó con árido silíceo de 8 mm de tamaño máximo y cemento CEM I 52.5 SR. Las proporciones de la mezcla, expresadas en peso, fueron 1: 0.32: 2.25: 1.73: 0.44: 0.012 (cemento: filler: arena: árido grueso: agua: superplastificante). Para el refuerzo se emplearon 15 kg/m³ de fibra de acero de 13 mm de longitud y 0.20 mm de diámetro, resultando una esbeltez de 65. Su resistencia a tracción era de 2600 MPa. Se utilizaron un total de 90 cubos de 40 mm de lado. Se obtuvieron de prismas de $100 \times 100 \text{mm}^2$ en sección transversal y 420 mm de longitud, con una tolerancia de ±0.2 mm. Los ensayos se realizaron con una máquina servo-hidraúlica universal Instron, de 250 kN de capacidad, equipada con una rótula esférica, modelo T1086-63, de 95 mm de diámetro que asegura que el eje de carga coincida con el eje del actuador y la célula de carga. Para minimizar el efecto de la desalineación de las probetas debido al centrado manual, se realizaron marcas en los platos y se procedía con un ajuste minucioso de la rótula de la máquina antes de comenzar cada ensayo.

2.2. Diseño de una rótula individualizada

La rótula se diseñó para minimizar la excentricidad de la carga producida por el centrado manual de las probetas. Se compone de dos platos cuadrados de acero con la misma sección transversal que las probetas, 40×40 mm², y 30 mm de altura. Entre ellos, en sendos huecos de 4.5 mm de profundidad, se aloja una bola de 16 mm de diámetro, quedando una distancia entre platos de 7 mm. El conjunto, con la bola y los huecos engrasados para permitir la rotación libre, funcionan como una rótula individualizada (i-BSJ), ver Fig. 1.



Figura 1: Dimensiones de la i-BSJ.

2.3. Ensayos para caracterizar la excentricidad de la carga

La excentricidad en la aplicación de la carga sobre una probeta depende de su geometría, de su centrado en la máquina de ensayos y de las características geométricas de la rótula de la propia máquina. Así, con objeto de caracterizar la excentricidad de la geometría de las probetas empleadas, se realizaron ensayos de compresión sobre un cubo de aluminio instrumentado de 40 mm de lado, Fig. 2a. El cubo, fabricado con una precisión de ± 0.1 mm, se instrumentó con cuatro bandas extensométricas (SG) pegadas en el centro de cada una de las cuatro caras libres, en dirección de la carga aplicada, Fig. 2b. Se emplearon bandas extensométricas HBM tipo 6/120ALY11, de 6 mm de longitud y 2.8 mm de anchura, con una resistencia de 120 Ω y una sensibilidad transversal del 0.1 %.



Figura 2: Configuración de ensayo.

Los ensayos de caracterización se realizaron a una velocidad de solicitación de 0.3 MPa/s hasta alcanzar los 110 MPa. Tras cada ensayo el cubo se retiraba de entre los platos de compresión, para centrarlo en un nuevo ensayo. Se realizaron un total de 30 ensayos de caracterización, 15 empleando la i-BSJ y 15 sin ella.

Con las SG obtuvimos una curva tensión-deformación $(\sigma \cdot \varepsilon)$ para cada cara del cubo. Las deformaciones a tensión máxima se emplearon para calcular la función normal bidimensional de densidad de la excentricidad de la carga, con respecto a un sistema de coordenadas ortogonal con origen en el centro de masas del cubo, Fig. 2b. Para ello, se asumió la hipótesis de un material elásticolineal, sin fricción entre los platos de compresión y la probeta. Así, la excentricidad a lo largo del eje y, e_y , se calculó con la ecuación:

$$e_y = \frac{L}{6} \frac{\varepsilon_{SG2} - \varepsilon_{SG4}}{\varepsilon_{SG2} + \varepsilon_{SG4}} \tag{1}$$

donde e_y depende de la longitud del lado L y de la relación entre las deformaciones medidas en caras opuestas del cubo, ε_{SG2} y ε_{SG4} en este caso. Análogamente, con ε_{SG1} y ε_{SG3} se obtuvo e_x .

La excentricidad en la aplicación de la carga provoca la aparición de un momento flector, que sumado al esfuerzo axil del ensayo de compresión, hace que las probetas fallen a una tensión inferior de la correspondiente a un ensayo puramente axial. La tensión conjunta puede calcularse mediante la ecuación de flexión compuesta de Navier:

$$\sigma(x,y) = \frac{P}{A} + \frac{Pe_y}{I_x}y + \frac{Pe_x}{I_y}x$$
(2)

en la que I_x e I_y son los momentos de inercia de la sección transversal del cubo respecto a los ejes x e y, P la carga aplicada, e_x y e_y los valores de excentricidad, y xe y son las coordenadas del punto para el que calculemos la tensión. Los puntos de máxima tensión se encontrarán en los bordes del cubo. El incremento de tensión en estos puntos generará daño local que desencadenará el fallo de la probeta [13].

2.4. Ensayos monotónicos y de fatiga en cubos de SFRC

El SFRC se caracterizó mediante ensayos de compresión en probeta cúbica a una velocidad de ensayo de 0.3 MPa/s. Así, se obtuvo la resistencia a compresión f_c del material. Se realizaron treinta ensayos de caracterización, quince empleando la i-BSJ y los otros quince sin ella.

Por otro lado, se realizaron 60 ensayos de fatiga con una frecuencia de aplicación de la carga de 10 Hz, la mitad de ellos con la i-BSJ y la otra mitad sin ella. Además, las probetas se dividieron en otras dos series en función de dos niveles de tensión:

- 1^a serie: ciclos de carga sinusoidal que varían entre una tensión mínima, σ_{min} , de $0.24 f_c$ y una tensión máxima, σ_{max} , de $0.88 f_c$.
- 2^a serie: ciclos de carga sinusoidal que varían entre 0.36 f_c y 0.82 f_c.

Los niveles de tensión se seleccionaron para alcanzar unos objetivos de vida a fatiga de 10^3 y 10^5 , respectivamente, según el Código Modelo de 2010 [10]. Hay que destacar, que los ensayos de fatiga con la i-BSJ se realizaron empleando las tensiones referidas a la f_c resultante de los ensayos a compresión con la i-BSJ.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Resultados de los ensayos para caracterizar la excentricidad de la carga

La Fig. 3 muestra las curvas $\sigma - \varepsilon$ del cubo de aluminio ensayado sin i-BSJ, Fig.3a, y con ella, Fig. 3b. Como vemos, el empleo de la i-BSJ produce deformaciones prácticamente iguales en caras opuestas del cubo instrumentado, lo que indica una excentricidad de la carga prácticamente nula, al contrario que los ensayos sin la i-BSJ.



Figura 3: Diagramas $\sigma - \varepsilon$ de ensayos monotónicos sin i-BSJ (a) y con ella (b).

La Fig. 4 representa los resultados de excentricidad en el plano x - y, para los ensayos sin i-BSJ, Fig. 4a, y con ella, Fig. 4b. En ella se dibujan los valores experimentales de la excentricidad y su valor medio; la Tabla 1 da las medias y los invariantes de la matriz de covarianza. Las curvas de contorno representan puntos con la misma probabilidad de ocurrencia. Cabe destacar que la escala de la Fig. 4a es diez veces superior a la de la Fig. 4b, y que el área sombreada corresponde a la elipse mas externa de la Fig. 4b. Así, los valores de excentricidad de los ensayos con la i-BSJ se sitúan en un área significativamente más reducida que los valores de los ensayos sin esta rótula. Además, las curvas de contorno están mucho más próximas en el primer caso que en el segundo, lo que significa una menor desviación para el caso de los ensayos realizados con la i-BSJ.

Tabla 1: Excentricidad resultante de los ensayos monotónicos de caracterización en el cubo instrumentado.

Config.	Media	a (mm)	Invariantes de la Matriz
ensayo	e_x	e_y	de Covarianza
sin i-BSJ	0.69	-0.03	$\sigma_I = 2.70 \text{ mm}; \sigma_{II} = 1.14 \text{ mm}^2$
i-BSJ	0.29	0.19	$\sigma_I = 0.20 \text{ mm}; \sigma_{II} = 0.65 \times 10^{-2} \text{ mm}^2$

El mismo razonamiento puede hacerse con la comparación de los invariantes de las matrices de covarianza de la función normal bidimensional, σ_I y σ_{II} , en los que observamos que los obtenidos de los ensayos con la i-BSJ, Fig. 4b, son dos órdenes de magnitud menores que los obtenidos sin ella. Curiosamente los valores medios de excentricidad de las dos distribuciones, representados por cuadrados vacíos, se encuentran cercanos.



Figura 4: Excentricidad conjunta en el plano x - y.

Los puntos y los contornos de la Fig. 4b indican que existe un error sistemático en la alineación de la carga del sistema *i-BSJ–probeta de aluminio*. Este error, aunque muy pequeño, probablemente lo causen las tolerancias en la fabricación de piezas de la propia i-BSJ o del cubo de aluminio.

La comparación entre las Figs. 4a y 4b demuestra que el uso de la i-BSJ reduce significativamente la excentricidad de la carga aplicada y su incertidumbre. Así, la excentricidad debida al centrado manual se elimina por completo, mientras que permanece la debida a tolerancias de fabricación en la herramienta y en la geometría de la probeta.

3.2. Resultados de los ensayos monotónicos y de fatiga en cubos de SFRC

Previo a la realización de los ensayos de fatiga, se realizaron 30 ensayos monotónicos en probetas de SFRC para
obtener su f_c . Estos ensayos se dividieron en dos series de 15 ensayos cada una, la primera sin emplear la i-BSJ y la segunda empleándola. La Tabla 2 muestra los resultados obtenidos en las dos series. Se comprueba que el empleo de la i-BSJ incrementa la f_c en un 10% y reduce la desviación, representando un valor más cercano a la propiedad real del material [13]. Esto se produce porque la tensión sobre la probeta se uniformiza, retrasando la fisuración del material e incrementando así su resistencia.

Tabla 2: Resultados de f_c para las dos configuraciones de ensayo.

Config.	Nº de	ρ	f_c
ensayo	ensayos	(kg/m^3)	(MPa)
sin i-BSJ	15	2224 (22)	53.6 (5)
i-BSJ	15	2334 (23)	58.9 (3)

La Fig. 5 representa los ensayos de fatiga con i-BSJ (símbolos huecos) y sin ella (símbolos llenos). Tanto para la 1^a serie ($\sigma_{min} = 0.24f_c$; $\sigma_{max} = 0.88f_c$), Fig. 5a, como para la 2^a serie ($\sigma_{min} = 0.36f_c$; $\sigma_{max} = 0.82f_c$), Fig. 5b, se representa el logaritmo decimal del número de ciclos, log N, versus la probabilidad de fallo. Además, se incluyen la distribución normal de cada serie ensayada y los valores de la media, m, y la desviación típica, σ , correspondientes.



Figura 5: Resultados experimentales de fatiga.

Así, se comprueba como el uso de la i-BSJ incrementa la vida a fatiga de las dos series ensayadas. En concreto, la media de la vida a fatiga de la 1^a serie se triplicó, desde 355 a los 1175 ciclos, mientras que fue seis veces superior para la 2^a serie, pasando de 1230 ciclos de media en los ensayos sin i-BSJ a los 7586 ciclos con ella. Además, la desviación estándar de ambas series se redujo a la mitad. Hay que destacar que la mejora en la vida a fatiga obtenida con el empleo de la i-BSJ, se produce a pesar de utilizar como referencia el valor de la f_c mejorada, que también fue obtenida empleando la i-BSJ. Así, si según el Código Modelo 2010 [10], la vida a fatiga de las series 1^a y 2^a debían ser 10³ y 10⁴ ciclos, respectivamente, utilizando las f_c mejoradas, la vida a fatiga alcanzada sería de 10^{4.5} y 10^{6.4}, respectivamente.

La Fig. 5 también demuestra la influencia de la excentricidad no deseada en la dispersión de resultados. La dispersión no está sólo representada por la desviación estándar de la vida a fatiga, sino también por la inclinación de las distribuciones normales ajustadas a los ensayos experimentales. Las dos series de ensayos realizados con la i-BSJ se pueden considerar como el caso límite en el que la carga se aplica totalmente axial o con una excentricidad muy baja. Así, las cargas cíclicas aplicadas con excentricidad dan lugar a vidas a fatiga más cortas, es decir a distribuciones situadas a la izquierda de la curva límite. A más excentricidad, más lejos se encontrarán los resultados de la curva límite, mientras que un menor valor de excentricidad acercará los resultados a la curva límite. Además, las curvas parecen converger para alto número de ciclos. Por otro lado, la desviación en los resultados se reduce empleando la i-BSJ, aunque sigue siendo alta, lo que indica que existen otras fuentes de incertidumbre en los ensayos que no han sido eliminadas, principalmente la heterogeneidad del material.

En cuanto a las razones detrás del efecto dañino de la carga excéntrica, la excentricidad hace que las tensiones pierdan uniformidad y logren una localización del daño más rápida, lo que resulta en una vida a fatiga más corta. Por lo tanto, cuanto mayor es la excentricidad de la carga, menor es la vida a fatiga que obtenemos. Está claro que el uso de la i-BSJ mejora los resultados al aumentar la resistencia a compresión en ensayos monotónicos, al incrementar la vida a fatiga y al reducir las desviación y la dispersión de resultados. Por lo tanto, se recomienda el uso de la i-BSJ en ensayos de laboratorio de compresión monotónica y de fatiga, con el fin de minimizar o eliminar la incertidumbre causada por la excentricidad de carga.

4. CONCLUSIONES

En esta investigación se estudió el efecto de la incertidumbre de la posición de carga en la vida de fatiga de un SFRC y en su dispersión. Para ello se realizaron dos tipos de ensayo. Por un lado, se utilizó un cubo de aluminio instrumentado para determinar la excentricidad en

504

dos condiciones de ensayo, con y sin el empleo de una rótula individualizada de diseño propio (i-BSJ).

Por otro lado, se realizaron dos series de 15 ensayos de compresión monotónica y y dos series de 15 ensayos de compresión cíclica en cubos de SFRC de 40 mm de lado, nuevamente con y sin el dispositivo especial. Los resultados muestran que, aunque los valores promedio de excentricidad no cambian significativamente, su desviación estándar disminuyó un orden de magnitud empleando el nuevo dispositivo. Esto significa que la excentricidad de carga causada por desalineaciones debidas al centrado manual de las probetas se reduce significativamente, pero las tolerancias de fabricación del dispositivo experimental y la geometría de la probeta continúan afectando. Además, el uso de la i-BSJ en los ensayos de cubos de SFRC incrementó el valor medio de f_c en un 10%, mientras que la vida media a fatiga fue tres veces mayor para la 1ª serie y seis veces más larga para la 2ª serie. Esto se produjo a pesar de tomar como referencia la f_c mejorada para el cálculo de los rangos de carga de fatiga en las series de baja excentricidad. Del mismo modo, la desviación estándar del número de ciclos hasta rotura de las probetas disminuyó a la mitad en ambas series de fatiga que empleaban la i-BSJ. Así, la excentricidad en la aplicación de la carga acorta la vida a fatiga de las probetas y aumenta la dispersión de los resultados, hecho que no puede ser atribuido únicamente a las variaciones en la resistencia a la compresión [11].

Finalmente, se recomienda el empleo de rótulas individualizadas como la i-BSJ para eliminar la incertidumbre causada por desalineaciones debidas al centrado manual de las probetas, tanto en ensayos de compresión monotónicos como cíclicos.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen la ayuda recibida del *Ministerio de Economía y Competitividad* a través del proyecto BIA2015-68678-C2-R, de la *Consejería de Educación*, *Cultura y Deportes, Junta de Comunidades de Castilla-La Mancha* por el proyecto PEII-2014-016-P, y al *Fondo Europeo de Desarrollo Regional* por el Programa IN-CRECYT.

REFERENCIAS

 ASTM C39/C39M (2015) Standard Test Method for Compressive Strength of Cylindrical Concrete Specimens. ASTM International, West Conshohocken, Pennsylvania.

- [2] EN 12390-13 (2014) Testing Hardened Concrete Part 13: Determination of Secant Modulus of Elasticity in Compression. EN European Standards.
- [3] CEB 188. Comité Euro-International du Béton (1988) Fatigue of Concrete Structures: State of the Art Report. Bulletin dÍnformation N° 188, Lausanne.
- [4] ACI 215R-74 [Revised 1992/Reapproved 1997]
 (2001) Considerations for Design of Concrete Structures Subjected to Fatigue Loading. ACI Manual of Concrete Practice, Part 1, American Concrete Institute, Farmington Hills, Michigan.
- [5] Susmel, L. (2014) A unifying methodology to design un-notched plain and short-fibre/particle reinforced concretes against fatigue. International Journal of Fatigue 61, 226–243.
- [6] Zanuy, C., Albajar, L. and de la Fuente, P. (2011) The fatigue process of concrete and its structural influence. Materiales de Construcción 61, 385–399.
- [7] Saucedo, L., Yu, R.C., Medeiros, A., Zhang, X.X. and Ruiz, G. (2013) A probabilistic fatigue model based on the initial distribution to consider frequency effect in plain and fiber reinforced concrete. International Journal of Fatigue 48, 308–318.
- [8] Ríos, J.D., Cifuentes, H., Yu, R.C. and Ruiz, G. (2017) Probabilistic flexural fatigue in plain and fiber-reinforced concrete. Materials 10, 767, 1–25.
- [9] Eurocode 2 (2008) Design of Concrete Structures. European Committee for Standardization. EN 1992-2:2005/AC:2008. European Standards.
- [10] Model Code 2010. Final draft (2012) fib Bulletin N° 65 and 66, EPFL Lausanne.
- [11] Holmen, J.O. (1979) Fatigue of Concrete by Constant and Variable Amplitude of Loading. PhD Thesis, Division of Concrete Structures, The Norwegian Institute of Technology, The University of Trondheim.
- [12] EN 12390-3 (2009) Testing Hardened Concrete Part 3: Compressive Strength of Test Specimens. EN European Standards.
- [13] del Viso, J. R., Carmona, J. R. and Ruiz, G. (2008) Shape and size effects on the compressive strength of high-strength concrete. Cement and Concrete Research 38, 386–395.

INVESTIGACIÓN EXPERIMENTAL SOBRE EL AUMENTO DE RESISTENCIA A COMPRESIÓN DE PASTAS Y MORTEROS DE CEMENTO CON NANOSÍLICE EN PRESENCIA DE UN POLICARBOXILATO

Bazán, Ángela¹; Gálvez Ruiz, Jaime C.^{1*}; Moragues Terrades, Amparo¹.

¹ Departamento de Ingeniería Civil: Construcción, E.T.S de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos, Universidad Politécnica de Madrid. C / Profesor Aranguren, s/n, 28040, Madrid. * Persona de contacto: jaime.galvez@upm.es

RESUMEN

La necesidad de mejorar las prestaciones de los hormigones y morteros ha propiciado la incorporación de nanosílice (nSA) en su composición. La incorporación de nSA aumenta la demanda de agua debido a su alta superficie específica, provocando que las partículas tiendan a aglutinarse atrapando agua en su interior. Con objeto de aumentar la fluidez y reducir el tamaño de los aglomerados de partículas se incorpora superplastificante (SP), siendo el más eficaz el constituido por policarboxilato en base acuosa.

Para estudiar la interacción del SP con la nSA y su influencia en la nanoestructura del gel CSH de la pasta de cemento se han realizado ensayos mecánicos y de caracterización nanoestructural (Análisis termogravimétrico diferencial, distribuciones de tamaño de poros y microscopía electrónica de barrido) a 2, 7 y 28 días de edad de las probetas. Los resultados obtenidos indican que la adición de un 2% de nSA junto con porcentajes de SP entre el 0.04 % y el 0.08%, referido al peso de cemento, aumentan la cantidad de gel C-S-H. Además, reduce el tamaño de poro, mejorando la durabilidad. Esto se ha traducido además en mejoras de más del 20% en resistencia a compresión en morteros

PALABRAS CLAVE: resistencia a compresión, nanosílice, cemento, superplastificante.

ABSTRACT

The aim of this work is to study the influence of nanosilica (nSA) addition on the compressive strength development of cement pastes and mortar. The incorporation of nSA to the cement increases the water demand due to the high specific surface of nSA. In addition, the nSA particles tend to agglutinate trapping water inside. With the aim of improving the flow-ability and reducing the particle size of the agglomerates a superplasticizer (SP) is added in the cement paste, being the policarboxilate the most efficient.

Mechanical tests and nanostructure characterization (Differential Thermogravimetric Analysis, Scanning Electron Microscopy and Pore Size Distributions) were performed for assessing the effect of the polycarboxylate (SP) admixture in the nanostructure of the cement paste. The tests were performed at 2, 7 and 28 curing days. The results show that the addition of 2% nSA with 0.04 and 0.08% SP (by mass of binder) increases the compressive strength and also produces larger amount of C-S-H gel. This has also resulted in improvements of more than 20% on mortar compressive strength.

KEYWORDS: compressive strength, nanosilica, cement, superplasticizer.

1. INTRODUCCIÓN

La sustitución parcial del cemento Portland por materiales cementosos como cenizas volantes (FA) o humo de sílice (SF) ha atraído mucho interés por parte de los investigadores y la industria debido a sus ventajas económicas y medioambientales. Recientemente, los avances tecnológicos han permitido reducir el tamaño de las partículas hasta alcanzar valores manométricos [1], que pretenden mejorar significativamente la eficiencia del cemento. Así han aparecido un número significativo de investigaciones en relación a las posibles mejoras que las nanopartículas [2] pueden aportar a la industria del cemento, siendo la nanosílice la más estudiada por los buenos resultados obtenidos previamente con partículas de la misma naturaleza de tamaño micro (SF).

Cabía esperar que esa reducción del tamaño de las partículas acelerara el proceso de hidratación a edades cortas. Sin embargo, los datos existentes en la bibliografía muestran comportamientos no siempre acordes a lo esperado. Diferentes autores justifican estas variaciones en su elevada superficie específica, la cual cuando es demasiado alta provoca una gran demanda de agua que reduce de manera limitante el agua libre disponible para su hidratación, impidiendo que este proceso se desarrolle en condiciones normales. La forma de reducir esta gran demanda de agua pasa por la utilización de un superplastificante (SP) [3,4]. Este aditivo rodea las partículas de nanosílice impidiendo su aglutinamiento y reduciendo la absorción de agua. La mayor proporción de agua libre permite que los procesos de hidratación se produzcan de forma adecuada. El más utilizado es en base de policarboxilato por sus buenos resultados.

La bibliografía muestra también que la utilización de SP con nanoadiciones cambia el tamaño y morfología de los productos hidratados. La mayoría de los estudios justifican estos cambios en base a la actuación de las nanopartículas como nuevos núcleos de precipitación, modificando el mecanismo de disolución-precipitación base de la hidratación del cemento [5-7].

Esta investigación muestra cómo la variación en el contenido del superplastificante afecta a los procesos de hidratación del cemento con diferentes nanoadiciones, su reacción de hidratación y su reacción puzolánica. Para estudiar la evolución de la microestructura se ha empleado análisis termogravimétrico diferencial (ATD), porosimetría por intrusión de mercurio (PIM) y microscopía electrónica de barrido (SEM). Los resultados obtenidos se han relacionado con el comportamiento mecánico de los morteros con las mismas dosificaciones de cemento y SP.

2. PROCESO EXPERIMENTAL

2.1. Materiales

Las pastas se realizaron con un cemento Portland CEM I 52.5R, según lo especificado por la Norma EN 197-1. Se usaron tres tipos diferentes de nanosílice comercial (nSA) en forma precipitada. Dos hidrófobas pirógenas y una sílice hidrófila precipitada obtenida por proceso húmedo:

- Aerosil 200® (A200): nanosílice pirogénica hidrófila con una superficie específica de 200 m²/g y tamaño de partícula medio de 12nm,
- Aerosil OX50® (OX50): nanosílice pirogénica hidrófila con una superficie específica baja (35-65 m²/g), baja viscosidad, alta pureza y tamaño medio de partícula de 40nm,
- Sipernat 22S® (S22S): sílice hidrófila precipitada obtenida por proceso húmedo con una alta capacidad de absorción y superficie específica de 180 m²/g con un tamaño medio de partícula de 12μm.

Los morteros se realizaron de acuerdo con la norma UNE-EN 196-1 en moldes de $40 \times 40 \times 160$ mm, con el

mismo porcentaje de cemento y nanosílice que las pastas, como se puede ver en la tabla 1. Se utilizó también arena estandarizada según UNE-EN 196-1.

		Cemento 52.5 R		Cantidad de PCE	
		(g)	(g)	(g)	(%)
	PS22S (1)			0.4	0.04
Docto	P22S				
r asta	/POX50/		0	0.8	0.08
	PA200 (2)	441			
	MS22S (1)	441	7	1.12	0.04
Mortero	M22S				
	/MOX50/			2.24	0.08
	MA200 (2)				

Tabla 1. Composición de las pastas y morteros.

La relación a/c fue 0,35. En los morteros, la relación árido/cemento fue 3. Las muestras fueron curadas en una cámara húmeda con 99% de humedad y $20 \pm 2^{\circ}$ C de temperatura hasta su ensayo a 2, 7 y 28 días. Como SP se utilizó un policarboxilato comercial líquido (PCE) con un contenido sólido del 26%. En función del ensayo de escurrimiento obtenido en la muestra de referencia se calculó el porcentaje de SP necesario en las muestras con nanosílice para conseguir la misma reología según la norma UNE-EN 12350-5:2009 obteniendo un valor de 0.04%. Este valor se duplicó a 0.08% para conseguir una consistencia más fluida y poder comparar ambas consistencias (Tabla 1). Las propiedades físicas y químicas del PCE se muestran en la Tabla 2 [8,9].

Tabla 2. Propiedades del PCE.

	Contenido en solido (%)	C (%)	H (%)	рН	Densidad (g/cm ³)
PCE	26	52.8	8.3	4	1.09

El superplastificante se añadió junto con agua, y su contenido fue el siguiente: 0.04% y 0.08%. Para cada mortero, se prepararon 3 muestras prismáticas con dimensiones de $40 \times 40 \times 160$ mm. Las muestras se almacenaron durante 24 h en una caja cerrada. Después de 24 h, las muestras se desmoldaron y se almacenaron bajo agua a $20 \pm 2^{\circ}$ C. A la edad de 2, 7, 28 y 90 días se rompieron a flexión en dos mitades y luego se evaluó la resistencia a la compresión de cada mitad de acuerdo con la norma EN 196-1: 2005.

2.2. Técnicas experimentales

La actividad puzolánica se determinó mediante análisis térmico diferencial (ATD/TG). El equipo utilizado fue de la marca Setaram; modelo Labsys Evo. Los análisis se llevaron a cabo bajo una atmósfera con flujo de gas de nitrógeno. La velocidad de calentamiento asignada fue de 10°C min⁻¹. Todas las pruebas se realizaron utilizando aproximadamente 60 mg de muestra previamente molida [11]. La técnica de porosimetría por intrusión de mercurio (PIM) se llevó a cabo de acuerdo con la norma ASTM D 4404para evaluar el volumen

total de poros en porcentaje de cemento con y sin nanopartículas, además de la distribución del tamaño de los poros. La observaciones de SEM se realizaron con el microscopio JEOL 840A JSM para ver la aglomeración de los granos y el tamaño de partícula de los cristales.

3. RESULTADOS

3.1 Análisis térmico diferencial en pastas

En la Figura 1 se muestra el porcentaje de pérdida de masa de los diferentes procesos químicos que ocurren con la temperatura en las pastas de cemento con un 2% de nanosílice S22S. Las temperaturas seleccionadas son las propuestas por varios autores [27-29]: Ldh (40-140 °C), Ldx (140-440 °C) y Ldc (440-1000°C) a 28 días. La región Ldh corresponde a los productos hidratados (geles y aluminatos), la región Ldx corresponde a la porlandita libre y la región Ldc corresponde a la procedente porlandita equivalente de 1a descarboxilación y calculada a partir de la Ecuación 1, en la que se ha tenido en cuenta los pesos moleculares de dióxido de carbono y agua respectivamente.

$$Ldc= 0.41 x descarboxilación$$
 (Eq. 1)

Consecuentemente el agua total químicamente combinada (AC) se calcula a partir de la Ecuación 2.

$$AC = Ldh + Ldx + Ldc$$
 (Eq. 2)



Figura 1. Porcentaje de pérdida de masa de los diferentes procesos a 28 días de las pastas de cemento con un 2% de nanosílice S22S.

Como cabía esperar, la utilización de una nanoadición provoca una gran demanda de agua. Por lo que si no se utiliza SP en el caso de la nanosílice Sipernat 22S (S22S) su mejora se ve muy limitada, y el contenido de gel CSH, que es el que le confiere la resistencia al material, se produce en cantidad inferior al de la pasta de referencia (sin nanoadición). Al introducir SP (0.04%) se obtiene un aumento del agua combinada (11,7%), aunque muy parecido a la pasta de referencia (11,6%). Al duplicar la cantidad de SP (0.08%) se consiguen grandes mejoras con respecto a la pasta de referencia. En consecuencia, se produce un aumento tanto de porlandita (Ldc) como de gel CSH (Ldx) de manera proporcional, aumentando tanto la hidratación como la puzolanidad. En la Figura 2 se observan las curvas de ATD de las pastas de referencia y las pastas con un 2% de nanosílice S22S a 28 días en el intervalo de temperatura entre 40 y 1000°C.



Figura 2. Curvas ATD a 28 días de las pastas de cemento con un 2% de nanosílice S22S y un porcentaje de SP de 0.04% (1) y 0.08% (2).

Se observa bastante similitud en el aspecto de las curvas del material de referencia y la dosificación de nanosílice con mayor contenido de SP (0.08%) y del mismo modo se observa bastante similitud entre las curvas de nanosílice sin SP y con bajo contenido de SP (0.04%). Cuando no existe SP, o su contenido es reducido, se produce un aumento en el rango de temperatura para el paso del agua químicamente enlazada a agua combinada. Este efecto se asocia con una hidratación insuficiente. Además, también se puede ver en las muestras con nanosílice un aumento de temperatura de inicio de la pérdida de agua contenida de porlandita (Ldx). Esto hecho podría asociarse al cambio de la morfología de los cristales de porlandita en presencia de superplastificante.



Figura 3. Porcentaje de pérdida de masa en los diferentes procesos a 28 días con un 0.08% de SP en las diferentes pastas de cemento con un 2% de nanosílice

El resto de nanosílices se estudiaron con la cantidad de SP mayor de 0.08%. La Figura 3 muestra grandes diferencias tanto en el agua total combinada como en la cantidad de gel CSH formado (Ldh) a 28 días.

La nanosílice Aerosil OX50, con la menor superficie específica, conduce a mejores resultados tanto en gel CSH como en agua total combinada, siendo 9,06% y 14,5% respectivamente. La nanosílice Aerosil 200, con la mayor superficie específica, conduce a peores resultados en ambos parámetros, siendo 7,03 y 12,2% respectivamente. Por lo que a mayor superficie específica, mayor es la cantidad de SP necesaria para su correcta hidratación. Esto concuerda con los resultados encontrados por investigadores como Björnström et al. [11] y Gaitero et al. [12], que obtuvieron conclusiones análogas utilizando técnicas diferentes, como la reflectancia difusa (DR) de FTIR y la calorimetría isotérmica, respectivamente.

Al igual que en el caso de la nanosílice S22S, en las curvas de ATD de la Figura 4 se observa cómo en el tramo de agua químicamente enlazada la muestras PA200, con un 0.08% de SP, se asemejan mucho a la PS22S, con 0.04% de SP. Por lo que sería necesario en este caso seguir aumentando la cantidad de SP para conseguir una correcta hidratación.



Figura 4. Curvas ATD a 28 días de las pastas de cemento con un 2% de las diferentes nanosílices.

3.2 Porosimetría por intrusión de mercurio en pastas.

La Figura 5 muestra el volumen de poros dependiendo del diámetro obtenido para las distintas muestras a 28 días. Se pueden identificar cuatro rangos de tamaño de poro: Rango 1, entre 5 y 10 nm de diámetro; rango 2, entre 10 y 50 nm de diámetro; rango 3, alrededor de 50 nm y 10 µm de diámetro; y el rango 4 de más de 10 µm de diámetro, que se asocia con huecos de aire y, en consecuencia, se consideran poros grandes.

Se puede ver que, al igual que en el ATD, las pastas con nanaosílice sin SP, o con un bajo contenido de SP, presentan también una gran similitud en la distribución de los tamaños de poro, aumentando la porosidad total con respecto a las muestras de referencia. Cuando se eleva la cantidad de SP se produce un desplazamiento de la curva hacia tamaños de poro más pequeños, reduciéndose sobre todo los poros capilares grandes que son los que afectan en mayor medida a la durabilidad. En este caso la porosidad total es incluso inferior a la de las muestras de referencia, por lo que cabe esperar un mejor comportamiento durable.



Figura 5. Volumen de poros por grupos en pastas de cemento con un 2% de nanosílice S22S a 28 días.

3.3 Microscopía electrónica de barrido en pastas.

En la Figura 6 se puede ver que no existen diferencias significativas en el tamaño del gel CSH entre las pastas de referencia y las pastas PS22S a 28 días. Sin embargo, en las segundas aparecen esferas que podrían estar asociadas con la presencia de aire ocluido que está causado por compactación deficiente debido a la ausencia de SP.



Figura 6. Imágenes SEM de las pastas a 28 días a) referencia b) con un 2% de nanosílice S22S.



Figura 7. Imágenes SEM de pastas de cemento con un 2% de nanosílice S22S a 28 días con a,b) 0.04% c,d) 0.08% de SP.

En la Figura 7 se observa el efecto de la adición de SP en las muestras con 2% de nanosílice S22S. En ella los geles tienen una morfología muy diferente, siendo más reticular con un 0.08% de SP. Los cristales de etringita formados por las hidratación del C₃A en presencia de SP tienen también cambios en su tamaño y morfología. Las pastas con mayor contenido de SP muestran un aumento de la longitud y reducción en el espesor de entre 0.4 y 0.8nm. Las pastas con un 0.04% de SP presentan cristales con un grosor, entre 1.5-2nm.

3.3 Resistencia a compresión en morteros.

También se estudió la resistencia a la compresión de los morteros de cemento con un 2% de nanosílice S22S en función del tiempo con las dos dosificaciones de SP (Figura 8). Como ya se ha visto en el ATD de las pastas, la adición de nanosílice condujo a una disminución de resistencia a compresión del 3% en el caso del mortero MRS22S (1) a 28 días. Aumentó un 11% al duplicar el contenido de SP.



Figura 8. Curvas de resistencia a compresión de los morteros con un 2% de nSA y 0.04 -0.08% de SP

El análisis de la evolución del comportamiento mecánico en el tiempo (Tabla 5), muestra que con el SP inicial a dos días, el mortero MS22S obtiene valores de resistencia mayores que las muestras de referencia. Esto se debe a que la nanosílice acelera el proceso de hidratación, por lo que alcanza mayores resistencias a edades cortas. A los 7 días, la resistencia de la muestra MS22S es 4.1% más alta que la de las muestras de referencia. A partir de los 7 días, la muestra MS22S evolucionó con una pendiente cercana a cero, estando a los 28 días por debajo de la muestra de referencia. Aumenta un 1.6% al llegar a los 90 días. Estos resultados parecen indicar que la mayor demanda de agua de la nSA prácticamente ha detenido la hidratación del cemento a partir de los 7 días. Así, cuando se aumenta el contenido de SP, la resistencia aumenta en un 13% con respecto a la de las muestras de referencia.

Tabla 5. Valores de resistencia a compresión de los morteros con 2% de nanosílice estudiados con un 0.04% (1) y un 0.08% (2) de superplastificante y porcentaje de

incremento o disminución de resistencia respecto al mortero de referencia a 2, 7 y 28 días.

	2d	Δf (%)	7d	Δf (%)	28d	Δf (%)	90d	Δf (%)
MR	37	-	49	-	58	-	61	-
MS22S (1)	40	8	51	4	56	-3	62	2
MS22S (2)	45	22	56	14	64	11	69	13

La Figura 9 muestra los resultados de resistencia a compresión de los morteros con diferentes nanosílices a 2, 7, 28 y 90 días.



Figura 9. Resistencia a compresión de los morteros con un 2% de las diferentes nanosílices y un 0.08% de SP.

La nanosílice OX50, como ya se percibía en las pastas, es la que produce el aumento más significativo en resistencia considerando que solo el 2% de cemento ha sido reemplazado y que el cemento de referencia utilizado es 52.5R que alcanza resistencias muy altas.



Figura 10. Curvas de resistencia a compresión de los morteros con un 2% de las diferentes nanosílices y un 0.08% de SP.

Al analizar los valores de resistencia a los 2 días, se verifica que todas las muestras de nSA siguen estando

por encima de las de referencia. A los 7 días, ese aumento en la resistencia de las muestras de nSA se vuelve aún más claro en el caso de las nanosílices OX50 y S22S. Esto indica que este aumento en la cantidad de SP ha permitido que la superficie de reacción continúe aumentando de 2 a 7 días en estos casos. De 7 a 28 días, en la Figura 10 se puede ver que la pendiente de la muestra OX50 parece aumentar más, por lo que aparentemente se ha producido una reacción puzolánica. A partir de los 28 días las muestras OX50 presentan un gran aumento de la pendiente. Esto implica que la sinergia de la puzolanidad y las reacciones de hidratación que se producen a esta edad ha sido mucho más efectiva para la nanosílice OX50 que para el resto, consiguiendo un incremento del 22.4% a 90 días con respecto al mortero de referencia.

4. CONCLUSIONES

Se ha estudiado la influencia del SP en la hidratación del cemento portland con diferentes nanosílices. Las características mineralógicas y físicas se analizaron en pastas y mortero de cemento hidratado. Los resultados muestran que:

• El tamaño y superficie específica de las nanopartículas que se adicionan al cemento es una variable muy importante que influye a la hora de definir la reología. Esto hace que el uso de una consistencia normal (con un 0.04% de SP) no sea suficiente. Para lograr la efectividad de la nSA es necesario utilizar consistencias más fluidas que permitan la hidratación adecuada del cemento y de las nanoadición (contenido de 0.08% de SP). En el caso del cemento con A200 se ha visto que necesitaría consistencias aún más fluidas para su correcta hidratación. Siendo por tanto muy necesario ajustar el contenido de SP.

• El comportamiento mecánico muestra que todas las nSA a edades tempranas tiene una actividad puzolánica más alta que los morteros de referencia. Siendo desde los 7 días el contenido de SP el que determina el comportamiento de las muestras de nSA. Consiguiendo incrementos de más del 20% en el caso de la OX50 a 90 días.

• Los cambios en la morfología y los productos hidratados observados en las muestras con nSA dependen del contenido de SP. Se observa que el aumento de SP reduce el tamaño de los cristales de etringita y la morfología del gel es más reticular.

AGRADECIMIENTOS

Esta investigación está financiada con un contrato FPU por parte del Ministerio de Ciencia e Innovación de España a Angela Moreno Bazán (FPU14-06362). Los autores también agradecen el apoyo financiero brindado por el Ministerio de Economía, Industria y Competitividad de España por medio del fondo de investigación del proyecto BIA 2016 78742-C2-2-R.

REFERENCIAS

- [1] Berra, Mario, et al. "Effects of nanosilica addition on workability and compressive strength of Portland cement pastes" Construction and Building Materials 35 (2012): 666-675.
- [2] Tobón, J. I., et al. "Mineralogical evolution of Portland cement blended with silica nanoparticles and its effect on mechanical strength" Construction and Building Materials 36 (2012): 736-742.
- [3] Plank, Johann, and Christian Hirsch. "Impact of zeta potential of early cement hydration phases on superplasticizer adsorption." Cement and Concrete Research 37.4 (2007): 537-542.
- [4] Fernandez, José María, et al. "Influence of nanosilica and a polycarboxylate ether superplasticizer on the performance of lime mortars." Cement and concrete research 43 (2013): 12-24.
- [5] Janowska-Renkas, Elżbieta. "The effect of superplasticizers' chemical structure on their efficiency in cement pastes" Construction and Building Materials 38 (2013): 1204-1210.
- [6] Toledano-Prados, Mar, et al. "Effect of polycarboxylate superplasticizers on large amounts of fly ash cements" Construction and Building Materials 48 (2013): 628-635.
- [7] Navarro-Blasco, I., et al. "Assessment of the interaction of polycarboxylate superplasticizers in hydrated lime pastes modified with nanosilica or metakaolin as pozzolanic reactives" Construction and Building Materials 73 (2014): 1-12.
- [8] Sonebi, M., et al. "Effect of nanosilica addition on the fresh properties and shrinkage of mortars with fly ash and superplasticizer" Construction and Building Materials 84 (2015): 269-276.
- [9] Burgos-Montes, Olga, et al. "Compatibility between superplasticizer admixtures and cements with mineral additions." Construction and Building Materials 31 (2012): 300-309.
- [10] Alonso, M. M., Marta Palacios, and F. Puertas. "Compatibility between polycarboxylate-based admixtures and blended-cement pastes." Cement and concrete Composites 35.1 (2013): 151-162.
- [11] Tobón, J. I., et al. "Determination of the optimum parameters in the high resolution thermogravimetric analysis (HRTG) for cementitious materials" Journal of thermal analysis and calorimetry 107.1 (2012): 233-239
- [12] Björnström, Joakim, et al. "Accelerating effects of colloidal nano-silica for beneficial calciumsilicate-hydrate formation in cement." Chemical Physics Letters 392.1-3 (2004): 242-248.
- [13] Gaitero, Juan, et al. "Small changes can make a great difference." Transportation Research Record: Journal of the Transportation Research Board 2141 (2010): 1-5.

EL ENSAYO SMALL PUNCH: ALCANCE DE LA FUTURA NORMA EUROPEA

R. Lacalle^{1,2*}, D. Andrés², J. A. Álvarez²

¹Inesco Ingenieros S.L, Av/ Los Castros 44, 39005, Santander, España ²LADICIM, Universidad de Cantabria, Av/ Los Castros 44, 39005, Santander, España ^{*} Persona de contacto: lacaller@unican.es

RESUMEN

Tras más de 30 años de desarrollo, el ensayo *Small punch* ha alcanzado importantes cotas de popularidad. Las reducidas dimensiones de las probetas empleadas junto con la sencillez en su ejecución y el gran volumen de información que puede obtenerse hacen del ensayo *Small punch* una de las técnicas alternativas de caracterización mecánica con mayor potencial en la actualidad. No obstante, para una completa aceptación del ensayo por parte de la industria, la edición de un documento con rango normativo es requisito indispensable. Con este objetivo, en 2016, se puso en marcha el grupo de trabajo ECISS TC 101-WP1, que recogiendo el testigo del código de buenas prácticas CWA 15627:2007, pretende culminar el proceso de desarrollo de una norma europea EN sobre el ensayo *Small punch*. En este trabajo se realiza un repaso de los aspectos más destacados que cubrirá esta futura norma.

PALABRAS CLAVE: Small Punch, Norma Europea, Propiedades Mecánicas

ABSTRACT

After more than 30 years of development, the Small punch has become a very popular test. The reduced dimensions of the test specimens, its simplicity and the high amount of information obtained from it, make the Small punch test one of the most promising alternative test techniques for mechanical characterization of metals. However, in order to be fully accepted by the industry, the development of a standard is an essential requirement. To continue with the work previously done in the European Code of Practice CWA 15627:2007, the working group ECISS TC 101-WP1 was setup in 2016. The objective of this group is the development of an EN standard on Small punch test for the characterization of metallic materials. In this paper the most important issues that will be covered by this standard are reviewed.

KEYWORDS: Small Punch, European Standard, Mechanical Properties

1. INTRODUCCIÓN

El ensayo *Small punch*, que consiste en un punzonado de una probeta plana de pequeñas dimensiones hasta su rotura, fue ideado en 1981 [1]. En sus orígenes el ensayo se concibió como un mecanismo simple para valorar la fragilización por irradiación de materiales en la industria nuclear. Desde entonces, el ensayo *Small punch* no ha dejado de evolucionar, existiendo metodologías que permiten estimar a partir de los resultados de este ensayo las propiedades de tracción [2-7], la tenacidad a fractura [8-14], el comportamiento en fluencia [15-19] o la respuesta del material frente a procesos de degradación ambiental [20, 21].

La naturaleza de ensayo miniatura del *Small punch* ofrece interesantes posibilidades como son la reutilización de muestras ya ensayadas mediante pruebas convencionales (ej. mitades de ensayos Charpy), la caracterización local de un componente (ej. zonas de uniones soldadas o recubrimientos) o la determinación de las propiedades de componentes en servicio entre otras.

Por otro lado, la simplicidad del ensayo junto con sus múltiples ventajas ha hecho que el interés por el *Small punch* crezca de forma exponencial en los últimos tiempos. Prueba de ello son los cerca de 100 trabajos anuales añadidos a la base de datos de *Scopus* [22] con los términos *Small punch* en su título o *abstract*. En el mismo sentido, cabe reseñar la existencia de una conferencia internacional monotemática que se viene celebrando regularmente cada dos años desde 2010, estando programada la próxima edición para julio de 2018 en Swansea [23].

Con la madurez alcanzada por el *Small punch*, la edición de un documento con rango normativo es el último requisito para la aceptación y adopción de este método de ensayo por parte del sector industrial. En esa dirección, el código de buenas prácticas CWA 15627:2007 [24]

sentó las bases de lo que en unos meses será la futura norma europea que, bajo la redacción del grupo de trabajo ECISS TC 101-WP1, está previsto que vea la luz en 2019. En este trabajo se avanzan algunos de los aspectos más destacados que incluirá la futura norma, si bien hay que advertir que al no haberse culminado todavía el proceso de estandarización algunos de los puntos comentados pueden ser todavía objeto de modificación.

2. ESTRUCTURA Y ALCANCE DE LA NORMA

Bajo el título "Metallic materials-Small punch test method", la futura norma europea dará cobertura al ensayo Small punch realizado tanto en condiciones de desplazamiento a velocidad constante -habitualmente empleado para la obtención de propiedades de tracción y fractura y designado por la norma simplemente como Small punch test- como en condiciones de carga constante -empleado normalmente para la estimación de las propiedades de fluencia y al que la norma se refiere como Small punch creep test-. La norma dispondrá de un cuerpo principal con los siguientes capítulos:

- Introduction.
- Scope.
- Normative references.
- Terms and definitions.
- Symbols and designations.
- Test piece.
- Apparatus.
- Small punch test.
- Small punch creep test.

Adicionalmente se incluirán los siguientes anexos, todos ellos con rango informativo:

- Determining compliance of a small punch test rig for displacement measurements.
- Procedure for temperature control and measurement during small punch testing.
- Estimation of ultimate tensile strength R_m from small punch testing.
- Estimation of yield strength $R_{p0,2}$ from small punch testing.
- *Estimation of DBTT.*
- Fracture toughness from small punch testing.
- Creep.
- Post-test examination of test piece.
- *Machine readable formats.*

Como puede observarse, en la parte normativa del documento figuran todas las instrucciones referentes a procedimientos de ensayo, utillajes o probetas, mientras que los anexos recogen, como aspectos más destacados, metodologías para la estimación de las propiedades de tracción, fractura o *creep*.

3. PROBETAS Y DISPOSITIVO DE ENSAYO

La norma propone el empleo de probetas de ensayo circulares con un radio de 8 mm y un espesor de referencia de 0,5 mm. Se permite el uso de otros tipos de probeta siempre que la zona de proceso sea idéntica y que se garantice el correcto empotramiento de la probeta. Esta cláusula permite el empleo de probetas cuadradas de 10x10 mm, particularmente prácticas si las muestras se obtienen a partir de mitades de probetas Charpy. Adicionalmente, se contempla también como alternativa el uso de probetas circulares de 3 mm de diámetro y 0.25 mm de espesor (mismas dimensiones que las utilizadas en microscopía TEM).

En cuanto al dispositivo de ensayo, éste queda conformado fundamentalmente por dos matrices y un punzón (figura 1). La matriz inferior presenta un agujero de 4 mm y acuerdos achaflanados a 45°. El punzón, de cabeza semiesférica de 2,5 mm de diámetro puede estar constituido por una única pieza o por la combinación de punzón más bola. La ventaja de la primera configuración radica en una mayor fiabilidad del centrado de la aplicación de carga sobre la probeta, mientras que la segunda posibilidad aporta una mayor versatilidad, ya que permite una fácil sustitución de la bola en caso de encontrarse dañada o haber arrastrado material (situación habitual en ensayos *Small punch creep test*).



Figura 1. Dispositivo de ensayo. Para la probeta estándar, $h_0=0,5 \text{ mm}, r=1,25 \text{ mm} \text{ y } D=4 \text{ mm}.$

4. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

En primer lugar, es conveniente aclarar que la norma contempla 3 parámetros asociados a movimientos o desplazamientos (figura 2). Estos parámetros son:

- *u*, deflexión de la probeta en el punto central de su cara inferior. Puede ser directamente medido

a través de un dispositivo de contacto tipo LVDT.

- w, desplazamiento del cabezal de la máquina de ensayo y que por lo tanto se corresponde con el valor registrado directamente por ésta.
- v, desplazamiento de la punta del punzón. En la práctica se determina restando de w el desplazamiento asociado a la flexibilidad del útil.



Figura 2. Esquema de medida de desplazamientos en ensayo Small punch. El desplazamiento del punzón "v" se determina restando de "w" la flexibilidad del punzón y/o utillaje correspondiente.

Aunque u es una medida más directa de la deformación de la probeta, es admisible expresar alternativamente los resultados obtenidos en los ensayos en términos de v, lo que resulta práctico en situaciones en las que es complicado disponer un LVDT dentro del útil de ensayo (ej. ensayos a altas o bajas temperaturas, ensayos en ambiente).

4.1 Small punch test

El resultado directo del ensayo realizado a velocidad de desplazamiento constante \dot{w} , es la curva F(u) o alternativamente la curva F(v), figura 3. A partir de esta curva pueden determinarse los siguientes parámetros característicos:

 F_e, fuerza que marca el tránsito entre condiciones elásticas y plásticas. Se calcula como la fuerza correspondiente al cambio de pendiente en un ajuste bilineal (figura 4) en el tramo inicial de la curva (en caso de emplear la curva F(v) debe usarse un ajuste trilineal).

- $F_{\rm m}$, fuerza máxima registrada en el ensayo.
- *F*_i, fuerza que marca el inicio de la instabilidad plástica. En la práctica se corresponde con un valor de deflexión, *u*, de 0,552 o de desplazamiento, *v*, de 0.645 [5] para probeta estándar de *h*₀=0,5 mm
- u_{e} , u_{i} , u_{m} (o alternativamente v_{e} , v_{i} , v_{m}), valores de deflexión asociados a las fuerzas F_{e} , F_{i} y F_{m} respectivamente.
- *E*_{SP}, energía absorbida por la probeta de ensayo, computada como el área bajo la curva de ensayo hasta el valor de *F*_m.



Figura 3. Curva F(u) obtenida en un ensayo tipo Small punch test.



Figura 4. Determinación de F_e a partir de ajuste bilineal en el comienzo de la curva F(u).

4.2 Small punch creep test

Para la estimación de las propiedades de fluencia se recurre a la modalidad de ensayo *Small punch* realizado en condiciones de Fuerza F constante. En el transcurso del ensayo se registra el valor de la deflexión uacumulada (se permite también el empleo del valor de desplazamiento de punzón, v) frente al tiempo (figura 5). A partir de estos registros, pueden determinarse los siguientes parámetros relevantes:

- $t_{\rm r}$, tiempo hasta rotura.
- \dot{u}_{min} (o alternativamente \dot{v}_{min}), mínima velocidad de deflexión registrada en el ensayo.
- *u*_{min} (o alternativamente, *v*_{min}), deflexión correspondiente a la mínima velocidad de deflexión registrada en el ensayo, *u*_{min},



Figura 5. Curva v(t) en un ensayo tipo Small punch creep test.

5. ESTIMACIÓN DE PROPIEDADES MECÁNICAS

A continuación, se enuncian algunas de las principales características de las metodologías propuestas para vincular los datos de los ensayos *Small punch* y *Small punch creep* con las propiedades mecánicas de los materiales.

5.1 Límite elástico

Se propone la estimación del límite elástico, $R_{p0.2}$, ligando este valor al de la Fuerza F_e que marca el tránsito entre condiciones elásticas y plásticas mediante el empleo de la expresión (1), donde h_0 es el espesor inicial de la probeta y $\beta_{Rp0.2}$ el coeficiente de ajuste. La norma incluye valores para este coeficiente de ajuste $\beta_{Rp0.2}$.

$$R_{P0.2} = \beta_{Rp0.2} \frac{F_e}{h_0^2} \tag{1}$$

5.2 Resistencia a tracción

Para el caso de la resistencia a tracción, se propone una expresión análoga a la empleada para el límite elástico. En esta ocasión se correlaciona el valor de Fuerza correspondiente al inicio de la inestabilidad plástica, F_i , con la resistencia a tracción, R_m (2) [7]. La norma también incluye valores para el coeficiente de ajuste β_{Rm} .

$$R_m = \beta_{Rm} \frac{F_i}{h_0^2} \tag{2}$$

5.3 Temperatura de transición dúctil-frágil

La temperatura de transición dúctil-frágil también puede ser calculada mediante la realización de ensayos *Small punch* a diferentes temperaturas, computando para cada uno de ellos el valor de E_{sp} . En general, debido a las diferentes condiciones de carga y triaxialidad, la temperatura de transición obtenida mediante ensayos *Small punch*, T_{sp} , es significativamente más baja que la determinada mediante ensayos Charpy, T_{CVN} . En la futura norma europea se propondrá relacionar ambos valores, expresados en temperaturas absolutas, mediante la ecuación (3).

$$T_{SP} = \alpha \cdot T_{CVN} \tag{3}$$

5.4 Tenacidad a fractura

Las importantes diferencias en términos de espesor de probeta, triaxialidad o modo de carga entre los ensayos convencionales de tenacidad a fractura [25] y los ensayos Small punch hacen compleja la tarea de desarrollar una metodología para la estimación de las propiedades de fractura. En este sentido, las propuestas recogidas por la norma deben entenderse más como aproximaciones de corte semi-cuantitativo, pero que en cualquier caso constituyen una alternativa valiosa a los ensayos convencionales en situaciones en las que resulta imposible conseguir muestras estándar. Conviene señalar, en cualquier caso, que la fiabilidad o incertidumbre en las predicciones sobre la tenacidad realizadas mediante ensayos Small punch son del orden de magnitud de las conseguidas mediante ensayos Charpy, éstas sí ampliamente aceptadas por los códigos de integridad estructural en uso.

La futura norma europea incorpora tres metodologías para la estimación de la tenacidad a fractura. La primera de ellas consiste primero en correlacionar las temperaturas de transición *Small punch* y Charpy mediante expresiones del tipo (3) para posteriormente emplear correlaciones existentes en la literatura [10] entre la temperatura de transición dúctil-frágil Charpy y la tenacidad a fractura K_{Ic} .

La segunda de las propuestas estima la tenacidad en términos de $J_{\rm Ic}$, empleado la deformación equivalente en fractura, $\varepsilon_{\rm f}$ mediante expresiones del tipo (4).

$$J_{Ic} = k \cdot \varepsilon_f - J_0 \tag{4}$$

En (4), $k \neq J_0$ son los parámetros de ajuste de la ley, mientras que ε_f puede determinarse a partir de la relación entre el espesor inicial de la probeta, h_0 , y el espesor en fractura, h_f , mediante la relación (5). El anexo H de la norma (*Post-test examination of test piece*) ofrece información para la correcta determinación del espesor en fractura, h_f .

$$\varepsilon_f = ln\left(\frac{h_0}{h_f}\right) \tag{5}$$

La última de las metodologías incluidas para la estimación de la tenacidad a fractura, emplea probetas con una entalla lateral (figura 6). La existencia de esta entalla permite la caracterización de cualquier orientación del material, y al tiempo facilita la aplicación de los principios de la mecánica de fractura, que requieren de algún tipo de defecto preexistente. El procedimiento para la estimación de la tenacidad con este tipo de probetas se basa en la determinación de la apertura de entalla en el momento en que se inicia una grieta. Este valor puede identificarse con el valor de δ o CTOD crítico del material [13].



Figura 6. Propuesta de probeta Small punch entallada para la estimación de la tenacidad a fractura.

5.5 Creep

Para que los resultados de un ensayo *Small punch creep test* puedan ser interpretados en los mismos términos que un ensayo convencional de fluencia uniaxial es fundamental disponer de la relación que liga la fuerza aplicada en el ensayo *Small punch creep*, *F*, con su valor de tensión equivalente en ensayo uniaxial, σ . Como aspecto más destacado de la futura norma europea, cabe resaltar la propuesta de una novedosa formulación para establecer la relación entre *F* y σ a partir del valor del desplazamiento *u* registrado cuando el valor de velocidad de desplazamiento, \dot{u} es mínimo. Esta formulación no depende del material y tampoco precisa de ensayos uniaxiales para su calibración, lo que constituye una notable ventaja frente a otros métodos.

6. RESUMEN Y CONCLUSIONES

Este trabajo presenta el estado de desarrollo en que se encuentra actualmente la futura norma europea *Metallic materials-Small punch test method*" elaborada por el grupo de trabajo ECISS TC 101/WG 1 del Comité Europeo de Normalización (CEN). Se espera que el documento final esté disponible en 2019.

La norma incluirá en un único documento tanto los procedimientos para la realización del ensayo a velocidad de desplazamiento constante como a fuerza constante. El primero de los casos suele emplearse para la estimación de las propiedades de tracción y/o fractura mientras que el segundo se emplea para la caracterización del comportamiento en condiciones de *creep*. La propia norma incluye anexos informativos con metodologías y formulaciones para correlacionar los resultados del ensayo con las propiedades mecánicas referidas.

Cabe resaltar por último, que, con la futura norma europea, el *Small punch* se convertirá en el método de ensayo estandarizado que mayor número de propiedades mecánicas permite estimar. Este hecho unido al resto de conocidas ventajas del ensayo (carácter cuasi-no destructivo, simplicidad, poca dosis en materiales irradiados, etc.) augura un prometedor futuro a esta técnica de caracterización de materiales.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer a todas las instituciones europeas directamente implicadas en la redacción de la norma: Academy of Sciences (República Checa), Bay Zoltan Nonprofit Ltd. (Hungría), CIEMAT (España), European Commission - JRC (Paises Bajos), Helmholtz-Zentrum Dresden-Rossendorf (Alemania), Inesco Ingenieros (España), Material & Metallurgical Research, Ltd. (República Cheaca), UJV (República Checa), UKAEA (Reino Unido), Universidad de Cantabria (España), Swansea University (Reino Unido) y VUJE (Eslovaquia). Desean manifestar también su agradecimiento a la Comisión de Normalización de los Países Bajos (NEN), que es la entidad que ostenta la secretaría del grupo de trabajo y al Dr. Matthias Bruchhausen (JRC) por la coordinación técnica.

REFERENCIAS

 Manahan, M.P., Argon, A.S., Harling, O.K., "The Development of a Miniaturized Disk Bend Test for the Determination of Postirradiation Mechanical Properties", Journal of Nuclear Materials 103-104 (1981), pp. 1545-1550.

- [2] Kumar K., Pooleery A., Madhusoodanan K., Singh R.N., Chakravartty J.K., Shriwastaw R.S., Dutta B.K., Sinha R.K., "Evaluation of ultimate tensile strength using Miniature Disk Bend Test", J. Nucl. Mater. (461), pp. 100–111, 2015.
- [3] García T.E., Rodríguez C., Belzunce F.J., Suárez C., "Estimation of the mechanical properties of metallic materials by means of the small punch test", J. Alloys Compd. 582, pp. 708–717, 2014.
- [4] Hurst R., Matocha K., "Where are we now with the European Code of Practice for Small Punch Testing?", The 2nd International Conference SSTT 2012, Conference Proceedings, October 2012.
- [5] Altstadt E., Simonovski I., Bruchhausen M., Holmström S., Lacalle R., "On the estimation of ultimate tensile stress from small punch testing", Int. J. Mech. Sci., in press.
- [6] Mao X., Takahashi H., "Development of a furtherminiaturized specimen of 3 mm diameter for TEM disk (diameter 3 mm) small punch tests". J. Nucl. Mater., 150(1), pp. 42-52, 1987.
- [7] Isselin J., Shoji T., "Yield Strength Evaluation by Small Punch Test", Journal of Testing and Evaluation 37 (6), pp. 531-537, 2009.
- [8] Foulds J.R., Woytowitz P.J., Parnell T.K., Jewett C.W., "Fracture Toughness by Small Punch Testing", J. Test. Eval. 23 (1), pp. 3-10, 1995.
- [9] Abendroth M., Kuna M., "Identification of Ductile Damage and Fracture Parameters from the Small Punch Test using Neural Networks", Eng. Fract. Mech. 73, pp. 710-725, 2006
- [10] Shekhter A., Croker A.B.L., Hellier A.K., Moss C.J., Ringer S.P., Towards the Correlation of "Fracture Toughness in an Ex-Service Power Generation Rotor", Int. J. Pres. Ves. Pip. 77, pp.113-116, 2000.
- [11] Wang Z-X., Shi H-J., Jian L., Shi P., Ma X-F., "Small Punch Testing for Assessing the Fracture Properties of the Reactor Vessel Steel with Different Thicknesses", Nucl. Eng. Des. 238 (12), pp. 3186-3193, 2008.
- [12] Budzakoska E., Carr D.G., Stathers P.A., Li H., Harrison R.P., Hellier A.K., Yeung W.Y., "Predicting the J Integral Fracture Toughness of Al 6061 using the Small Punch Test", Fatigue. Fract. Eng. Mater. Struct. 30, pp. 796-807, 2007.
- [13] Lacalle R., Álvarez J.A., Arroyo B., Gutiérrez-Solana F., "Methodology for fracture toughness estimation based on the use of Small punch notched specimens and the CTOD concept", The 2nd International Conference SSTT 2012, Conference Proceedings, October 2012.

- [14] Alegre J.M., Lacalle R., Cuesta I.I., Álvarez J.A., "Different methodologies to obtain the fracture properties of metallic materials using pre-notched small punch test specimens", Theor. Appl. Fract. Mec. 86, pp. 11-18, 2016.
- [15] Yang Z., Wang Z., "Relationship between strain and central deflection in small punch creep specimens", Int. J. Pres. Ves. Pip. 80, pp. 397-404, 2003.
- [16] Blagoeva D., Ph.D thesis, "Development of a Residual Lifetime Prediction Methodology for Creep and Fracture Behaviour of Ferritic-Martensitic Steels using Small Punch Testing Technique", Universita di Pisa, 2009.
- [17] Dobeš F., Milička K., "Application of creep small punch testing in assessment of creep lifetime", Mat. Sci. Eng. A 510–511 pp.440–443, 2009
- [18] Andrés, D., Lacalle, R., Álvarez, J.A., "Creep property evaluation of light alloys by means of the Small Punch test: Creep master curves", Materials and Design 96 (2016) 122–130.
- [19] Andrés, D., Lorenzo, M., Lacalle, R., Álvarez, J.A., Alegre, J.M., "Application of the Small Punch Creep test to predict times to rupture on magnesium alloys", Theoretical and Applied Fracture Mechanics 86 (2016) 45–50.
- [20] Arroyo, B., Álvarez, J.A., Lacalle, R., "Study of the energy for embrittlement damage initiation by SPT means. Estimation of K_{EAC} in aggressive environments and rate considerations", Theoretical and Applied Fracture Mechanics 86, 2016.
- [21] Arroyo, B., Álvarez, J.A., Lacalle, R., Uribe, C., García, T.E., Rodríguez, C., "Analysis of key factors of hydrogen environmental assisted cracking evaluation by small punch test on medium and high strength steels", Materials Science & Engineering A 691 (2017) 180–194.
- [22] Bruchhausen, M., Austin, T., Holmstrom, S., Altstadt, E., Dymacek, P., Jeffs, S., Lancaster, R., Lacalle, R., Matocha, K., Petzova, J., "European Standard on Small Punch Testing of Metallic Materials", PVP2017-65396, ASME 2017 Pressure Vessels and Piping Conference PVP2017.
- [23] SSTT 2018, 5 th International Small Sample Test Techniques (SSTT) Conference 2018, 10-12 July, Swansea University, Bay Campus, Wales, UK.
- [24] CWA 15627:2007, "Small Punch Test Method for Metallic Materials", European Committee for Standardization, 2007.
- [25] ASTM E 1820-17, "Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness", Annual Book of ASTM Standards, 2017.

ANÁLISIS DE LA FRAGILIZACIÓN POR HIDRÓGENO DE UN ACERO CRMOV MEDIANTE DISTINTAS METODOLOGÍAS DE ENSAYO

I. Díaz¹, L.B. Peral¹, G. Álvarez¹, B.Arroyo², C. Rodríguez¹

¹SIMUMECAMAT research group, University of Oviedo, Campus Universitario de Gijón, 33203 Gijón, Spain. ²LADICIM, University of Cantabria. Avda. Los Castros 44, 39005 Santander, Spain.

RESUMEN

Aunque el fenómeno de fragilización por hidrógeno es objeto de análisis desde hace más de un siglo y son múltiples los trabajos publicados sobre el tema, aún no existe un consenso generalizado sobre cuál podría ser la metodología experimental más adecuada para estudiar el fenómeno, en función de contexto analizado. En este trabajo se recogen y analizan críticamente los resultados obtenidos tras evaluar el efecto del hidrógeno en un acero CrMoV que ha sido caracterizado mediante distintos procedimientos. Por una parte, se utilizan probetas de fractura convencionales que han sido precargadas mediante hidrógeno a presión, por otra, probetas miniatura SPT provistas de dos tipos de entalla y sometidas a precarga de hidrógeno por vía electrolítica. Los resultados obtenidos muestran que, sea cual sea el tipo de ensayo utilizado, el efecto fragilizador del hidrógeno es perfectamente cuantificable, como también lo es el efecto de la velocidad de ensayo en el índice de fragilización.

PALABRAS CLAVE: Fragilización por hidrógeno, SPT, tenacidad a fractura y precarga de hidrógeno.

ABSTRACT

The hydrogen embrittlement is analysed for more than a century and there are lots of papers about this subject. Nowadays there is still no general consensus on what could be the most appropriate experimental methodology to study the phenomenon. In this work, the results obtained after evaluating the effect of hydrogen in a CrMoV steel that has been characterized by different procedures are collected and critically analyzed. On the one hand, conventional fracture specimens that have been precharged with hydrogen under pressure conditions are used, on the other hand, two types of SPT notched specimens electrolytucally precharged were tested. The results obtained show that, whatever the type of test used, the embrittlement effect of hydrogen is perfectly quantifiable, as is the effect of the test rate on the embrittlement index.

KEYWORDS: Hydrogen embrittlement, SPT, fracture thoughness and hydrogen precharged.

1 INTRODUCCIÓN

La fragilización por hidrógeno es uno de los fenómenos cuyo estudio está siendo cada vez más importante debido a la problemática que este conlleva [1]. Existe una multitud de escenarios en los cuales grandes estructuras, como los depósitos a presión para contener hidrógeno, donde a menudo son empleados los aceros CrMo(V), podrían experimentar un notable descenso en sus propiedades mecánicas. Este tipo de estructuras están sometidas a importantes solicitaciones de carga mientras se encuentran expuestas a un ambiente rico en hidrógeno, lo que, debido a la entrada y difusión de este elemento en la microestructura del acero, podría desencadenar el conocido proceso de fragilización por hidrógeno (FPH).

Por su parte, son numerosas las ocasiones en las que el fenómeno de fragilización debe evaluarse mientras la estructura se encuentra en servicio, haciendo muy difícil o incluso imposible la extracción de probetas standard (de dimensiones importantes) sin comprometer la integridad de la misma. Otro escenario en el que la cantidad de material necesaria para el ensayo es decisiva, es cuando se dispone de poca cantidad debido a que la zona a evaluar es demasiado pequeña (ZAT de soldaduras, etc.). En estos casos es cada vez más frecuente recurrir a ensayos miniatura, como el SPT, con los que se consigue caracterizar el material con un volumen de material muy pequeño [2,3]. Demostrada la aplicabilidad del ensayo SPT en la obtención de parámetros convencionales de tracción [2] y de fractura [3], en este trabajo se pretende evaluar su uso en la evaluación de la susceptibilidad de un acero a la fragilización por hidrógeno.

Con este objetivo, en este trabajo se utilizan probetas SPT entalladas y precargadas de hidrógeno por vía electrolítica que fueron ensayadas a distintas velocidades de desplazamiento del punzón. Los resultados obtenidos han sido comparados con los correspondientes a ensayos convencionales de fragilización por hidrógeno realizados sobre probetas CTs previamente precargadas térmicamente en un reactor a presión.

2 MATERIALES Y CARACTERIZACIÓN EXPERIMENTAL

El material utilizado en este trabajo es un acero 2.25Cr1Mo0.3V (SA 542 Grade D-Class 4) austenizado a 925°C durante 30 minutos, templado en agua y, finalmente revenido a 720 °C durante 3 horas. Este fue suministrado en forma de chapa de 108 mm de espesor. La Tabla 1 recoge la composición química del acero y la figura 1 su microestructura, formada mayoritariamente por martensita revenida, en la que se hace notar la presencia de carburos alineados en las lajas martensíticas. También puede observarse la precipitación de estos, tanto en las fronteras como en el interior de los granos austeníticos.

Tabla 1. Composición química (% en peso) del acero



Figura 1. Microestructura del acero utilizado

Por su parte, la caracterización a tracción de este acero, mostró un material prácticamente isótropo en las tres direcciones principales (laminación, transversal y espesor de chapa), con unos parámetros característicos a tracción mostrados en la Tabla 2. En esta tabla también se recogen los parámetros de la ley exponencial de Hollomon (σ =K ε_n^n).

Та	bla	2.	Pro	piedades	mecánicas	a tracción

E (GPa)	σ _{ys} (MPa)	σ _u (MPa)	n	K (MPa)
209	587	700	0.107	1019

La caracterización a fractura se realizó empleando probetas compactas (CT) de 48 mm de ancho y 10 mm de espesor neto que habían sido preagrietadas hasta conseguir una relación de longitud de grieta frente a ancho, a/W=0.5, siguiendo la norma ASTM E1820 [4]. La obtención de las curvas J-R se llevó a cabo utilizando el método uniprobeta (método de la flexibilidad) a una velocidad de desplazamiento de 1 mm/min. La caracterización a fractura de este material se completó utilizando el ensayo Small Punch: SPT, sobre probetas miniatura de 10x10mm² de sección y 0.5mm de espesor, entalladas con dos geometrías de entalla: entalla longitudinal no pasante (Figura 2.a) y entalla lateral pasante (Figura 2.b). El primer tipo de entalla, fue obtenida mediante micromecanizado, hasta conseguir una relación entre la profundidad de entalla, a, y el espesor de la probeta, t, igual a 0.3. El otro tipo de entalla se realizó mediante electroerosión, utilizando una profundidad de entalla igual a 0.48 veces el ancho de la probeta (de aproximadamente 10 mm). Las probetas entalladas fueron ensayadas en condiciones standard de laboratorio, a una velocidad de desplazamiento del punzón de 0.2 mm/min y utilizando un dispositivo de ensayo especialmente diseñado a tal efecto, siguieron las recomendaciones de la guía europea de buenas prácticas [5].



Figura 2. Geometría de probetas SPT utilizadas: (a) entalla longitudinal no pasante, (b) Entalla lateral pasante

Por su parte, y al objeto de analizar el efecto del hidrógeno en el comportamiento mecánico de este material, las distintas geometrías de probetas (CT convencionales y SPT entalladas) fueron precargadas con hidrógeno y, posteriormente sometidas al ensayo standard correspondiente. No obstante, y dependiendo de la geometría utilizada, la precarga de hidrógeno se llevó a cabo mediante dos metodologías diferentes: precarga con hidrógeno gaseoso a elevada temperatura (carga térmica) en el caso de las probetas CT y, precarga electrolítica (carga catódica) en el caso de las probetas SPT.

Por un lado, la precarga electrolítica se eligió por su facilidad de ejecución y bajo coste, y se aplicó a las probetas miniatura (SPT) las cuales, además, resultaban imposibles de evaluar mediante el otro método de carga (precarga térmica en el reactor de hidrógeno) ya que el hidrógeno precargado se fugaba mayormente durante el proceso de extracción de las probetas del reactor dado el bajo espesor de las probetas miniatura (0.5mm). Para llevar a cabo la carga electrolítica, se eligió como electrolito el siguiente ácido: 2M H₂SO₄ + 0,25g/l AS₂O₃ (PH=1). Se suministró una intensidad de corriente de 2 mA/cm² aplicada durante un tiempo de carga de 4 horas. Estas condiciones de carga de hidrógeno se establecieron tras un proceso de análisis consistente en precargar distintas muestras de 50x10x1mm con diferentes intensidades y tiempos, para posteriormente medir el

contenido de hidrógeno utilizando un analizador de hidrógeno LECO DH603. La Tabla 3 recoge los resultados de este análisis, en los que se advierte que con este material, electrolito e intensidad de corriente, a las 4 horas ya se alcanzaba la saturación.

Tabla 3. Contenido en hidrógeno para diferentes tiempos de inmersión en el electrolito

concentración de 11 (ppin)
4.4
4.0
4.2

Además, en virtud de estos resultados y utilizando la segunda ley de Fick (ecuación 1) para la difusión unidireccional del hidrógeno, y teniendo en cuenta el coeficiente de difusión de este material que fue obtenido previamente mediante ensayos de permeación [6] $(D_{app}=3\cdot10^{-11} \text{ m}^2/\text{s})$, se puede estimar el tiempo necesario para alcanzar una saturación del 80% en función del espesor de la probeta (ecuación 2), que supondría un tiempo de 4 horas para las probetas SPT (de tan solo 0.5mm de espesor) pero de 300 días para las probetas CT (de 10 mm de espesor neto). Este fue el motivo por el que las probetas CT fueron precargadas a elevada temperatura con objeto de acelerar el proceso de carga de hidrógeno como se describe seguidamente.

$$\frac{c_s - c_x}{c_s - c_0} = \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2 \cdot \sqrt{D \cdot t}}\right) \tag{1}$$

$$t = \frac{7.7 \cdot x^2}{D} \tag{2}$$

La inviabilidad de la carga de hidrógeno por vía electrolítica para precargar las probetas standard (CT) dado su elevado espesor neto (10 mm), determinó la utilización de la precarga térmica con hidrógeno gaseoso.

Esta se llevó a cabo en un autoclave (reactor de hidrógeno) disponible en la Fundación ITMA, situada en Avilés (Asturias). Todas las probetas se precargaron en las mismas condiciones: una presión de 195 bares, una temperatura de 450°C y, durante un tiempo de 21 horas. Para extraer las probetas del autoclave, se realizó siempre una rampa de enfriamiento con una duración de 1 hora, desde 450°C hasta 80°C, manteniendo la presión de hidrógeno. A continuación, el proceso de extracción de las probetas del autoclave requiere entre 5 y 10 minutos, hasta introducirlas en nitrógeno líquido (-196°C), donde se mantuvieron hasta la realización de los ensayos correspondientes.

Para conocer el contenido de hidrógeno introducido en las probetas CT mediante el uso del reactor de hidrógeno, se mecanizaron una serie de muestras cilíndricas de 30 mm de longitud y 10 mm de diámetro (de aproximadamente 20 g de peso) que fueron cargadas en la ya citadas condiciones. El contenido de hidrógeno introducido en este grado de acero fue de unos 4.3 ppm (teniendo en cuenta la rampa de enfriamiento previa a la extracción de las muestras del autoclave), valor muy próximo al introducido mediante carga electrolítica. Este contenido final alcanzado después de las 21 horas de carga y, realizada la ya mencionada rampa de enfriamiento, extracción e introducción de las muestras cilíndricas en nitrógeno líquido, fue medido mediante el uso del analizador de hidrógeno LECO DH603 con el que también se midieron los contenidos de hidrógeno introducidos mediante el uso de la carga electrolítica.

Tras la citada precarga de hidrógeno, todas las probetas (CT y SPT) fueron ensayadas en condiciones standard de ambiente y temperatura pero variando la velocidad de aplicación de la carga con objeto de analizar el efecto del tiempo en el fenómeno de FPH.

3 **RESULTADOS**

3.1. Fragilización por hidrógeno sobre probeta CT

En la Figura 3 muestra las curvas J-R obtenidas mediante probetas CT sin hidrógeno y tras la precarga a presión del mismo en función de la velocidad de ensayo utilizada (1, 0.1 y 0.01 mm/min). Por su parte la Tabla 4, recoge tanto los valores de J_Q obtenidos en cada caso como el índice de fragilización (ecuación 3) correspondiente a cada condición de ensayo.



Figura 3. Curvas J-R del acero analizado: efecto de la precarga de hidrógeno a presión y velocidad de ensayo

Tabla 4. Tenacidad a fractura en probetas CT e índice de fragilización inducido por hidrógeno

		-	
Condición	Vensayo	J_{Q_BL}	$IF_J_{Q_BL}$
Condicion	(mm/min)	(KJ/m^2)	(%)
No H ₂	1	650	-
H ₂ precharg.	1	540	17
H ₂ precharg	0.1	420	35
H ₂ precharg	0.01	424	35

Como puede observarse, la presencia de hidrógeno precargado a presión influye, bajando la J de iniciación del acero en torno a un 17% si el ensayo se reproduce a la misma velocidad de carga que el standard. Sin embargo, si el proceso de fractura ocurre a una velocidad 10 veces más lenta, el índice de fragilización alcanza el 35%. Señalar, por último que, aunque el uso de una

velocidad 100 veces menor que la standard no repercute en una mayor pérdida de tenacidad en el inicio (J_{Q_BL}) , sí que tiene influencia en los valores de tenacidad correspondientes a mayores crecimientos de grieta. Así, para valores de ΔJ medidos para una blunting line desplazada 1.2mm, el índice de fragilización pasa a ser del 20, 54 y 64% (ΔJ) para velocidades de 1, 0.1 y 0.01 mm/min, respectivamente.

3.2 Fragilización por hidrógeno sobre probeta SPT entallada

Al igual que ocurre con las probetas de tracción convencionales, el efecto del hidrógeno en probetas SPT standard (sin entalla) es inapreciable en la mayoría de los casos [7]. Esta es la razón por la que se propone el uso de probetas entalladas a la hora de analizar el fenómeno de fragilización por hidrógeno. No obstante, el uso de este tipo de probetas aún está sujeto a una cierta controversia en cuanto al tipo de entalla a utilizar: Longitudinal no pasante o lateral pasante.

La Figura 4 recoge las curvas carga-desplazamiento del punzón características del ensayo SPT, obtenidas utilizando las probetas con entalla longitudinal no pasante, tanto sin hidrógeno como precargadas electrolíticamente y habiendo sido ensayadas, estas últimas, a diferentes velocidades de carga: 0.2 (velocidad standard), 0.02 y 0.002 mm/min. La Figura 5 recoge estas mismas curvas para el caso de la entalla lateral pasante. Por su parte, la Figura 6 muestra el aspecto general de cada uno de los dos tipos de probeta tras el ensayo.

Como puede observarse, el efecto del hidrógeno en ambos tipos de probeta, se hace notar tanto en una disminución de la carga máxima del ensayo (P_m) como del desplazamiento correspondiente a dicha carga (d_m), lo que hace pensar en la energía de fractura (área encerrada bajo la curva hasta carga máxima dividida por el espesor neto de la probeta al cuadrado: $W_m/(t-a)^2$ para las probetas con entalla longitudinal no pasante y W_m/t^2 en el caso de las entallas laterales pasantes [8] como posible parámetro a considerar en el análisis de la fragilización por hidrógeno en este tipo de probetas.







Figura 6. Aspecto general de los dos tipos de probetas SPT entalladas utilizadas en este trabajo

Las Tablas 3 y 4 recogen los valores medios de la energía de fractura SPT para las distintas condiciones de ensayo de las probetas con entalla longitudinal no pasante y con entalla lateral pasante, respectivamente. Estas mismas tablas muestran el índice de fragilización provocado por el hidrógeno precargado electrolíticamente en las distintas condiciones de ensayo.

Como puede observarse, ambos tipos de probetas son capaces de detectar el efecto fragilizador del hidrógeno para el material analizado. No obstante, dicho efecto únicamente es visible con velocidades de carga más pequeñas que la standard de 0.2 mm/min.

Tabla 3. Efecto del hidrógeno en la energía de fractura de las probetas con entalla longitudinal no pasante

Condición	V _{ensayo} (mm/min)	$W_m/(t-a)^2$	IF (%)
No H ₂	0.2	10174	-
H ₂ precharg	0.02	8229	19
H ₂ precharg	0.002	8373	18

Tabla 4. Efecto del hidrógeno en la energía de fractura de las probetas con entalla lateral pasante

Condición	V _{ensayo} (mm/min)	W_{m}/t^{2}	IF (%)
No H ₂	0.2	5720	-
H ₂ precharg	0.02	4730	17
H ₂ precharg	0.002	4810	16

4 **DISCUSION**

El hecho de que en la mayor parte de los aceros estructurales el fenómeno de fragilización por hidrógeno únicamente sea detectable en presencia de un concentrador de tensiones (grieta o entalla), se debe a la avidez demostrada por este elemento a difundir hacia las regiones de máxima triaxialidad, donde se acumulará, propiciando la aparición de los distintos micromecanismos de fragilización.

Esto explica el hecho de que mientras que las características a tracción de este acero apenas se vieron afectadas por la precarga de hidrógeno a presión [9], cuando se utilizan las probetas agrietadas (CT) el efecto del hidrógeno sea perfectamente detectable. Lo mismo ocurre en el caso de las probetas SPT. Como ya se había recogido en publicaciones anteriores [7], probetas SPT de este acero exentas de entalla y precargadas electrolíticamente, no mostraron síntomas claros de fragilización, mientras que como se aprecia en este trabajo, el uso de probetas entalladas permite la visualización del fenómeno, si bien, la menor triaxialidad de las entallas en comparación con las grietas, hace que sea necesario acudir a velocidades de carga inferiores a la estándar para poder observarlo con claridad.

En cuanto a qué tipo de entalla resulta más idónea, las dudas siguen sin esclarecerse, ya que ambas son capaces de reproducir el fenómeno de fragilización. En este sentido, por tanto, la elección de una u otra dependerá básicamente de la que represente un menor coste de fabricación.

Al igual que la triaxialidad, el efecto de la velocidad de ensayo también estará estrechamente ligado al fenómeno de difusión. Cuanta más pequeña es la velocidad de ensayo, mayor es el tiempo del que dispone el hidrógeno para moverse hacia la zona de proceso, alcanzándose mayores concentraciones y, por tanto, mayores probabilidades de desencadenar mecanismos de fractura ligados a la presencia del hidrógeno en la red cristalina. No obstante, el paso del tiempo también propiciará que parte del hidrógeno introducido en la red vaya saliendo de la misma, lo que explicaría el hecho de que el uso de velocidades mucho más lentas (v=0.002 mm/min) no propicie una mayor fragilización por hidrógeno.

Desde el punto de vista fractográfico, la presencia del hidrógeno introducido electrolíticamente en las probetas SPT también se hace notar. Así, si observamos las superficies de fractura de una de estas probetas ensayadas sin hidrógeno (Figura 7.a), se puede apreciar el típico mecanismo de fractura dúctil basado en la nucleación, crecimiento y coalescencia de microhuecos.

Sin embargo, cuando se observa la superficie de fractura de una probeta precargada electrolíticamente, aunque

todavía es posible apreciar cierta ductilidad, el aspecto de la superficie es mucho más plano, apreciándose un estiramiento de las facetas en la dirección de crecimiento de la grieta, comportamiento ligado, posiblemente, a una mayor plasticidad localizada inducida por el ambiente. Además, en algunas zonas era posible observar morfologías que podrían considerarse cuasi-clivajes (Figura 7.b). Estas claras diferencias en la morfología de la fractura, observadas en las probetas SPT, no fue posible, sin embargo, localizarlas en las probetas CT.



Figura 7. Morfologías de las superficies de fractura de probetas SPT entalladas: a) sin hidrógeno; b) con hidrógeno.

Queda demostrado, por tanto, que cualquiera de las geometrías de probeta utilizadas en este trabajo (CT o SPT entallada) es capaz de detectar el fenómeno de fragilización, si bien las probetas SPT necesitan velocidades de carga 10 veces por debajo de la estándar para poder detectarlo. Además, los resultados obtenidos con ambos tipos de ensayo son muy similares (Figura 8): el índice de fragilización aumenta conforme desciende la velocidades de carga, alcanzándose un máximo para velocidades de desplazamiento 10 veces más lentas que la standard, y manteniéndose constante a partir de ese punto aun cuando se empleen velocidades hasta 100 veces inferiores.



Figura 8. Variación del índice de fragilización con la velocidad de ensayo

5 CONCLUSIONES

Tras la realización de este amplio trabajo experimental, los resultados obtenidos permiten establecer las siguientes conclusiones:

- 1- La susceptibilidad del acero CrMoV a la presencia de hidrógeno en la red, es perfectamente cuantificable utilizando probetas CT precargadas con hidrógeno a presión. Esta metodología de ensayo también permite cuantificar el efecto de la velocidad de solicitación sobre el fenómeno de fragilización.
- 2- Este fenómeno también es perfectamente cuantificable mediante ensayos SPT realizados sobre probetas entalladas y precargadas con hidrógeno mediante técnicas electrolíticas, si bien se ha de acudir a velocidades de ensayo 10 veces más bajas que la standard.
- 3- El uso de probetas SPT, caracterizadas por su pequeño espesor, permite introducir mediante técnicas electrolíticas y en un tiempo relativamente corto, la misma cantidad de hidrógeno que en probetas standard utilizando un reactor a presión, lo que hace a esta técnica muy interesante desde el punto de vista económico y práctico, y abre la puerta a un mundo de posibilidades a la hora de analizar el efecto del hidrógeno en zonas muy comprometidas y a la vez muy pequeñas, como las zonas afectadas térmicamente por la soldadura.
- 4- Sea cual sea el tipo de ensayo utilizado, el índice de fragilización aumenta conforme disminuye la velocidad a aplicación de carga hasta un límite, a partir del cual se mantiene constante o incluso podría comenzar a disminuir.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer la financiación recibida del Ministerio de Energía y Competitividad en el marco del proyecto MAT2014-58738-C3-1-R. **REFERENCIAS**

[1] Gangloff R.P., Sommerday B.P. Edit., Gaseous hydrogen embrittlement of materials in energy technologies, Woodhead Publishing, 2012.

[2] T.E. García, C. Rodríguez, F.J. Belzunce, C. Suárez. Estimation of the mechanical properties of metallic materials by means of the small punch test. Journal of Alloys and Compounds 582 (2014) 708-717.

[3] Donato Emerson Cárdenas Paredes. Caracterización del comportamiento a fractura de un acero para gasoductos mediante el ensayo miniatura de punzonado. Tesis Doctoral, Universidad de Oviedo, 2010.

[4] ASTM E 1820-08a, Standard test method for measurement of fracture toughness, American Society for Testing and Materials

[5] CEN Workshop Agreement, CWA 15627:2006 E, "Small Punch Test Method for Metallic Materials", CEN, Brussels, 2006.

[6] ASTM G148-97, Standard Practice for Evaluation of Hydrogen Uptake, Permeation, and Transport in Metals by an Electrochemical Technique.

[7] T.E. García, C. Rodríguez, F.J. Belzunce, I. Peñuelas, B. Arroyo. Development of a methodology to study the hydrogen embrittlement of steels by means of the small punch test. Materials Science and Engineering A 626 (2015) 342-351

[8] B. Arroyo, J.A. Álvarez, R. Lacalle, F. Gutiérrez-Solana, T.E. García, Environmental effects on R5 steel under cathodic protection and cathodic charge. Characterization using the small punch tests, in: Proceedings of the 3rd. International Conference SSTT, Graz, Austria, 2014.

[9] L.B.Peral, A.Zafra, C.Rodríguez and J.Belzunce, Evaluation of strength and fracture toughness of ferritic high strength steels under hydrogen environments. Proceedings of the 2nd. International Conference ICSI, Funchal, Madeira, Portugal, 2017. Procedia Structural Integrity 5 (2017) 1275-1282.

OPTIMIZACIÓN DE LA METODOLOGÍA EN EL ANÁLISIS DE LA FRAGILIZACIÓN POR HIDRÓGENO DE ACEROS MEDIANTE EL USO DE ENSAYOS SMALL PUNCH

G. Álvarez¹, A. Zafra¹, T.E. García^{1,2}, F.J. Belzunce¹, C. Rodríguez¹

¹SIMUMECAMAT research group, University of Oviedo, Edificio Departamental Oeste, 7.1.17. Campus Universitario, 33203 Gijón, Asturias

² Know-How Innovative Solutions S.L. Espacio Tecnológico Campus, C/ Pedro Puig Adam, S/N, 33203 Gijón, Asturias

RESUMEN

El objetivo de este trabajo se ha centrado en optimizar una metodología de ensayo small punch para el análisis de la fragilización por hidrógeno de aceros estructurales. Para ello se han analizado diferentes calidades de acero, caracterizando mediante probetas small punch entalladas su comportamiento ante una precarga electrolítica de hidrógeno. Los parámetros metodológicos estudiados han sido los correspondientes a las condiciones de precarga de hidrógeno y a la velocidad de ensayo utilizada. Para la puesta a punto de las condiciones de precarga se emplearon diferentes densidades de corriente y tiempos de mantenimiento, midiendo la concentración de hidrógeno en cada caso. Se han obtenido los siguientes parámetros óptimos para el ensayo: densidad de corriente de 2 mA/cm² durante un tiempo de 4 horas en un electrolito 2M de H_2SO_4 en agua destilada conteniendo 0.25 gr de As_2O_3 por litro de disolución.

PALABRAS CLAVE: SPT, fragilización por hidrógeno, carga electrolítica, probetas miniatura entalladas

ABSTRACT

The target of this work is define an optimizated Small Punch Test metodology for the analysis of hydrogen embrittlement of structural steels. For this purpose three structural steels have been analyzed and their behaviour before an electrolytic hydrogen precharging has been characterized. The methodological parameters analyzed were the hydrogen precharging conditions and the testing rate. To adjust the hydrogen precharging conditions, different current densities and maintenance times were used and the hydrogen concentration in the sample were measured in each case. The following optimal parameters were obtained for the test: current density of 2 mA/cm^2 for a time of 4 hours in a 2M electrolyte of H2SO4 in distilled water containing 0.25 g of As2O3 per liter of solution.

KEY WORDS: SPT, hydrogen embrittlement, electrolytic charge, notched small punch specimens.

1. INTRODUCCIÓN

El avance en la construcción y explotación de estructuras, así como los costes cada vez más ajustados, conllevan un aumento en los requerimientos de los materiales, exigiendo mejoras continuas en la respuesta mecánica de los mismos ante diferentes condiciones de servicio. Uno de los problemas más complejos y peligrosos que se puede presentar, es el fenómeno de fragilización por hidrógeno de materiales metálicos. Esta problemática puede ser consecuencia de diferentes factores, como una exposición prolongada a un ambiente rico en hidrógeno o su introducción y difusión durante procesos de fabricación (soldadura, recubrimientos, conformado en caliente, etc.). Si bien existen diferentes metodologías desarrolladas para el ensayo de materiales en presencia de hidrógeno [1], éstas suelen ser complejas y de elevado coste. Además, emplean cantidades de material relativamente grandes, lo que imposibilita su aplicación a la caracterización de pequeños elementos o zonas estructurales, como pueden ser los recubrimientos o las zonas afectadas térmicamente de uniones soldadas. Son precisamente estas zonas las que, por sus características metalúrgicas y mecánicas, suelen presentar un peor comportamiento en presencia de hidrógeno.

En este sentido, se viene trabajando en los últimos años en el desarrollo de metodologías que permitan evaluar el comportamiento mecánico de aceros estructurales en presencia de hidrógeno, a través de los ensayos miniatura como el small punch (SPT) [2]. Anteriores trabajos han corroborado la validez de este tipo de ensayo para evaluar la respuesta de diferentes materiales ante la entrada de hidrógeno durante el servicio, reproduciendo una situación similar a la real durante el ensayo, mediante aplicación de carga mecánica y de hidrógeno al mismo tiempo [3]. Si bien esta metodología resulta interesante para establecer comparaciones cualitativas entre diferentes materiales, resultaría mucho más interesante, tanto desde el punto de vista práctico como económico, el uso de metodologías basadas en precargar previamente la probeta y después realizar el ensayo en condiciones ambientales normales (precarga y ensayo al aire) [4]. El presente trabajo trata de contribuir al desarrollo de esta última metodología, analizando la influencia de distintos parámetros de ensayo, como las condiciones de precarga de hidrógeno o la velocidad de aplicación de la carga.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.1. Materiales

En el presente trabajo se han analizado tres materiales diferentes: un acero estructural al carbono (S355), y dos aceros microaleados de alto límite elástico (CrMoV y ALE800). La composición química de estos aceros se recoge en la Tabla 1, mientras que la Figura 1 muestra sus microgafías. El S355 es un acero ferríto-perlítico, mientras que el CrMoV y ALE800 presentan una microestructura mayoritaria de martensita revenida.

Tabla 1. Composición química (% en peso) de los aceros analizados

Acero	С	Mn	Si	Cr	Cu	Ni	Mo	V
S355	0.13	0.8	0.26	1.58	0.27	0.25	0.05	0.00
CrMoV	0.15	0.52	0.09	2.17	-	0.19	1.06	0.31
ALE800	0.15	0.25	0.25	1.58	0.13	3.05	0.55	0.05



Figura 1.Microestructuras de los aceros: (a) S355, (b) CrMoV, (c) ALE800

Por su parte, la Tabla 2 muestra las propiedades mecánicas a tracción y a fractura de los aceros analizados, obtenidas mediante ensayos normalizados.

Tabla 2. Características mecánicas a tracción y a fractura de los aceros

		Fractura		
Material	Ε	σ	σu	JIC
	(MPa)	(MPa)	(MPa)	(kJ/m^2)
S355	209700	386	542	700
CrMoV	209500	600	700	650
ALE800	226330	792	857	400

2.3. Ensayos SPT

El ensayo SPT para la caracterización en ambiente bajo una atmósfera de hidrógeno ha sido utilizado por varios autores en diferentes líneas de investigación [5]. Existen diferentes procedimientos de ensayo, que se pueden clasificar en dos grupos, en función del momento de carga de hidrógeno: ensayo sobre probeta precargada o ensayo en ambiente (el ensayo se realiza mientras que en la probeta el hidrógeno sigue entrando por vía electrolítica) [3].

El uso de la primera metodología hace los ensayos mucho más costosos, tanto desde el punto de vista económico como práctico, a la vez que impide conocer la cantidad de hidrógeno presente en la red en cada instante. En el presente trabajo, se pretende no solo conocer de manera precisa la cantidad de hidrógeno en la probeta, sino también evaluar si ese hidrógeno es capaz de producir el fenómeno de fragilización durante el ensayo al aire, por lo que se decidió utilizar la metodología de probeta precargada.

Para ello, en primer lugar, se realizaron ensayos SPT sobre los aceros en condiciones normales (sin precarga de hidrógeno). En este caso, las probetas SPT se llevaron hasta rotura, con una velocidad de desplazamiento del punzón de 0.2 mm/min, obteniéndose un registro cargadesplazamiento como el representado en la Figura 3. Se realizaron un mínimo de 5 ensayos para cada uno de los materiales, utilizando el dispositivo mostrado en la Figura 2.



Figura 2. Esquema del utillaje SPT utilizado

Se ha comprobado que los parámetros característicos del ensayo SPT se pueden relacionar con las propiedades a tracción mediante las expresiones (1) y (2), donde α y β son coeficientes empíricos de ajuste, t es el espesor de la

probeta y el resto de parámetros se describen gráficamente en la Figura 3. En el caso de aceros estructurales, como los analizados, estos coeficientes adquieren valores en torno a α =0.346 y β =0.277 [6]. Actualmente, diferentes grupos de investigación se encuentran unificando criterios de cara a la creación de una normativa internacional UNE-EN ISO para este tipo de ensayos.

$$\sigma_{y}[MPa] = \alpha \cdot \frac{P_{y_t/10}}{t^{2}}$$
(1)

$$\sigma_u[MPa] = \beta \cdot \frac{P_m}{d_m \cdot t} \tag{2}$$



Figura 3. Parámetros característicos SPT

Por otro lado, para los ensayos SPT con precarga de hidrógeno, se utilizaron probetas cuadradas de 10x10 mm con 0.5 mm de espesor y una entalla longitudinal no pasante de 150 µm de profundidad (relación a/t=0.3), siendo *a* la profundidad de la entalla y *t* el espesor de la probeta (Figura 4). Esta tipología de probeta fue desarrollada en trabajos anteriores para determinar propiedades de fractura [7]. En el presente estudio, se ha buscado incrementar el efecto fragilizador del hidrógeno con la introducción de un concentrador de tensiones. Esto es debido a que, como ya se ha constatado anteriormente, en múltiples ocasiones resulta imposibilidad fragilizar probetas SPT convencionales (sin entalla) en aceros similares a los estudiados [3].



Figura 4. Detalle de entalla longitudinal no pasante en probeta SPT

Empleando las probetas entalladas, se realizaron ensayos con diferentes condiciones de precarga de hidrógeno (estas condiciones se definen más adelante) y sin precarga. Siguiendo los trabajos realizados por otros autores [8], el efecto del hidrógeno fue determinado a través del índice de fragilización, (IF). Este índice, cuantifica el deterioro de las propiedades mecánicas debido a la presencia de hidrógeno. Para su aplicación al ensayo SPT, se utilizó un criterio energético, y el IF fue calculado mediante la expresión (4), donde W_m es el área bajo la curva SPT hasta la carga máxima, y W_{mh} es esta misma área con precarga de hidrógeno. Como se observa en la expresión (4), al tratarse de una probeta entallada, la energía de fractura se calcula en base a la sección efectiva (t-a).

$$IF(\%) = \left[1 - \left(\frac{W_{mh}}{(t-a)^2} / \frac{W_m}{(t-a)^2}\right)\right] \cdot 100$$
(4)

En el caso de las probetas sin precarga de hidrógeno, los ensayos fueron realizados a una velocidad de desplazamiento del punzón de 0.2 mm/min [3]. En el caso de los ensayos realizados sobre probetas precargadas, se empleó una velocidad de ensayo 10 veces menor (0.02 mm/min). Anteriores estudios han determinado que, cuando el hidrógeno está presente en la red cristalina, la velocidad de ensayo puede influir en el índice de fragilización del acero [5], por lo que en este caso, y buscando optimizar la metodología de ensayo, se decidió utilizar esta velocidad de desplazamiento de punzón 10 veces más lenta que la standard (0.02 mm/min).

Cabe destacar que al objeto de eliminar cualquier traza remanente de electrolito, es necesario realizar una limpieza exhaustiva de las probetas tras la precarga de hidrógeno antes de ser sometidas al ensayo SPT (Figura 2).

Finalmente, las superficies de fractura de las probetas fueron analizadas en un microscopio electrónico de barrido (MEB).

2.3. Metodología para la precarga de hidrógeno

En general, la precarga de hidrógeno de probetas de ensayo se puede realizar mediante dos vías: electroquímicamente y mediante el uso de un reactor que introduce hidrógeno gaseoso a presión y temperatura. El método electroquímico es el único posible para el caso de las probetas SPT, cuyo pequeño espesor hace que el hidrógeno introducido a presión fugue durante el proceso de extracción de las probetas del reactor. El método a presión resulta más apropiado para las probetas convencionales de tracción o fractura, cuyo mayor espesor hace que los tiempos de precarga electrolítica sean extremadamente largos.

En el caso del presente estudio, todos los materiales fueron precargados electroquímicamente, utilizando el dispositivo descrito en la Figura 5. Se utilizó un electrolito consistente en una solución 2M de H_2SO_4 en agua destilada conteniendo 0.25 gr de As_2O_3 por litro de disolución. La solución de As_2O_3 fue preparada utilizando el método de Pressouyre [9]. Para la determinación de los parámetros más adecuados para la carga catódica, se realizaron diferentes pruebas experimentales, midiendo la concentración de hidrógeno introducida en muestras de 50x10x1 mm. Las medidas de hidrógeno, en ppm, fueron realizadas utilizando un analizador LECO DH603. Se variaron parámetros de densidad de corriente y tiempo de carga con el objetivo de encontrar los parámetros óptimos para llegar al máximo de concentración en la probeta en el mínimo tiempo, siendo este el punto de saturación idóneo para las condiciones dadas.



Figura 5. Dispositivo empleado para la precarga electrolítica

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Ensayos SPT sin precarga de hidrógeno

La Figura 6 muestra registros carga-desplazamiento representativos de cada acero, obtenidos en los ensayos SPT convencionales (probeta sin entalla, y sin carga de hidrógeno). Señalar, además, la buena repetitividad obtenida en los resultados de cada una de las cinco probetas ensayadas de cada acero.



Por su parte, la Tabla 3 muestra los coeficientes de correlación obtenidos, para cada acero, entre los parámetros SPT y las correspondientes propiedades mecánicas a tracción (ecuaciones 1 y 2). Como puede observarse, no existen diferencias significativas entre los valores de α y β de los tres aceros. Se obtuvieron valores

de α en el entorno de 0.4 y de β en el entorno de 0.325. Estos valores entrarían dentro de las bandas de dispersión de los obtenidos en anteriores trabajos para una gran cantidad de materiales metálicos [3].

Tabla 3.	Coeficientes	de	correl	lación	SPT

Material	α	β
S355	0.413 ± 0.010	0.325 ± 0.005
ALE800	0.399 ± 0.032	0.322 ± 0.010
CrMoV	0.400 ± 0.029	0.326 ± 0.010

Los mecanismos de rotura fueron muy similares para todos los materiales: se produjo una única grieta circunferencial, bajo el diámetro del punzón, en la zona de máxima deformación durante el ensayo (Figura 7a). Esta es una tipología típicamente dúctil. Como puede comprobarse en la Figura 7b, representativa de las roturas de todos los aceros analizados, el micromecanismo de factura observado derivó de la nucleación, crecimiento y coalescencia de microhuecos.



Figura 7. (a) Fractografía general probeta con fallo dúctil. (b) Detalle de mecanismo de rotura dúctil con microhuecos.

3.2. Optimización de los parámetros de precarga de hidrógeno

La optimización de los parámetros de precarga de hidrógeno se llevó a cabo, en primer lugar, para el acero S355, para el que se utilizaron diferentes valores de intensidad de corriente y tiempo de exposición. La Tabla 4 recoge la concentración de hidrógeno introducida en este acero en las diferentes condiciones. Como puede observarse, la cantidad máxima de hidrógeno introducida en la red de este acero, corresponde a una intensidad de corriente de 2 mA/cm² y un tiempo de carga de 4 horas, parámetros bastante razonables desde el punto de vista metodológico. Además, utilizando la misma intensidad de corriente para el acero CrMoV, se observa que con 4 horas de precarga se consigue introducir una cantidad de hidrógeno muy elevada (o al menos igual a la introducida empleando un reactor a presión [5]) y que ampliar el tiempo de carga a 15 o incluso 66 horas, no aumenta la cantidad de hidrógeno introducido. Por último, la utilización de estos parámetros de precarga en el acero ALE800 implica una concentración de hidrógeno en la red también bastante considerable (2.20 ppm). En base a

estos resultados, estos parámetros (2mA/cm² y 4 horas de precarga) pueden fijarse como válidos para todos los aceros analizados, consiguiendo una unificación del método de ensayo y, por tanto, una mejor comparativa entre los resultados de los mismos respecto a lo que a la afección del hidrógeno se refiere.

Densidad de Acero corriente [mA/cm ²]		Tiempo [h]	Concentración de H [ppm]
	1	4	0.34
	1	4	0.40
S355	1	15	0.42
	2	4	0.56
	2	8	0.52
	5	2	0.16
CrMoV	2	4	4.40
	2	15	4.00
	2	66	4.20
ALE800	2	4	2.20

Tabla 4. Resultados de las pruebas de precarga

3.3. Ensayos SPT tras precarga de hidrógeno

La Figura 8 muestra una comparativa entre los registros de ensayo obtenidos para probetas entalladas en condiciones libres de hidrógeno y tras la precarga. Se puede comprobar, en un primer vistazo, cómo el hidrógeno tiene un efecto variable dependiendo del tipo de material, aunque en todos los casos se produce un descenso, mayor o menor, de la carga máxima y del desplazamiento en carga máxima.



En la Tabla 5 se muestran los índices de fragilización correspondientes a cada tipo de acero. Como puede observarse, la fragilización por hidrógeno fue más elevada en los aceros microaleados de alto límite elástico (16.0 % para el CrMoV y 27.4 % para el ALE800) independientemente de la cantidad de hidrógeno en la red.

En el caso del acero S355, el efecto del hidrógeno fue muy reducido (IF = 8.8 %). Esto se debe a su

microestructura ferrito-perlítica, poco propensa al efecto del hidrógeno.

En el caso de los aceros CrMoV y ALE800, nos encontramos ante microestructuras martensíticas revenidas, cuya propensión a la fragilización por hidrógeno es mucho más notable, ya que las formaciones martensíticas suponen trampas de hidrógeno de sobra conocidas por los investigadores [5]. Estas trampas hacen que el hidrógeno presente en la red de estos aceros sea muy superior al del S355. Otras trampas de hidrógeno perfectamente identificadas son los carburos de vanadio, de fuerte presencia en la microestructura del acero CrMoV, y responsables de la mayor concentración de hidrógeno en este acero. No obstante, los carburos de vanadio son conocidos como trampas fuertes de hidrógeno, al retener este elemento con una mayor energía que el resto de trampas microestructurales, impidiendo en gran medida la fuga del mismo hacía otras zonas (zona de proceso) y disminuyendo, en cierta medida, el fenómeno de fragilización. Esto explicaría que el acero CrMoV, aún con una concentración en hidrógeno mucho mayor que el ALE 800, muestre un índice de fragilización muy inferior.

Tabla 5. Índices de Fragilización SPT

Material	IF (%)	Concentración de H (ppm)
S355	8.8	0.5
CrMoV	16.0	4.4
ALE800	27.4	2.2

El análisis fractográfico de las probetas ensayadas también arrojó información sobre el efecto del hidrógeno en los aceros. En el caso del S355, las superficies de fractura de las probetas libres de hidrógeno y las precargadas eran muy similares, si bien en algunas zonas (Figura 11) las probetas mostraban ciertas indicaciones de la presencia de hidrógeno en la red, mostrando morfologías de huecos muy planos y deformados en la dirección del crecimiento de la grieta.

Por su parte, la superficie de fractura del CrMoV precargado (Figura 10), aun manteniendo una cierta ductilidad, presentaba un aspecto mucho más plano y deformado, con la presencia en algunas zonas cuya morfología podría considerarse cuasi-clivaje.

Por último, el acero ALE800 precargado, presentó el comportamiento más frágil de todos los analizados, fenómeno que era posible observar incluso a nivel macroscópico (Figura 11) con la presencia de grietas radiales, típicas de comportamientos frágiles en el ensayo SPT.



Figura 9. Fractografías S355 (a) Vista general (b) Superficie de fractura



Figura 10 Fractografías CrMoV (a) Vista general (b) Superficie de fractura



Figura 11. Fractografías ALE800 (a) Vista general (b) Superficie de fractura

CONCLUSIONES

En el presente trabajo se ha desarrollado una labor de investigación conducente a plantear una metodología sencilla y optimizada en el análisis del fenómeno de fragilización por hidrógeno de aceros mediante la utilización del ensayo SPT. Las conclusiones obtenidas son:

- La utilización de probetas SPT entalladas y precargadas mediante técnicas electrolíticas permite cuantificar el fenómeno de fragilización por hidrógeno en los tres tipos de aceros estudiados mediante parámetros energéticos.
- Esta metodología de ensayo ha sido optimizada, proponiéndose unas condiciones tanto de precarga de hidrógeno como de realización del ensayo SPT, únicas y perfectamente reproducibles para los tres tipos de aceros analizados.
- En estas condiciones, la cantidad de hidrógeno introducida es muy diferente para cada tipo de acero, lo que ha sido fundamentado en función de las trampas microestructurales de cada uno de ellos.
- El acero S355 de microestructura ferrito-perlítica es mucho menos susceptible al fenómeno de fragilización de los otros dos aceros cuya microestructura, de martensita revenida, actúa como trampa de hidrógeno.

• Los carburos de vanadio, trampas fuertes de hidrógeno, presentes en la microestructura del CrMoV, son los responsables de que este acero, aún con un mayor contenido de hidrógeno en la red, muestre una menor propensión a la fragilización que su homólogo ALE800.

AGRADECIMIENTOS

Know-How Innovative Solutions desea agradecer al Instituto de Desarrollo Económico del Principado de Asturias (IDEPA) la financiación recibida a través de la subvención dirigida a Empresas de Base Tecnológica, de referencia IDE/2016/000283.

BIBLIOGRAFÍA

[1] B. Gülçimen, A. Durmus, S. Ülkü, R.C. Hurst, K. Turba, P. Hähner. Mechanical characterisation of a P91 weldment by means of small punch fracture testing. Nucl Eng Des, 247:58-65, 2013.

[2] G.P. Tiwari et al. A study of internal hydrogen embrittlement of steels. Mater Sci Eng A-Struct, A286:269,281, 2000.

[3] T.E. García, C. Rodríguez, F.J. Belzunce, I. Peñuelas, B. Arroyo. Development of a methodology to study the hydrogen embrittlement of steels by means of the small punch test. Materials Science and Engineering A 626 (2015) 342-351

[4] A. Zafra, L. B. Peral, F. J. Belzunce, and C. Rodríguez, "Efecto del hidrógeno en las propiedades mecánicas del acero 42CrMo4 templado y revenido a diferentes temperaturas," in Anales de Mecánica de la Fractura 34, 2008, vol. 1, pp. 385–390.

[5] L. B. Peral, A. Zafra, S. Blasón, F. J. Belzunce, and C. Rodríguez, "Evaluación del comportamiento mecánico del acero 2.25Cr1Mo templado y revenido para su uso en contacto con hidrógeno a presión," in Anales de Mecánica de la Fractura 34, 2017, pp. 300–307.

[6] T.E. García, C. Rodríguez, F.J. Belzunce, C. Suárez. Estimation of the mechanical properties of metallic materials by means of the small punch test. Journal of Alloys and Compounds 582 (2014) 708-717.

[7] Donato Emerson Cárdenas Paredes. Caracterización del comportamiento a fractura de un acero para gasoductos mediante el ensayo miniatura de punzonado. Tesis Doctoral, Universidad de Oviedo, 2010.

[8] Murakami Y., Effects of hydrogen in metal fatigue, Proceedings of the international hydrogen energy development forum, Fukuoka, Japan (2007) 96-105.

[9] G.M. Pressouyre, Role of trapping on hydrogen transport and embrittlement. Ph.D. thesis, Carniege Mellon University, 1977.

COMPORTAMIENTO A COMPRESIÓN DEL HORMIGÓN REFORZADO CON FIBRAS DE ACERO

A. de la Rosa^{1*}, M. Marques², G. Ruiz¹, E. Poveda¹

¹E.T.S. de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos, Universidad de Castilla-La Mancha Avda. Camilo José Cela s/n, 13071, Ciudad Real, España
²Escuela de Ingeniería Civil, Arquitectura y Urbanismo, Universidad Estatal de Campinas Avda. Albert Einstein 951, Campinas, Brasil

* Persona de contacto: Angel.delaRosa@uclm.es

RESUMEN

Este trabajo estudia la influencia de la fibra y de la matriz del hormigón en el comportamiento a compresión en hormigón reforzado con fibras de acero (HRFA) a partir de una base de datos creada con 240 ensayos experimentales en probetas cilíndricas de $150 \times 300 \text{ mm}^2$ (diámetro \times altura). Por un lado analizamos, mediante el método de las superficies de respuesta, la interacción de parámetros relacionados con la fibra (longitud, diámetro y volumen de fibra) y con el hormigón base (tamaño máximo de árido y resistencia a compresión de la matriz) en la resistencia a compresión, el módulo de elasticidad, y el trabajo de deformación por unidad de volumen del HRFA. Se concluye que las fibras producen un significativo aumento de la ductilidad, ya que el trabajo de deformación volumétrico es superior al del hormigón base tanto antes como después de alcanzar el pico de resistencia del material. La resistencia a compresión aumenta con contenidos altos de fibra según se incrementa la esbeltez de la fibra, mientras que disminuye para bajas esbelteces conforme se aumenta el contenido de fibra. En cuanto al módulo de elasticidad la respuesta es mucho más variable, con una reducción considerable para altos contenidos de fibra y esbelteces elevadas.

PALABRAS CLAVE: Comportamiento a compresión, Hormigón reforzado con fibras, Contenido de fibras, Base de datos

ABSTRACT

This paper studies the influence of fiber and concrete matrix on the compressive behavior of steel fiber reinforced concrete (SFRC) from a database created with 240 experimental tests on cylindrical test specimens of $150 \times 300 \text{ mm}^2$ (diameter × height). On the one hand, we analyze, by means of the response surface method, the interaction of parameters related to the fiber (length, diameter and fiber volume) and with the base concrete (maximum aggregate size and matrix compression strength) in the compressive strength, the modulus of elasticity, and the deformation work per unit volume of SFRC. It is concluded that the fibers produce a significant increase in ductility, since the work of volumetric deformation is superior to that of the base concrete both before and after reaching the peak of resistance of the material. Compressive strength increases with high fiber contents as the slenderness of the fiber increases, while decreasing for low slenderness as the fiber content increases. Regarding the modulus of elasticity, the response is much more variable, with a considerable reduction for high fiber contents and high slenderness.

KEYWORDS: Compression behavior, Steel fiber reinforced concrete, Fiber content, Database

1. INTRODUCCIÓN

El comportamiento a compresión del HRFA es un tema estudiado tanto en investigaciones experimentales como analíticas y numéricas [1-5], lo que ha dado lugar a la aparición de modelos que tratan de obtener la respuesta a compresión de dicho material [6,7]. Sin embargo, el efecto que supone la adición de fibras de acero en la

respuesta a compresión del hormigón suele ser obviado por la comunidad tecnológica a pesar de que las fibras producen un notable aumento en la ductilidad del material, la cual no es aprovechada en el diseño a compresión de elementos estructurales. En este trabajo se revisan los factores que influyen en el comportamiento a compresión del HRFA, en particular en su capacidad de absorción de energía. Para ello se va a aplicar la metodología de superficies de respuesta, que ya ha sido utilizada para optimizar el comportamiento mecánico del hormigón [8,9]. Los cálculos y la elaboración de gráficos se han realizado por medio del programa Minitab. A partir de una extensa búsqueda bibliográfica se ha creado una base de datos con 240 ensayos de compresión efectuados sobre probetas cilíndricas de $150 \times 300 \text{ mm}^2$ de HRFA con extremos conformados, de diferentes longitudes y diámetros de fibra. Se analizan las respuestas obtenidas por el método y se hace hincapié en el aumento de la ductilidad obtenido mediante el trabajo de deformación volumétrico en las fases previa y posterior al pico de resistencia del material.

2. MODELO DE SUPERFICIE DE RESPUESTA

La metodología de la superficie de respuesta es un conjunto de técnicas matemáticas y estadísticas avanzadas de diseño de experimentos y tratamiento de problemas en las que una respuesta está afectada por varios factores. El objetivo es establecer un modelo matemático que se ajuste a una serie de datos experimentales para determinar los valores de los factores que optimizan, y permiten entender, la variable de respuesta. Los factores son las condiciones que influyen en la respuesta y ésta es una cantidad medible afectada al cambiar los niveles de los factores. Así, existe alguna función continua f de los n factores que aporta el valor real esperado η para alguna combinación dada de niveles:

$$\eta = f(x_1, x_2, \dots, x_n).$$
(1)

La variable de respuesta *Y* es:

$$Y = \eta + \varepsilon, \tag{2}$$

don de ε es el error observado en la respuesta.

La Ec. 1 se puede representar a través de una hipersuperficie llamada superficie de respuesta. Generalmente se desconoce la relación entre la respuesta y los factores (función f), por lo que se necesita un modelo que aproxime la relación entre ambos, que suele ser polinómico.

2.1. Análisis de la varianza

A continuación se realiza un análisis de la varianza de las variables de respuesta en los factores establecidos y del error en el modelo ajustado, lo que indica las diferentes fuentes de variación total de los datos. Con este análisis se estima la importancia de los factores al comparar las medias de la variables de respuesta en los niveles de los factores. Lo más importante del análisis de la varianza son los valores de probabilidad, (valores-p) obtenidos tanto para el modelo como para los factores. Estos valores estadísticos se emplean para decidir sobre la significancia estadística de la prueba. El análisis de la varianza crea un modelo jerárquico a partir de la

consideración de todos los términos (significativos y no significativos), con un nivel de significancia α , que en esta investigación se considera igual a 0.05. Si el valor p del modelo es menor o igual a 0.05 supone un riesgo del 5% de que el modelo generado sea erróneo, es decir, que atribuya significancia a valores que no influyen en realidad. Respecto a los factores, si el valor p es menor o igual a 0.05 indica que existe asociación estadísticamente significativa entre la variable de respuesta y los factores, es decir, son términos principales que influyen en la variable de respuesta. En relación a la falta de ajuste, si su valor p es menor o igual que el nivel de significancia α , el modelo no especifica correctamente la relación.

2.2. Diagrama de Pareto

Mediante el diagrama de Pareto se compara la magnitud relativa y la significancia estadística de los efectos. Se trata de un diagrama de barras que señala los efectos (su distribución de probabilidad), en valores absolutos, y muestra una línea de referencia que indica cuáles son estadísticamente significativos (los que superan la línea de valor crítico, que es una probabilidad acumulada inversa para un determinado nivel de significancia α).

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Todos los cálculos efectuados para el desarrollo de la metodología de superficie de respuesta se han hecho por medio del programa Minitab [10].

3.1. Ajuste de la superficie de respuesta

La superficie de respuesta se ajusta y analiza mediante datos experimentales incluidos en la base de datos. Se han elegido los experimentos relacionados con el estudio del comportamiento a compresión del HRFA, obteniendo un total de 240 ensayos realizados en probetas cilíndricas $150 \times 300 \text{ mm}^2$ con fibras de acero de extremos conformados con diferentes longitudes y diámetros.

El ajuste de regresión se efectuó de acuerdo con los siguientes factores: resistencia de compresión del hormigón base (sin adición de fibra) ($f_{c,0}$), longitud de fibra (l_f), diámetro de fibra (d_f), volume de fibra (V_f) y diámetro máximo del árido grueso (d_m). Además de esos factores, se incluyen al análisis tres coeficientes adimensionales: $V_f \times \lambda$, $V_f \times \lambda^2$ y $V_f \times \lambda \times \beta$, donde $\lambda = l_f/d_f$ y $\beta = l_f/d_m$. También se ha comprobado la influencia del índice de refuerzo ($V_f \times \lambda/d_f$) (Tabla 1).

Tabla 1. Factores o datos de entrada

A	B	С	D	E	F	G	H	J
$f_{c,0}$	l_f	d_f	V_f	d_m	$V_f \lambda$	$V_f \lambda^2$	$V_f \lambda \beta$	$V_f \lambda^2 / d_f$

Los factores relacionados directamente con las características del material (A, B, C, D y E) se analizaron mediante términos lineales, cuadráticos y combinados, y los factores previamente combinados (F, G, H y J) solo se analizaron por medio de términos lineales (Fig. 1).

Α	В	С	D	E	F	G	Н	J
A ²	AB	AC	AD	AE				
	B ²	BC	BD	BE				
		C ²	CD	CE				
			D ²	DE				
				E ²				

Figura 1. Esquema de los términos analizados inicialmente (en amarillo los términos lineales, en rojo los combinados y en rojo los cuadráticos)

Cada una de las respuestas consideradas ($f_{c,f}$, $E_{c,f}$, $W_{asc,f}$ y $W_{des,f}$) se estudiaron inicialmente con todos los términos y, en un proceso iterativo, se fue eliminando el término menos influyente para la respuesta final hasta que todos los términos restantes tuviesen significancia. No obstante, en algunos casos la ecuación que describe la respuesta consta de muchos términos, por lo que se realizó el proceso iterativo hasta quedar solo cinco términos para describir la respuesta deseada. En la Tabla 2 se muestran las dos opciones: la primera con todos los términos significativos y, en consecuencia, mayor valor de R², y la segunda con menos términos y, por tanto, menor valor dicho ajuste.

Las respuestas que se han logrado para los factores analizados se reflejan correctamente por el método de la superficie de respuesta, consiguiéndose valores de ajuste superiores al 90% al considerar todos los términos relevantes. Si se prosigue con la eliminación de los términos menos relevantes, los valores de ajuste son menores; sin embargo la respuesta puede obtenerse de forma más simple, es decir, a través de ecuaciones con menos términos. El mayor descenso se produce para la energía absorbida en el tramo post-pico del diagrama tensión deformación, donde el valor de R², que era igual al 95.2% para la ecuación con 17 términos, fue del 75.9% cuando se consideraron únicamente los cinco más importantes.

3.2. Diagramas de Pareto

Durante el proceso iterativo de exclusión de los términos menos relevantes en el análisis se generaron diagramas de Pareto, que son gráficos de barras en los que las abscisas indican la relevancia de cada factor a partir de los efectos normalizados (Fig. 2-4). El gráfico de superior de cada figura se refiere a todos los factores que presentan relevancia en el análisis de la respuesta y el inferior muestra la respuesta descrita con cinco factores.

Tabla 2. Ecuaciones de ajuste de la respuesta

Respuesta	R ² %	Ecuación
$f_{c,f}$	93.9	97.4 + 0.042A - 1.424B - 103.2C - 77D - - 1.019E + 2.384F - 0.426J + 0.006A ² + +0.097AD + 0.015AE + 2.214 BC 2.493BD + 93.3 CD
$f_{c,f}$	91.6	2.54 + 1.084 A - 0.184 B - 11.12 D + + 0.340F - 0.076J
$E_{c,f}$	90.3	20.007 + 10.327 ^a + 20.43B - 4.049C - 16.71E - 2.420F - 6.18AB + 6.33 AC + +4.93AE +19.35 BE - 1.654 DE
$E_{c,f}$	85.1	123.50 + 0.311 ^a - 1.416B - 13.66C - 9.955E + 0.157BE
W _{asc,f}	91.1	$\begin{array}{l} 0.173 + 0.035^a + 1.056B - 0.949C + 0.717D \\ - 0.581G - 0.0965H - 0.271C^2 - 0.03E^2 + \\ + 0.363BC + 0.754 \ BD + 0.043BE \\ - 0.647CD \end{array}$
W _{acs,f}	84.4	$0.102 + 0.032A + 0.014D - 0.03E^2 + +0.026BC + 0.018BD$
W _{des,f}	95.2	$\begin{array}{rrrrrrrrrrrrrrrrrrrrrrrrrrrrrrrrrrrr$
W _{des,f}	75.9	0.386 + 0.124D - 0.109E ² + 0.111AB - - 0.102AE - 0.033BC



Figura 2. Diagrama de Pareto para la resistencia a compresión



Figura 3. Diagrama de Pareto para el trabajo de deformación volumétrico en la rama ascendente pre-pico



Figura 4. Diagrama de Pareto para el trabajo de deformación volumétrico en la rama descendente postpico

3.3. Respuestas adimensionalizadas

Por último, las Fig. 5-8 muestran alguna de las superficies de respuesta a escala adimensional. El eje Z representa el valor de la propiedad estudiada en HRFA dividido por su valor correspondiente a su hormigón base con el fin de analizar si se produce un aumento o un descenso de las mismas respecto a dos factores relacionados con la fibra, como son el contenido en volumen (V_f) y su esbeltez (λ)



Figura 5. Resistencia a compresión adimensionalizada



Figura 6. Módulo de elasticidad adimensionalizado



Figura 7. Trabajo de deformación volumétrico adimensionalizado (rama pre-pico)



Figura 8. Trabajo de deformación volumétrico adimensionalizado (rama post-pico)

En cuanto a la resistencia a compresión se observa que aumenta significativamente con contenidos altos de fibra según se incrementa la esbeltez, mientras que disminuve para bajas esbelteces conforme se aumenta el contenido de fibra. Respecto al módulo de elasticidad, la respuesta es más variable según se puede comprobar en la Fig. 6, con una reducción considerable para altos contenidos de fibra y esbelteces elevadas. Lo más destacado es el significativo aumento de la ductilidad, lo cual se aprecia en el trabajo de deformación volumétrico durante las fases previa y posterior al pico de carga. Este resultado es especialmente importante, ya que los aumentos de resistencia son relativamente pequeños (solo del 30% para las mejores condiciones) mientras que el incremento de energía consumida puede ser hasta cuatro veces mayor que la del hormigón base.

4. CONCLUSIONES

Se ha presentado la metodología de superficie de respuesta como herramienta para el análisis de la influencia de diversos factores en el comportamiento a compresión en HRFA. Para ello, se ha elaborado una base de datos a partir de la búsqueda bibliográfica que recoge 240 ensayos de compresión realizados sobre probetas cilíndricas de $150 \times 300 \text{ mm}^2$, de hormigón reforzado con fibras de acero con extremos conformados. Se analizan las respuestas, concretamente la resistencia a compresión, el módulo de elasticidad y el trabajo de deformación por unidad de volumen, obtenidas por el método, y su relación con diversos factores como el volumen, la longitud y el diámetro de fibra, el tamaño máximo de árido, así como con combinaciones de los mismos, por medio de diferentes diagramas. La resistencia a compresión aumenta con contenidos altos de fibra según se incrementa la esbeltez de la fibra, mientras que disminuye para bajas esbelteces conforme se aumenta el contenido de fibra. En cuanto al módulo de elasticidad la respuesta es mucho más variable, con una reducción considerable para altos contenidos de fibra y esbelteces elevadas. Cabe destacar el notable aumento de la ductilidad observado en el trabajo de deformación volumétrico durante las fases previa y posterior al pico de resistencia a compresión.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen la financiación recibida al Ministerio de Economía y Competitividad a través del proyecto BIA2015-68678-C2-1-R. A. de la Rosa agradece la ayuda económica recibida mediante la beca FPI BES-2016-077458.

REFERENCIAS

- F. Bencardino, L. Rizzuti, G. Spadea,. Experimental test vs theoretical modeling for fiber reinforced concrete in compression, *FRAMCOS-6*, Catania, Italy, 2007.
- [2] M.C. Nataraja, N. Dhang, A.P. Gupta. Stress-strain curve for steel-fiber reinforced concrete under compression, *Cement and Concrete Composites*, 21, 383-390, 1999.
- [3] A.S. Ezeldin, P.N. Balaguru. Normal and highstrength fiber-reinforced concrete under compression, *Journal of Materials in Civil Engineering*, 4, 4, 415-429, 1992.
- [4] M.A. Mansur, M.A. Chin, M.S. Wee. Stress-strain relationship of confined high-strength plain and fiber concrete, *Journal of Materials in Civil Engineering*, 9, 171-179, 1997.
- [5] D.A. Fanella, A.E. Naaman. Stress-strain properties of fiber reinforced mortar in compression, ACI Journal, 82, 4, 475-483, 1985.
- [6] M.A.O. Barros, J.A. Figueiras. Flexural behavior of steel fiber reinforced concrete: testing and modeling, *Journal of Materials in Civil Engineering*, 11, 331-339, 1999.
- [7] P. Soroushian, C.D. Lee. Constitutive modeling of steel fiber reinforced concrete under direct tension and compression, *Fiber reinforced cements and concretes, Recent developments*, 363-375, 1989.
- [8] F. Bayramov, C. Tasdemir, M.A. Tasdemir. Optimisation of steel fibre reinforced concretes by means of statistical response surface method, *Cement and Concrete Composites*, 26, 665-675, 2004.
- [9] M. Timur Cihan, A. Güner, N. Yüzer. Response surfaces for compressive strength of concrete, *Construction and Building Materials*, 40, 763-774, 2013.
- [10] Minitab. <<u>https//support.minitab.com/es</u>>

ANÁLISIS COMPARATIVO DEL FENÓMENO DE CAVITACIÓN ENTRE CREEP UNIAXIAL Y SPT-CREEP EN ALEACIONES DE Mg-AI INYECTADAS A ALTA PRESIÓN

M. Preciado^{1*}, J. Calaf¹, P. M. Bravo¹, D. Ballorca

¹Escuela Politécnica Superior, Universidad de Burgos Avda. Cantabria s/n, 09004, Burgos, España ^{*}Persona de contacto: mpreciado@ubu.es

RESUMEN

Las aleaciones de Magnesio-Aluminio obtenidas por inyección a presión presentan una gran porosidad intergranular debida al propio proceso, y al hecho de que entre el eutéctico que precipita en borde de grano y el grano, existe incoherencia por tener redes cristalográficas diferentes. Durante creep estas porosidades crecen, se interconectan con otras y se forman otras nuevas. Esto da lugar al fenómeno de cavitación que disminuye la resistencia al creep de la aleación. En este estudio se pretende analizar la evolución de la cavitación en muestras sometidas a creep uniaxial y SPCT (small punch creep test), evaluando el crecimiento y formación de nuevos poros durante distintos porcentajes de vida para una tensión dada. El análisis ha sido tanto metalográfico como a través de varios parámetros clásicos que cuantifican el daño a creep y evalúan la vida remanente. La comparación entre ambas técnicas experimentales ha demostrado que existen algunas diferencias que deben de ser tenidas en cuenta en modelos de simulación de cavitación para muestras sometidas a creep y ensayadas mediante SPCT.

PALABRAS CLAVE: Creep, SPCT, Cavitación, Aleaciones de magnesio

ABSTRACT

High Pressure Die Casting (HPDC) Magnesium-Aluminum alloys have a large intergranular porosity due to the injection process itself, and the fact that between the eutectic that precipitates in grain boundary and the grain, there is incoherence for having different crystallographic lattices. During creep, these porosities grow, interconnect with others and form new ones. The result is the cavitation phenomenon that decreases the creep resistance of the alloy. This research aims to analyze the evolution of cavitation in samples submitted to uniaxial creep and SPCT (small punch creep test), evaluating the growth and formation of new pores during different life percentages for a given stress. The analysis has been both metallographic and through several classic parameters that quantify the creep damage and evaluate the remnant life. The comparison between both experimental techniques has shown that there are some differences that should be taken into account in cavitation simulation models for samples submitted to creep and tested by SPCT.

KEYWORDS: Creeo, SPCT, Cavitation, Magnesium alloys

INTRODUCCIÓN

El comportamiento frente al creep de las aleaciones de magnesio está recibiendo cada vez más atención debido a los usos que se le pueden dar al magnesio en la industria debido a su baja densidad, alta resistencia específica y la reducción final de peso. Sin embargo estas aleaciones presentan poca resistencia a temperaturas no demasiado elevadas (en torno a 127°C), lo que limita su utilización.

Por otra parte los ensayos miniatura punzonado creep o SPCT (small punch creep testing) han sido capaces de caracterizar diversos materiales y va apareciendo creciente información sobre este tipo de ensayos aplicados no solo a aceros [1,2] sino también a otro tipo de aleaciones [3, 4].

En los procesos de fluencia de ensayos de creep uniaxial, se observan dos tendencias opuestas: por un lado están los procesos de ablandamiento y por otro se produce endurecimiento. Si esta última tendencia es dominante, la resistencia a la fluencia aumenta y si los procesos de ablandamiento son dominantes, la resistencia a la fluencia disminuye [5]. Sin embargo, en ensayos de SPCT, se ha observado que se producen grietas desde el primer estado [6], lo que ha llevado a pensar que las zonas de deformación primaria y secundaria están sobre todo motivadas por los cambios en la rigidez de la muestra, sometida a un cambio de forma drástico. Por lo tanto, actúan mecanismos diferentes y esto dificulta la correlación que se pretende establecer entre el creep y el SPCT.

Desde el punto de vista de daño, la presencia de cavitación ha sido ampliamente estudiada [7-9]. Se han propuesto dos parámetros de daño. El parámetro A [10] y el parámetro ρ [7]. Ambos parámetros están basados en el crecimiento constreñido de cavidades, pero el parámetro A se basa en el daño continuo w del tratamiento clásico de Kachanov/Rabotnov [11, 12] y el parámetro ρ se basa en el modelo extendido de Riedel y en el cálculo de este parámetro aparece el exponente de la tensión n en la conocida ecuación de Norton.

Basándose en estos parámetros de daño, se han propuesto distintas fórmulas que los relacionan con el creep. En este trabajo se ha estudiado la relación entre la cavitación producida en ensayos de creep uniaxiales y el equivalente a estos ensayos en SPCT, para comprobar la relación entre ellas. Si los valores son razonablemente parecidos, a partir de ensayos de SPCT, se podría obtener la curva equivalente en ensayo de creep, sin la necesidad de hacer ensayos de creep en los que el material utilizado y la mecanización de las probetas son costosos.

MÉTODO EXPERIMENTAL

2.1. Material

La composición de la aleación de magnesio AZ91D usada en este estudio es (wt-%): Al, 8.83; Be, 0.001; Cu, 0.007; Fe, 0.003; Mn, 0.32; Si, 0.028 and Zn, 0.6. La microestructura consiste en granos de Mg (fase α) y precipitación en borde de grano que se corresponde con un eutéctico divorciado formado por fase β eutéctica (Mg₁₇Al₁₂) y solución sólida de Magnesio. La porosidad es una constante en la microestructura de estas aleaciones debido al proceso de inyección a alta presión (figura 1).



Figura 1. Porosidad en la microestructura de la aleación.

Las muestras que se usaron para los ensayos de creep tienen una geometría circular con un diámetro de 6.5mm. Estas muestras que se muestran en la figura 2 han sido obtenidas mediante inyección a alta presión, por lo tanto tanto a nivel microestructural como superficial son muy similares al material de los componentes en servicio.



Figura 2. Muestras para los ensayos de creep uniaxiales.

Las muestras obtenidas para los ensayos de small punch fueron cortadas a partir de las muestras de creep con la finalidad de mantener la microestructura idéntica, ya que el principal objetivo de este estudio es observar la evolución de la misma y compararla con el creep convencional. El diámetro de estas muestras, 6.5mm, está por debajo del que se considera recomendable para ensayos de este tipo, pero en estudios realizados sobre la influencia de distintos parámetros sobre ensayos SPCT [13] se comprobó la casi nula influencia de la disminución del diámetro a 6mm sobre los resultados. En el estudio actual en el que además las cargas de ensayo son relativamente bajas, se ha observado un buen agarre en todos los ensayos.

2.2. Ensayos de creep uniaxiales

Los ensayos de creep uniaxiales para obtener los parámetros B y n según la ecuación (1), se realizaron a cargas de 50MPa, 60MPa, 65MPa y 70MPa. La temperatura a la que se realizaron todos los ensayos fue de 150°C.

$$\varepsilon_s = B\sigma^n \tag{1}$$

Posteriormente se realizaron ensayos interrumpidos a 65MPa y 150°C para observar la microestructura y la cavitación producida (Figura 3). Los tiempos a los que se interrumpieron los ensayos fueron 18 minutos, 35 minutos y 55 minutos. Estas cantidades pretenden acercarse a ¹/₄, ¹/₂ y ³/₄ del tiempo total de ensayo (estimado este entre 71 y 78 horas).



Figura 3. Ensayos de creep a 65MPa y 150°C.



Figura 4. Ensayos SPCT a distintas cargas y 150°C.

Para calcular la deformación equivalente y la velocidad mínima de deformación, se ha utilizado la deformación equivalente en el borde de contacto [15]. Siendo δ el desplazamiento

 $\epsilon_{eq} = 0.17959\delta + 0.09357\delta^2 + 0.0044\delta^3 (2)$

En la figura 5 se puede observar el resultado.



Figura 5. Deformación equivalente para ensayos SPCT.

2.4. Metalografía cuantitativa

Para la evaluación metalográfica cuantitativa en los ensayos de creep, se han obtenido las secciones centrales de las muestras tras los ensayos interrumpidos. Se han preparado metalográficamente y se han fotografiado a una distancia fija del centro de la sección. Para obtener una repetitividad adecuada, se marcaron las piezas mediante una indentación de microdureza.

Se ha realizado la evaluación siguiendo las pautas de Eggeler [16] para medir el parámetro de daño A y el parámetro A* que dicho autor introducía y que se ha comprobado que da buenos resultados. Con las micrografías obtenidas se puede calcular el tamaño de grano y cuando se traza una línea horizontal, se sabe el número de granos que corta. En esa línea se realizan tres conteos:

A1: fracción de límites de grano que presentan daño y son interceptados por la línea (marcados con 1 en la figura 6).

A2: siguiendo la sugerencia de Riedel [7], añadir los bordes de grano adyacentes a la línea (marcados con 2 en la figura 6).

A*: se añaden además los bordes de grano dañados en un área de $\pm 5d$ perpendicular a la línea de referencia y de anchura $\pm d$ en la dirección de la línea, siendo d el tamaño de grano.



Figura 6. Metalografía cuantitativa de discontinuidades.

En el caso de las muestras ensayadas por SPCT, se ha procedido de igual manera en cuanto a la evaluación cuantitativa. En este caso la zona donde se ha medido ha sido la de mayor tensión soportada que es precisamente donde empieza a romper.

La permanencia del mismo tiempo en las muestras de creep y SPCT ha sido fundamental para eliminar una variable que es la microestructura que evoluciona a lo largo de los ensayos a temperatura en el sentido de que se está produciendo precipitación de fase β en borde de grano, con lo que afecta a la cavitación negativamente.

Teniendo en cuenta que se observa, en general, que la evolución del daño está controlada por la deformación, se ha buscado el porcentaje de deformación respecto a la deformación final, ϵ/ϵ_f , y se ha asociado con el valor de A correspondiente

En la figura 7 se observa los resultados de los valores medidos para ambos ensayos, creep y SPCT. Los valores A1 son en general inferiores para SPCT. Los valores A2 no guardan relación unos con otros pero los valores A* presentan similitudes para ambos ensayos.



Figura 7. Valores medidos de A1, A2 y A* en ensayos de creep y SPCT.

DISCUSIÓN DE LOS RESULTADOS

Se han relacionado los factores A y ρ mediante la expresión de primer orden sugerido por Riedel (3)

$$\rho = \frac{0.6(n+1)}{(1+\frac{3}{n})^{1/2}} \text{Ac}$$
(3)

Se han utilizado los valores de A*, ya que eran los que más similitud mostraban entre los dos tipos de ensayos. Los distintos valores de ρ se representan en la figura 8, en la que también se obtiene una relación entre ρ y la deformación con la forma de la ecuación (4)

$$\rho = \beta' (\frac{\varepsilon}{\varepsilon_f})^{\gamma} \tag{4}$$



Figura 8. Valores de ρ y aproximación por una ley potencial.

En la tabla 1 se dan los valores de los distintos parámetros que se han encontrado.

Tabla 1. Parámetros para creep y SPCT.

	В	n	β´	γ
Creep	2.6×10^{-12}	4.8	0.93	0.58
SPCT	4.3×10^{-11}	4.5	0.93	1.05

El parámetro A se interpreta usualmente como una reducción en la capacidad de soportar carga del área y es por esto que la relación tensión-deformación teniendo en cuenta A, tiene una forma del tipo de Kachanov (ecuación 5).

$$\varepsilon_s = \frac{B\sigma^n}{(1-A)^n} \tag{5}$$

Se ha comprobado que la ecuación (5) da unos valores casi un orden de magnitud por debajo de los obtenidos con la curva experimental.

El parámetro ρ está basado en el trabajo de Hutchinston [17] para un material con una cantidad reducida de microgrietas. Riedel extendió el modelo para permitir una mayor cantidad de defectos y obtuvo la expresión (6) en la que el parámetro ρ no está elevado a ningún exponente.

$$\varepsilon_s = \frac{B\sigma^n}{1-\rho} \tag{6}$$



Figura 9. Comparación de modelos con curva experimental de creep a 65MPa.

Con la ecuación (6), también se obtienen valore por debajo de la curva experimental (Figura 9), pero si modificamos la ecuación (6) a la ecuación (7), la relación obtenida es bastante buena. En la figura 10, se muestran los resultados y puede observarse que con los parámetros obtenidos de SPCT, se caracteriza bien la curva obtenida experimentalmente de creep.



Figura 10. Comparación del modelo modificado con curva experimental de creep a 65MPa

CONCLUSIONES

La medición de la cavitación en muestras de creep y de SPCT ha mostrado consistencia y resultados análogos cuando se comparan frente al porcentaje de deformación existente, lo que es coherente con el hecho de que la cavitación que va creciendo depende de la deformación.

Debido a la dispersión de resultados, debido a la alta porosidad inicial que presentan las muestras, es necesario aumentar el número de ensayos interrumpidos para tener valores más consistentes y poder validar los buenos resultados que se han obtenido. La expresión que se obtiene es sencilla y permite para niveles de deformación intermedios obtener la velocidad de deformación en creep convencional con bastante precisión.

REFERENCIAS

- K. Milicka, F. Dobes. Small punch testing of P91 steel, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 83, 625-634, 2006.
- [2] F. Dobes, K. Milicka. Small punch testing in creep conditions, *Journal of Testing and Evaluation*, 29(1), 31-35, 2001.
- [3] M. Lorenzo, I.I. Cuesta, J.M. Alegre. The relationship between uniaxial creep test and the small punch, *Materials Science & Engineering A*, 614, 319-325, 2014.
- [4] F. Dobes, K. Milicka. Comparison of conventional and small punch creep tests of mechanically alloyed AL-C-O alloys, *Materials Characterization*, 59, 961-964, 2008.
- [5] A. Srinivasan, K.K. Ajithkumar, J. Swaminathan, U.T.S. Pillai, B.C. Pai. Creep Behavior of AZ91 Magnesium Alloy, *Procedia Engineering*, 55, 109-113, 2013.
- [6] K.I. Kobayashi, I. Kajihara, H. Koyama, G.C. Stratford. Deformation and frature mode during small punch creep tests, *Journal of Solid Mechanical Materials Engineering*, 4(1), 75-86, 2010.
- [7] H. Riedel. Life prediction methods for constrained grain boundary cavitation, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, **39**, 119-134, 1989.
- [8] V. Sklenicka. High temperature intergranular damage and fracture, *Materials Science and Engineering A*, A234-236, 30-36, 1997.
- [9]A. H. Chokshi. Analysis of constrained cavity groth during high temperature creep deformation, *Materials Science and Technology*, 3, 656-664, 1987.
- [10] B.J. Cane & N. G. Needham. International Conference of Advance in Life Prediction Methods, ed. D. A. Woodford & J. R. Whitehead. The American Society of Mechanical Engineers, New York, 65-73, 1983.
- [11] L. M. Kachanov, Izv. Akad. Nauk. USSR, Otd. Tekd. Nauk. 8, 27, 1958.
- [12] Y. N. Rabotnov, Creep problemas in structural members. Northe-Holland, Amsterdan, 1969.
- [13] Z.X. Zhou, Y.Y. Zheng, X. Ling, R.M. Hu, J.Q. Zhou. A study on influence factors of small punch creep test by experimental investigation and finite elements analysis, *Materials Science Engineering A* 527(10-11), 2784-2789, 2010.
- [14] CEN Workshop Agreement, C. E., Small punch test method for metallic materials in CWA 15627:2006 E, Small punch test for metallic materials, 2006: Brussels, Belg.
- [15] Z. Yang, Z. W. Wang. Relationship between strain and central deflection in small punch creep specimens, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, **80**, 397-404, 2003.
- [16] G. Eggeler. Microstructural parameters for creep damage quantification, Acta Metallurgical Material, 39, 2, 221-231, 1991.
- [17] Hutchinston J. W. Constitutive behavior and crack tip fields for materials undergoing creep-constrained grain boundary cavitation, *Acta Metallurgica*, **31**, 7, 1079-1088, 1983.

EFECTO DE LA VELOCIDAD DE SOLICITACIÓN Y DEL CONTENIDO DE FIBRA EN LA VELOCIDAD DE PROPAGACIÓN DE FISURA EN HORMIGONES AUTO-COMPACTANTES REFORZADOS CON FIBRAS DE ACERO

X. X. Zhang¹, G. Ruiz¹, K. M. Pan¹, M. Tarifa²

¹ETSI Caminos, Canales y Puertos, Universidad de Castilla-La Mancha, Ciudad Real, España Avda. Camilo José Cela s/n, 13071 Ciudad Real, España

²E. I. Minera e Industrial de Almadén, Universidad de Castilla-La Mancha, Almadén, España Pza. Manuel Meca 1, 13400 Almadén

* Persona de contacto: Xiaoxin.Zhang@uclm.es

RESUMEN

Esta investigación estudia el efecto de la velocidad de solicitación y del contenido de fibra en la velocidad de propagación de fisura en hormigones auto-compactantes reforzados con fibras de acero (SFRSCCs, por sus siglas en inglés). Los SFRSCCs se fabricaron con la misma matriz de hormigón, pero variando el tipo de fibra de acero (recta y de extremos conformados) y la cuantía, 0.51%, 0.77% y 1.23%. Se realizaron ensayos de flexión en tres puntos utilizando una máquina servo hidráulica y un dispositivo instrumentado tipo torre de caída. Se utilizaron cuatro bandas extensométricas, pegadas a lo largo del ligamento de cada probeta, para medir la velocidad de propagación de la fisura. Las velocidades de solicitación variaron entre 10^{-3} mm/s y 10^3 mm/s. Para la cuantía de fibra del 1.23%, las fibras desviaron considerablemente la fisura principal y las bandas extensométricas no detectaron correctamente la señal que permitía calcular la velocidad de propagación de fisura. Sin embargo, para las cuantías de fibra de 0.77% y 0.51%, la fisura se propagó principalmente en línea recta, permitiendo el cálculo de la velocidad de propagación de fisura. Para la cuantía de 0.51%, a bajas velocidades de solicitación, 2.20×10^{-3} mm/s y 2.20×10^{1} mm/s, la fisura se propagó a velocidades de solicitación, 2.20×10^{-3} mm/s y 2.20×10^{1} mm/s, la fisura se propagó a velocidades de solicitación, 2.20×10^{-3} mm/s y 2.00×10^{-3} mm/s, con tendencia decreciente. Además, al incrementar la cuantía de fibra al 0.77%, las velocidades de propagación de fibra al 0.77%, las velocidades de prop

PALABRAS CLAVE: Velocidad de solicitación, Contenido de fibra, Velocidad de propagación de fisuras, Hormigón.

ABSTRACT

This paper presents the experimental results aimed at studying the loading rate and fiber content effects on the crack velocity in steel fiber-reinforced self-compacting concretes (SFRSCCs). These SFRSCCs had the same matrix, but various steel fiber types (straight and hooked-end) and contents, 0.51%, 0.77% and 1.23%, respectively. Three-point bending tests were performed by using either a servo-hydraulic testing machine or a drop-weight impact instrument. Four strain gauges glued along the ligament of the beam were used to measure the crack velocity. Four different loading rates were applied, from 10^{-3} mm/s to 10^{3} mm/s. For the fiber content 1.23%, the main crack was quite diverted by fibers, the strain gauges could not detect the effective signals to define the crack velocity. While for the fiber contents, 0.77% and 0.51%, the main crack path was almost linear, the strain gauge method was valid to determine the crack velocity. For the fiber content 0.51%, at low loading rates, 2.20×10^{-3} mm/s and 2.20×10^{1} mm/s, the crack velocities nearly keep constant at 10^{-3} m/s and 20 m/s, respectively. However, at high loading rates, 1.77×10^{3} mm/s and 2.66×10^{3} mm/s, the initial main crack velocity is at approximately 300 m/s, and propagates with decreasing velocity. Furthermore, when increasing the fiber content to 0.77%, the crack velocities decrease at low loading rates, on the contrary, increase slightly at high loading rates.

KEYWORDS: Loading rate, Fiber content, Crack velocity, Concrete.

1. INTRODUCCIÓN

En el año 1983 se inicia en Japón una línea de investigación a cargo del profesor Okamura [1] que

concluye en 1988 por el profesor Ozawa con la formulación de un hormigón que se podía emplear en obra sin ningún tipo de compactación, denominado inicialmente "Hormigón de Altas Prestaciones" para años más tarde denominarse "Hormigón Autocompactante". El hormigón reforzado con fibras de acero (SFRC, por sus siglas en inglés) es un hormigón fabricado con cemento hidráulico, áridos y fibras de acero discontinuas. El SFRC, sometido a tracción, solamente falla una vez que las fibras de acero se rompan o se desprendan de la matriz cementicia por el deslizamiento de la fibra. Las propiedades del SFRC en estado fresco y endurecido, incluyendo la durabilidad, son consecuencia de su naturaleza compuesta. La forma en cómo la adición de fibras influye en el comportamiento del hormigón o del mortero es un tema recurrente en las investigaciones actuales [2]. Durante varias décadas, muchos investigadores han estudiado la influencia de la velocidad de solicitación en el comportamiento mecánico del hormigón. La mavoría obtuvieron la velocidad de propagación de la fisura en hormigón en masa, desarrollando técnicas para el estudio de este fenómeno. Algunos ejemplos son las emisiones acústicas, el empleo de cámaras de alta velocidad, el empleo de técnicas de correlación digital de imagen, o el empleo de bandas extensométricas [3].

Para esta investigación se realizaron ensayos de flexión en tres puntos, utilizando una máquina servo-hidráulica y una torre de caída instrumentada (10⁻³ mm/s hasta 10³ mm/s). Se midieron las velocidades de propagación de fisura empleando bandas extensométricas, método ampliamente utilizado para estudiar la deformación y propagación de fisuras en estructuras de hormigón [4-5]. La ventaja adicional del empleo de bandas extensométricas reside en que, a partir del registro de deformaciones, podemos obtener las señales pico, el promedio de velocidades de deformación y la velocidad de propagación de fisura. Hasta el momento, no existen estudios sobre la velocidad a la que se propagan las fisuras en hormigones con distintos refuerzos de fibra de acero.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.1 Materiales

Se diseñaron y fabricaron tres tipos de hormigones autocompactantes reforzados con fibras de acero (SFRSCC, por sus siglas en inglés) por la empresa PACADAR, siguiendo unos requisitos prefijados. Debían compartir la misma matriz, mientras que debía presentar distintos comportamientos post-fisuración. Los tres tipos de SFRSCC fueron: PA (ablandamiento post-pico en flexión); PB (suave endurecimiento post-pico en flexión); PC (endurecimiento marcado post-pico en flexión). La composición de su matriz se mantuvo constante, con dos tipos de arena, una gruesa (0-2 mm) (INCUSA, Segovia, España) y una fina (0-0.8mm), cemento CEMI 42.5R-SR (Cementos la Unión, Valencia, España), y dos tipos de superplastificante (Glenium ACE-325 y B-225). Las proporciones en peso de la mezcla fueron: 1: 0.12: 0.35: 1.21: 1.27: 0.38:

0.021 (cemento : humo de sílice : filler silíceo : arena fina : arena gruesa : agua : superplastificante). Los tipos de fibra de acero empleada fueron: fibra lisa corta (DRAMIX RC 80/30 BP), longitud de 13 mm, diámetro 0,20 mm, relación de aspecto de 65 y resistencia mínima a la tracción de 2600 MPa; y fibra larga con extremos conformados (DRAMIX PC RC 80/30 BP), longitud de 30 mm, diámetro 0.38 mm, relación de aspecto de 80 y resistencia mínima a la tracción de 1050 MPa. Las proporciones de fibra, en volumen, fueron: PA 0.51%; PB 0.77%; PC 1.23%.

2.2 Ensayo de flexión en tres puntos

Para estudiar el efecto de la velocidad de solicitación, se realizaron ensavos de flexión en tres puntos en vigas prismáticas. Las velocidades de solicitación variaron desde 10^{-3} mm/s hasta 10^{3} mm/s. Para ello, se emplearon dos máquinas de ensayo, una servohidráulica y un dispositivo dinámico tipo torre de caída. Las dimensiones de las probetas fueron 100×100 mm² en sección trasversal y 450 mm de longitud. A las probetas se les realizó una entalla en la mitad de su vano de una profundidad de 1/6 del canto; la separación entre apoyos se fijó en 333 mm, como se observa en la figura 1. En una de las caras de las probetas se pegaron bandas extensométricas (SG), distanciadas 13 mm de su centro longitudinal. Así, se situó la primera banda (SG1), a la altura del final de la entalla, colocando el resto (SG2, SG3 y SG4) a lo largo del ligamento, separadas 17 mm verticalmente.



Figura 1. Esquema de la probeta.

2.3 Bajas velocidades de solicitación $10^{-3} - 10^{0}$ mm/s

En el rango de baja velocidad de solicitación, los ensayos se realizaron utilizando una máquina servohidráulica en control de posición. Se emplearon dos velocidades de carga, comenzando en nivel cuasiestático $(2.17 \times 10^{-3} \text{ mm/s})$ hasta alcanzar un rango de baja velocidad de solicitación $(2.20 \times 10^{1} \text{ mm/s})$. Se ensayaron tres probetas de cada tipo (PA, PB y PC), y a cada velocidad de solicitación. Las SG se conectaron a un sistema de adquisición de datos HBM MGCPlus, con un amplificador de señal integrado y un osciloscopio; la frecuencia de muestreo se estableció en 2.4 kHz.

2.4 Altas velocidades de solicitación $10^2 - 10^3$ mm/s

Los ensayos a altas velocidades de solicitación se llevaron a cabo en una máquina de impacto tipo torre de caída. Las velocidades de impacto utilizadas fueron 1.76×10^3 y 2.64×10^3 mm/s. Se ensayaron tres probetas de cada tipo (PA, PB y PC), y a cada velocidad de impacto. La descripción detallada del dispositivo puede encontrarse en Zhang *et al.* [6]. La carga de impacto se midió con un dinamómetro piezoeléctrico, mientras que las fuerzas de reacción se determinaron mediante otros dos dinamómetros del mismo tipo ubicados en los apoyos de la máquina. Las señales de estos sensores se recogieron por medio de un amplificador de deformación DEWETRON-30-8 y dos osciloscopios TDS3014B, estableciendo la velocidad de muestreo en 250 kHz.

2.5 Cálculo de la velocidad de propagación de fisura

Como se mencionó anteriormente, las cuatro SG se pegaron a lo largo del ligamento para detectar el paso de la fisura. Cuando se inicia la fractura, se genera una onda de descarga de tensión que detectan las SG. Así, la rápida disminución de la deformación en la banda, indica la iniciación de la fisura en ese punto. Por lo tanto, se puede determinar una velocidad media de propagación de fisura entre dos SG vecinas, dividiendo la distancia a la que están pegadas (17 mm) por el intervalo de tiempo entre sus dos señales pico. Además, debe tenerse en cuenta que este método es válido si hay una sola fisura principal y continua en el proceso de carga, pero no es apropiado cuando dos o más fisuras principales avanzan al mismo tiempo. Un ejemplo de curva deformación vs tiempo para la SG1 se muestra en la Figura 2.



Figura 2. Curva típica de deformación-tiempo. $(PA \ 2.20 \times 10^{1} \text{ mm/s}).$

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

En ambos casos se puede comprobar cómo en las probetas solicitadas bajo cargas de impacto, la fractura principal es más recta y se produce una rotura total. Además, en la superficie de fractura generada se comprobó que el fallo de las fibras se produjo por arrancamiento y no por su rotura.

En el caso de las probetas PC, la alta cuantía de fibras desvió la fisura principal y las bandas extensométricas no detectaron correctamente la señal que permitía calcular la velocidad de propagación de fisura.

Algunos historiales de deformación, registrados por las bandas SG01, SG02, SG03 y SG04, pueden verse figura3.



Figura 3. Historiales de deformación a bajas y altas velocidades de solicitación para PA y PB.

Velocidad solicitación (mm/s)	Hormigón	VSG12 (m/s)	VSG23 (m/s)	VSG34 (m/s)
2.17×10 ⁻³	PA	5.38×10 ⁻³	4.38×10 ⁻³	6.44×10 ⁻³
	PB	9.35×10 ⁻⁴	1.17×10 ⁻³	3.18×10 ⁻⁴
2.20×10 ¹	PA	13.56	20.41	20.41
	РВ	10.18	13.60	3.14
1.76×10 ³	РА	265.63	326.92	94.44
	РВ	425.00	472.22	283.33
2.64×10 ³	PA	354.17	283.33	103.67
	PB	607.14	531.25	425.00

Tabla 1. Resultados de los ensayos

Cuando la fisura se propaga en la viga, las fibras de acero modifican el campo de tensiones alrededor de la punta de la fisura. Así, las fibras de acero dificultan la propagación de las fisuras, ya que cosen las fisuras y permiten que se transmitan tensiones entre sus caras aún cuando estas ya existen e incluso se han abierto. Además, la distribución de fibras en el interior de las probetas no es exactamente la misma, por lo tanto la deformación medida por las bandas muestra gran dispersión, aunque las posiciones de las SG se mantuvieron en todas las probetas.

La Tabla 1 muestra los resultados de los ensayos: VSG12 es la velocidad de propagación de fisura entre SG1 y SG2; VSG23 es la velocidad de propagación de fisura entre SG2 y SG3, y VSG34 es la velocidad de propagación de fisura entre SG3 y SG4.

4. CONCLUSIONES

El empleo de la tecnología de las bandas extensométricas, para medir la velocidad de propagación de la fisura en ensayos de flexión en tres puntos sobre probetas de hormigón auto-compactante reforzado con fibras de acero, nos ha permitido obtener las conclusiones que siguen.

Para las cuantías de fibra del 0.51% y 0.77% la fisura se propagó en línea recta, permitiendo el cálculo de la velocidad de propagación. Para la cuantía de 0.51%, a velocidades de solicitación bajas, 2.20×10^{-3} mm/s y 2.20×10^{1} mm/s, la fisura se propagó a velocidades prácticamente constantes de 10^{-3} m/s y 20 m/s, respectivamente. Sin embargo, a velocidades de solicitación altas, 1.77×10^{3} mm/s y 2.66×10^{3} mm/s, la fisura principal se propagó a unos 300 m/s, con velocidad decreciente, aunque tendía a ser uniforme con el aumento de velocidad de solicitación. Además, al incrementar la cuantía de fibra al 0.77%, las velocidades de propagación de fisura decrecieron para las bajas velocidades de solicitación, y aumentaron ligeramente para las altas. Por otro lado, para la cuantía de fibra del 1.23%, las fibras desviaron considerablemente la fisura principal y las bandas extensométricas no detectaron correctamente la señal que permitía calcular la velocidad de propagación de fisura.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer el apoyo financiero del programa INCRECYT y la financiación del *Ministerio de Economía y Competitividad* de España, mediante el proyecto BIA2015-68678-C2-1-R. Agradecemos también a la empresa PACADAR el diseño y fabricación de los hormigones.

REFERENCIAS

[1] H. Okamura, Self Compacting High-Performance Concrete. Journal of Concrete International vol. 19, n°7, p. 50-54, 1997.

[2] J. H. Sánchez, A. Cobo, B. Díaz, I. Mateos, Estudio experimental del comportamiento a compresión de hormigones autocompactantes reforzados con fibras de acero; Anales de Edificación Vol. 1, N°2, 17-26 ISSN: 2444-1309 Doi: 10.20868/ade.2015.3100, 2015.

[3] X. X. Zhang, G. Ruiz, A.E. Abd, Loading rate effect on crack velocities in steel fiber- reinforced concrete. International Journal of Impact Engineering, 76: 60-66, 2015.

[4] I. M. May, Y. Chen, D. Owen, Y. Feng, P. J. Thiele, Reinforced concrete beams under drop-weight impact loads. Computers and Concrete, 3(2-3):79-90, 2006.

[5] S. Xu, H. Reinhardt, Determination of double-K criterion for crack propagation in quasi-brittle fracture, Part II: Analytical evaluating and practical measuring methods for three-point bending notched beams. International Journal of Fracture, 98(2):151–177, 1990.

[6] X. X. Zhang, G. Ruiz, R. C. Yu, A new drop weight impact machine for studying fracture processes in structural concrete. Strain, doi: 10.1111/j.1475-1305.2008.00574.x, 2008.

OPTIMIZACIÓN DEL MÉTODO DE CORRELACIÓN DIGITAL DE IMÁGENES (DIC) PARA MEDIDAS DE CRECIMIENTO DE GRIETA EN PROBETAS ESTÁNDAR Y COMPARACIÓN CON EL MÉTODO TRADICIONAL.

Sánchez¹, Mario; Calvo¹, Susana; Canales¹, Margarita; Landaberea², Aitor

¹ITAINNOVA. María de Luna, 8. 50018, Zaragoza. España ²CAF S.A. J.M. Iturrioz, 26. 20200, Beasain, Guipúzcoa. España

*Persona de contacto: msanchez@itainnova.es

RESUMEN

La importancia del estudio de la mecánica de la fractura en componentes metálicos ha aumentado considerablemente en los últimos años desde el punto de vista de tolerancia al daño para minimizar costes de mantenimiento. La medida y seguimiento del crecimiento de grieta es de vital importancia en aquellas situaciones donde los componentes se encuentran sometidos a fatiga y donde son necesarios intervalos de inspección para garantizar las condiciones de seguridad en servicio del componente.

Las exigencias de la industria hacen necesaria la posibilidad de medir el crecimiento de grieta sobre cualquier tipo de componente y no sólo sobre probetas estandarizadas, con lo que, debido a las limitaciones físicas y geométricas que presentan la mayoría de componentes para colocar un *COD*, adquiere especial importancia los sistemas de medida sin contacto como el presentado en este trabajo basado en la correlación digital de imágenes (*DIC*).

Se ajustan todos los parámetros involucrados en el sistema de medida *DIC* para ser capaces de medir la longitud de grieta durante ensayos cíclicos, tanto en probetas CT como en probetas MT. Se realiza una comparación de las medidas de crecimiento de grieta entre el método tradicional y el nuevo método sin contacto para validar los resultados de este último.

PALABRAS CLAVE: Crecimiento de grieta, DIC

ABSTRACT

The importance of the fracture mechanics study on metal components has been widely increased during the last years from damage tolerance point of view in order to minimize costs. The crack growth measurement and monitoring on components subjected to cyclic forces during long time has become absolutely crucial. Overall when the inspection intervals are needed in order to sure the safety conditions along component service life.

But the issue becomes more difficult when testing real components instead of standard specimens. In this case some physical and geometrical limitations are found to place the COD strain gauge. In this context, the non-contact measurement systems become really important, as like based on digital image correlation (DIC) which is analyzed in this work. A full field measurement on any component surface is possible though this measurement system.

An optimization of all parameters involved in *DIC* system is done so that crack growth on both CT and MT specimens during cyclic test can be measured. A comparison between *COD* strain gauge and *DIC* measurement method is done with the object of validate the measurements of non-contact measurement system.

KEY WORDS: Crack growth, *DIC*

1. INTRODUCCIÓN

La creciente importancia del estudio de la mecánica de la fractura en componentes y la dificultad de incorporar los métodos tradicionales de medida sobre cualquier tipo de superficie, hacen necesario el desarrollo de nuevos métodos de medida de crecimiento de grieta sin contacto. En el presente estudio se utiliza la técnica de Correlación Digital de Imágenes (*DIC*) para obtener las curvas de crecimiento a fatiga (*a-N*) y las curvas de Paris en la región lineal $(da/dN-\Delta K)$ sobre una probeta estándar tipo "*Middle Tension*" (MT) de material de acero A1N sometida a condiciones de carga en modo I con el objetivo de comparar los resultados de crecimiento de grieta según técnicas tradicionales (extensómetro de apertura de frente de grieta) y técnicas de no contacto (*DIC*) para estudiar la viabilidad de este método en aquellas aplicaciones cuya implementación de un extensómetro no resulta viable. Para ello se lleva a cabo una optimización de todos los parámetros que intervienen en la medida con *DIC*, tanto a nivel de montaje como a nivel de procesado y se analizan los resultados en términos de longitud de grieta (*a*) y velocidad de crecimiento (curvas da/dN- ΔK).

Uno de los parámetros que interviene en la precisión de los resultados obtenidos mediante la técnica DIC es el patrón de contraste (speckle) aplicado sobre la superficie de la probeta. En situaciones de medida que requieren grandes magnificaciones es complicado imprimir el speckle con un tamaño adecuado para obtener una precisión de la medida aceptable. Adicionalmente, y siguiendo un procedimiento similar para el ajuste de los parámetros que influyen en la correlación, se realiza un ensavo de crecimiento de grieta a fatiga sobre dos probetas tipo "Compact Tension" (CT) de material de acero A4T sometidas a condiciones de carga en modo I, con el objetivo de comparar la precisión de los resultados en la medida de longitud de grieta sobre una probeta con un patrón de contraste pintado y otra con la propia superficie pulida de la probeta. De esta forma, se evalúa la posibilidad de la realización del ensayo sin patrón de contraste, eliminando incertidumbres asociadas al mismo.

2. DESCRIPCIÓN DE LA TÉCNICA DIC

La Correlación Digital de Imágenes (DIC) es una técnica de medida sin contacto y en campo completo que permite medir el campo de desplazamientos sobre la superficie de cualquier tipo de componente sometido a un estado de carga determinado. El principio de medida se basa en la comparación de una imagen inicial de referencia (sin cargas aplicadas) con el resto de las imágenes registradas durante el ensayo, bajo diferentes condiciones de carga. Es preciso que la superficie del componente en cuestión presente un patrón de contraste aleatorio (speckle), que se puede conseguir de manera manual o puede estar intrínseco en la superficie del material debido a sus características superficiales. El tamaño del speckle tiene que ser fijado según el tamaño de la superficie de interés a analizar, en función de la resolución de las cámaras y el tamaño del campo de visión.

El sistema *DIC* divide la superficie del componente en una malla virtual de tamaño variable llamado *subset*. Dentro de cada *subset* se almacena la información correspondiente a una parte del *speckle*, como puede observarse en la Figura 1. El sistema es capaz de identificar la información de cada *subset* en la imagen de referencia y localizarla en el resto de las imágenes a lo largo del ensayo (correlación). De esta manera es posible calcular el campo de desplazamientos en la superficie del componente como el desplazamiento que se ha producido entre los centros de cada *subset* [1].

Para que la correlación de las imágenes pueda llevarse a cabo interviene el concepto de *step*. Se trata de la distancia que se desplaza cada *subset* (en todas las

direcciones del espacio) para llevar a cabo la correlación de las imágenes.



Figura 1. Principio de correlación DIC y desplazamientos entre centros de cada subset.

Tanto el tamaño del *subset*, del *step* y del *speckle* influyen en la medida de los desplazamientos. Se recomienda que el tamaño de los puntos del *speckle* sea entre tres y ocho veces mayor que el tamaño del píxel [2, 3] para asegurarse de obtener un adecuado contraste.

Para una adecuada correlación, el tamaño del *subset* ha de ser lo suficientemente grande como para contener una cantidad de *speckle* única y diferente al resto de *subsets* que definen la superficie de estudio. Sin embargo, un *subset* excesivamente grande, a pesar de que asegura una buena correlación, disminuye la resolución de medida, ya que los resultados de desplazamiento se obtienen como el promedio dentro de cada subset.

El *step* tiene una elevada influencia en el tiempo de procesado, ya que establece el número de iteraciones que se van a realizar para llevar a cabo la correlación. Es recomendable que el tamaño del *step* sea inferior al del *subset* para asegurarse de que se realiza la correlación sobre toda la superficie de la probeta [2].

3. MATERIALES Y MÉTODOS DE ENSAYO

Para la ejecución de todos los ensayos experimentales se utiliza una Máquina Universal de Ensayo de alta frecuencia: INSTRON 8802 (100 kN), equipada con un extensómetro *COD* INSTRON de 10 mm de distancia y +/- 4 mm de recorrido. En la Figura 2 se puede observar la configuración del ensayo.



Figura 2. Montaje del sistema de correlación digital de imágenes y extensómetro para la adquisición en probeta MT.

Para la optimización de los parámetros *DIC* [4, 5], se utiliza una cámara PointGrey de 2448 x 2048 píxeles. El campo de visión requerido para monitorizar la grieta es de 50 mm. Por lo que se combina una lente de 23 mm de distancia focal junto con una distancia a la probeta de 140 mm. Esta configuración resulta en un tamaño de píxel de 0,02 mm/píxel. El tamaño del *speckle* debe estar entre 0,06 y 0,16 mm [3]. Se utiliza un aerógrafo con punta de 0,15 mm para la aplicación del patrón.

Finalmente se enfoca la cámara y se cierra el diafragma hasta 1:11 para asegurar que la imagen permanecerá enfocada ante los posibles movimientos fuera de plano. Se elige el tiempo de obturación en 1,1 ms para asegurar que la imagen se efectúa lo suficientemente rápido como para no aparecer desenfocada debido al movimiento del ensayo (18 Hz).

El disparo de la cámara está sincronizado con la onda seno que gobierna el ensayo. Se adquiere una foto cada 1.000 ciclos en el punto de la onda correspondiente a la fuerza máxima (máxima apertura de grieta).

Para evaluar la técnica *DIC* en la obtención de curvas de a-N, se lleva a cabo un ensayo de crecimiento de grieta por fatiga para caracterizar la región de Paris bajo un ratio de carga R=-1 sobre una probeta "*Middle Tension*" (MT) de acero A1N, cuyas propiedades se muestran en la Tabla 1. Este material se define según UNE EN 13261 [6] y es extensamente utilizado en el sector del ferrocarril.

Tabla 1. Propiedades mecánicas del material A1N.

	Límite	Límite	Módulo	Coef.
	elástico	rotura	Young	Poisson
	σ _y (MPa)	σ _s (Mpa)	E (MPa)	v
A1N	343	591	$2,15 \cdot 10^5$	0,3

En la Figura 3 se pueden observar los detalles geométricos de la probeta MT (W = 46 mm, B = 4 mm, L = 142 mm y a = 5mm).



Figura 3. Geometría de la probeta MT.

Tal y como recomienda la norma ASTM E647 [7], en primer lugar se aplica un pre agrietamiento por fatiga sobre la probeta MT con el objetivo de eliminar la influencia del mecanizado de la entalla y generar un frente de grieta por fatiga de forma natural. El ensayo consiste en la aplicación de una onda senoidal de carga constante, con amplitud ΔP =6.500 N, R=0,05 y frecuencia de 18 Hz hasta conseguir una longitud final

de la grieta de 1,3 mm (medido con un extensómetro). Posteriormente se aplica una onda senoidal para determinar la región de Paris a R=-1 utilizando el método de ΔK constante por nivel según la norma ASTM E647 [7]. Se realiza una secuencia ascendente de niveles con incrementos respecto al nivel anterior del 10% con una frecuencia de ensayo de 18 Hz, para niveles de $\Delta K/\Delta K_{\rm th}$ comprendidos entre 4 y 7, siendo $\Delta K_{\rm th}$ el valor del incremento del factor de intensidad de tensiones umbral.

Tras optimizar los valores de subset y step utilizados en el postproceso de las medidas, se estudia la precisión en las medidas DIC según el contraste de la superficie de probeta, obtenido con imprimación de speckle y sin imprimación (superficie pulida), aprovechando la propia morfología del material como patrón de contraste. Se utilizan probetas "Compact Tension" CT (W = 50 mm, $B = 12.5 \text{ mm y } B_N = 10 \text{ mm}$ junto con una cámara PointGrey de 2448x2048 píxeles. Se selecciona un campo de visión de 9,8 mm. El tamaño del píxel es 0,004 mm/píxel, por lo que se considera un speckle entre 0,012 y 0,032 mm. Se pinta la superficie de una probeta con aerógrafo, mientras que en la otra probeta se pule la superficie con una lija de SiC 320. Para la adquisición de resultados se utiliza una lente de 60 mm de distancia focal junto con un tubo extensor de 84 mm. La distancia a la muestra es de 90 mm. La apertura es de 1:11 y el tiempo de obturación se fija en 2,5 ms.

En este caso, se lleva a cabo un ensayo de pre agrietamiento por fatiga de entre 1 y 2 mm, aplicando una onda senoidal a 18 Hz con ΔP constante = 6.500 N y R=0,05 sobre dos probetas CT de material A4T [6, 7]. El objetivo es analizar la precisión de los resultados con una mayor magnificación de la imagen (2x), permitiendo así un aumento en la resolución de la medida.

4. ANÁLISIS DE RESULTADOS

Tras obtener el campo de desplazamientos sobre la superficie de la probeta mediante la técnica *DIC* se calcula el desplazamiento relativo entre puntos enfrentados (uno por encima y otro por debajo de la grieta), a lo largo de todo el ensayo. En la Figura 4 se observa el campo de desplazamientos verticales sobre la superficie de la probeta y la asimetría obtenida en las grietas a ambos lados de la entalla. Por encima de la entalla los desplazamientos tienen signo positivo (hacia arriba), mientras que por debajo de la misma el signo es negativo (hacia abajo). De esta manera es posible realizar un seguimiento del frente de grieta mediante la localización del punto donde se produce un desplazamiento relativo igual a 0 mm (ver Figura 5 y Figura 6).



Figura 4. Resultados de la correlación en la fase de máxima longitud de grieta mostrado en base a desplazamientos (COD) en la probeta MT.

Para determinar la influencia del tamaño del *subset* [8, 9] en los resultados de las medidas *DIC* se toma como referencia la última foto del ensayo (máxima longitud de grieta). En la Figura 5 se analiza el desplazamiento relativo entre puntos enfrentados (apertura de frente de grieta *COD*) y equidistantes entre sí, a lo largo de la grieta para cuatro tamaños de *subset* comprendidos entre 9 y 129.

Un tamaño de *subset* pequeño (9, 19 píxeles) proporciona resultados con una elevada dispersión debido a los problemas de correlación, mientras que con un *subset* más grande (129 píxeles) se observa una pérdida de resolución en los valores debido a que el resultado de desplazamientos se obtiene como el promedio de los desplazamientos dentro del *subset*. A la vista de estos resultados se considera adecuada la utilización de un tamaño de *subset* de 39 píxeles, ya que combina elevada resolución con baja dispersión.



Figura 5. Influencia del tamaño de subset sobre la medida de la apertura de frente de grieta (COD) en la situación de máxima longitud de grieta.

En la Figura 6 se observa que el tamaño del *step* (entre 1 y 9) prácticamente no afecta en la precisión de los resultados, pero tiene un importante coste computacional. Se considera un tamaño de *step* de 9 píxeles por proporcionar buena precisión de los resultados y disminuir notablemente el tiempo de post proceso.

Tras el análisis de resultados, se define el área de interés y el tamaño de *subset* y *step* más adecuados según se indica en la Figura 7. Para la probeta MT se considera un tamaño de *subset* de 39 píxeles y *step* de 9 píxeles (cuarta parte del *subset*) para proporcionar datos independientes y no repetitivos [8].



Figura 6. Influencia del step en la medida de la apertura de frente de grieta para un subset de 39 píxeles.



Figura 7. Definición del área de interés y tamaño del subset sobre la superficie de la probeta de ensayo MT.

Con esta configuración se determinan las curvas de crecimiento de grieta a-N tanto con el método tradicional como con le técnica *DIC*.

La medida del extensómetro se basa en la rigidez de la probeta de acuerdo a las propiedades del material (módulo elástico, E), geometría de probeta (B) y la carga (P) tal y como indica la norma ASTM E647 [7], por lo que se obtiene una única medida de longitud de grieta para ambos lados de la entalla y se calcula de forma indirecta a través de estos parámetros. En la Figura 8 se muestra la curva *a-N*, donde se detecta una discontinuidad en la medida del extensómetro al cambiar el nivel de carga a lo largo del ensayo.



Figura 8. Curvas de crecimiento de grieta a fatiga a-N obtenidas por el método tradicional y mediante la técnica DIC.

Corrigiendo estos saltos que se recogen en cada cambio de nivel de carga, se observa que el extensómetro mide un valor final de grieta por debajo de los valores medidos por el *DIC* en la grieta derecha y la izquierda de la entalla, a pesar de que se esperaba una medida intermedia entre estos valores. Sin embargo, la técnica *DIC* proporciona una medida directa de la longitud de grieta y permite monitorizar de manera simultánea tanto la grieta de la derecha de la entalla como la de la izquierda. Por lo que es posible analizar por separado la evolución de ambas grieta en los dos lados de la entalla.

A partir de estas curvas a-N se calculan las curvas $da/dN - \Delta K$ en la región de Paris aplicando el método de la secante según la normativa ASTM E647 [7]. En primer lugar se ajustan los datos brutos procedentes del DIC a un polinomio de grado 5 para determinar los valores da/dN según el método de la secante, el cual consiste en determinar la velocidad de crecimiento a partir de la pendiente resultante de dos puntos consecutivos de longitud de grieta y ciclos expresada de la siguiente forma:

$$(da/dN)_a = (a_{i+1} - a_i)/(N_{i+1} - N_i)$$
 Ec. 1

Como la velocidad de crecimiento es un valor promedio a lo largo de todo el incremento $(a_{i+1} - a_i)$, se determina un valor promedio de longitud de grieta a = $\frac{1}{2}((a_{i+1} + a_i))$, a partir del cual se calcula ΔK . Los valores de ΔK se obtienen de las fórmulas analíticas presentes en la norma ASTM E647 [7] obtenidas según la geometría de probeta. En la Figura 9 se representan los valores de velocidad de crecimiento de grieta frente ΔK obtenidos con el método tradicional del extensómetro y con el *DIC*. En la obtención de la curva con los datos de correlación digital se post procesan de forma conjunta los valores de longitud de grieta obtenidos en los lados derecho e izquierdo de la entalla.

En la Tabla 2 se compara la longitud final de la grieta medida con la técnica *DIC* y el extensómetro con valores medidos a la finalización del ensayo mediante una inspección visual a partir de una lupa electrónica (LEICA DMS1000). En la Figura 10 se muestra la superficie de fractura de la probeta MT.

Tabla 2. Medida de la longitud final de la grieta mediante la lupa electrónica, la técnica DIC y el extensómetro tradicional.

Grieta Método	Dcha (mm)	Izda (mm)	Diferencia* (%)	
Lupa	11,08	7,14	Dcha	Izda
DIC	11,35	7,48	2,5	5
Extens.	6,3	6,38		11

* Diferencias calculadas respecto a la medida con lupa.

Se observan unas diferencias del 42% y del 11% para las grietas derecha e izquierda respectivamente entre el valor obtenido con el extensómetro y la medida real observada con la lupa sobre la superficie de rotura. Ante esta elevada diferencia se considera necesario realizar un análisis en profundidad sobre el procedimiento de ensayo y la medida del extensómetro en términos de longitud de grieta en futuros estudios. Por el contrario las diferencias entre las medidas de la lupa y las medidas *DIC* son inferiores al 5% en ambos lados.



Figura 9. Comparativa de la curvas de Paris da/dN vs ΔK para la probeta MT con la técnica tradicional del extensómetro y con le técnica DIC.



Figura 10. Medidas de longitud de grieta en la probeta *MT* efectuadas con la lupa una vez finalizado el ensayo.

Posteriormente se estudia la precisión del DIC en dos probetas tipo CT de material A4T [6]. En una de las probetas se aplica speckle pintado, mientras que la otra probeta se prepara con la superficie pulida. En las situaciones donde se aplican grandes magnificaciones del campo de visión, resulta complicado aplicar un speckle del tamaño adecuado, por lo que se considera la posibilidad de medir directamente sobre la superficie pulida de la probeta aprovechando la morfología del material para conseguir la correlación de las imágenes. En este trabajo se pretende contrastar los resultados de ambas mediciones para establecer la precisión de los mismos y decidir si es posible su uso para futuras aplicaciones de la técnica de no contacto cuando resulta compleja o imposible la imprimación del speckle en la superficie a analizar. En las probetas CT se selecciona un tamaño de subset de 51 píxeles y un step de 12 píxeles, siguiendo los mismos criterios que en el caso de las probetas MT. En la Figura 11 se muestra el área de interés y el tamaño del subset utilizado para la determinación de los resultados.



Figura 11. Definición del área de interés y tamaño del subset sobre la superficie de la probeta de ensayo CT.

En la Tabla 3 se recoge el resumen de resultados en término de longitud de grieta obtenidos mediante correlación digital en las dos probetas CT. Además estos resultados se comparan con los valores de grieta medidos sobre las propias superficies de fractura alcanzadas en las probetas ensayadas y medidas con lupa tras finalizar el ensayo. En la probeta donde no se ha aplicado contraste se obtiene una mayor precisión, con diferencias de en torno al 1%. Por lo que se puede decir, que ajustando los distintos parámetros que afectan a la resolución de los resultados de forma correcta (*subset, step,* tipo de lente), se puede realizar el seguimiento del crecimiento de grieta aún sin aplicar un patrón de contraste.

Tabla 3. Medida de la longitud final de grieta sobre las probetas CT con el DIC y con la lupa electrónica.

Grieta Probeta	Delantera, D (mm)	Trasera, T (mm)	Diferencia (%)	
Lupa	3,145	2,642	D	Т
CT03 (speckle)	3,014	2,952	4,5	11
Lupa	4,104	3,501	D	Т
CT04 (sin speckle)	4,072	3,528	1	1

5. CONCLUSIONES

En el presente estudio se ha analizado la viabilidad de una técnica de no contacto basada en la correlación de imágenes digital, DIC, como herramienta para determinar curvas de crecimiento de grieta por fatiga en material metálico, comparándolo con las técnicas tradicionales donde se utiliza en extensómetro COD. Con el método tradicional se obtienen diferencias del 42 y 11% (grieta derecha e izquierda respectivamente) en términos de longitud de grieta a, teniendo en cuenta que la propagación de la grieta en la probeta MT ha sido asimétrica. Con la técnica DIC se obtienen diferencias del 2,5 y 5% para la grieta derecha e izquierda con respecto a la longitud final de grieta medida con la lupa. En términos de velocidad de crecimiento de grieta da/dN, para un ΔK de 40 MPa \sqrt{m} se observa una diferencia del 6% a partir de los ajustes potenciales de la lev de Paris entre la técnica DIC y el método tradicional.

Adicionalmente se ha analizado la posibilidad de realizar mediciones mediante la técnica *DIC* sin la aplicación de un patrón de contraste o *speckle*. La motivación de este análisis viene condicionada por la dificultad de aplicar un *speckle* de tamaño adecuado cuando la superficie a analizar tiene unas dimensiones muy reducidas o cuando se puede alterar el comportamiento del sistema a medir. Se ha concluido que si se ajustan los distintos parámetros que afectan a la resolución de los resultados de forma correcta, se obtienen resultados con una precisión suficiente para realizar el seguimiento del crecimiento de grieta aún sin

aplicar un patrón de contraste. En el caso analizado las diferencias encontradas en términos de longitud de grieta han sido del 1%.

Con todo lo anterior, se puede considerar adecuada la utilización de métodos de medida sin contacto basados en la correlación digital de imágenes para la caracterización de crecimiento de grieta en materiales metálicos cuya geometría condicione la utilización de técnicas convencionales.

6. AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen al Ministerio de Economía, Industria y Competitividad Español, a través del Programa Nacional para los Retos de Investigación en la Sociedad financiado por el proyecto RCT-2016-4813-4.

7. REFERENCIAS

- [1] J. R. Yates, M. Zanganeh, Y. H. Tai. Quantifying crack tip displacement fields with DIC. Engineering Fracture Mechanics 77, 2063-2076, 2010.
- [2] R.P. Bigger, B. Blaysat, C. Boo, M. Grewer, J. Hu, M.A. Idiacola, A.R. Jones, E.M.C. Jones, M. Klein, P. Lava, M. Pankow, K. Raghavan, P.L. Reu, T. Schmidt, T. Siebert, M. Simonsen, A. Trim, D.Z. Turner, A.F. Vieira, T. Weikert. A good practices guide for digital image correlation. Nov 2017.
- [3] M. A. Sutton, J. J. Orteu, H. W. Schreier. Image Correlation for Shape, Motion and Deformation Measurements. Basics Concepts, Theory and Applications. Springer, USA, 2009.
- [4] J. Chen, N. Zhan, X. Zhang, J. Wang. Improved extended digital image correlation for crack tip deformation measurement. Optics and lasers in engineering 65, 103-109, 2015.
- [5] J. Chen, N. Zhan, X. Zhang, J. Wang. Improved extended digital image correlation for crack tip deformation measurement. Optics and lasers in engineering 65, 103-109, 2015.
- [6] UNE EN 13261:2009+A1. Aplicaciones ferroviarias. Ejes montados. Ejes. Requisitos de producto. Septiembre 2011.
- [7] ASTM E647 13a. Standard test method for measurement of fatigue crack growth rates.
- [8] M. Mokhtarishirazabad, P. Lopez-Crespo, B. Moreno, A. Lopez-Moreno, M. Zanganeh. Evaluation of crack-tip fields from DIC data: A parametric study. International Journal of Fatigue, 89, 11-19, 2016.
- [9] B. Pan, H. Xie, Z. Wang, K. Qian, Z. Wang. Study on subset size selection in DIC for speckle patterns.

EL ÁNGULO CRÍTICO DE ENTALLAS EN FORMA DE V EN LOS ENSAYOS DE FLEXIÓN EN TRES PUNTOS

A. Macías¹, V. Mantič^{1*}, A. Sapora², L. Távara¹, F. París¹

¹Escuela Técnica Superior de Ingeniería, Universidad de Sevilla Camino de los Descubrimientos, s/n, 41092, Sevilla, España

²Politecnico di Torino Corso Ducca degli Abruzzi 24, 10129, Torino, Italia

* Persona de contacto: mantic@us.es

RESUMEN

En este trabajo se realizan ensayos de flexión en tres puntos con probetas de sección rectangular con una pequeña entalla en forma de V situada en el centro de la superficie inferior de la probeta. El material de las probetas es PMMA. El objetivo de este trabajo es determinar el ángulo crítico de la entalla en forma de V para el cual la carga crítica alcanza su valor mínimo. Se fabrican dos series de probetas con diferentes profundidades de la entalla en forma de V: aproximadamente 0.2 y 0.4 mm. Los ángulos de entalla en cada serie son aproximadamente 15°, 30°, 55° y 90°. Los radios de redondeo en el vértice de las entallas en forma de V son aproximadamente 0.01 mm. A pesar de cierta dispersión de los valores experimentales para la carga crítica alcanzada en estos ensayos, los resultados indican claramente la existencia de un valor mínimo para un ángulo de entalla en V mayor que 30° para las dos profundidades de entalla ensayadas. Esta observación experimental está de acuerdo con las predicciones teóricas obtenidas aplicando el criterio acoplado de la Mecánica de la Fractura Finita.

PALABRAS CLAVE: Entalla en forma de V, Ensayo de flexión en 3 puntos, PMMA, Mecánica de la Fractura Finita

ABSTRACT

Three-point bending tests are performed using rectangular section specimens with a small V-notch located in the centre of the bottom surface of the specimen. The material of the specimens is PMMA. The objective of this study is to determine the critical angle of the V-notch for which the critical load reaches its minimum value. Two series of specimens with different depths of the V-notch approximately 0.2 and 0.4 mm are manufactured. The V-notch angles in each series are approximately 15°, 30°, 55° and 90°. The notch-tip radii are about 0.01 mm. Despite some dispersion of the experimental values for the critical load achieved in these tests, the obtained results clearly indicate the existence of a minimum value for a V-notch angle greater than 30°, for the two V-notch depths tested. This experimental observation agrees with the theoretical predictions obtained by applying the coupled criterion of Finite Fracture Mechanics.

KEYWORDS: V-notch, Three-point bend test, PMMA, Finite Fracture Mechanics

1. INTRODUCCIÓN

El objetivo de este trabajo es el estudio de la fractura en materiales frágiles con presencia de entallas tipo V. La evidencia experimental de una carga mínima de fractura para probetas con ángulo de entalla distinto al nulo es recogida por algunos autores [1-5] cuyos trabajos se han tenido en cuenta en la presente investigación. En estos trabajos existe mucha diversidad de materiales, tamaños y tipos de probetas según el ensayo realizado; además de distintos ángulos de entalla, que van desde 0º hasta los 180º. Si bien es cierto, en todos los casos el radio de fondo de entalla junto con la profundidad de esta son dimensiones que se tratan de realizar del menor tamaño

posible. En el caso del radio del fondo de entalla, este se minimiza para que los resultados se correspondan lo mejor posible con el caso ideal de entalla en V. Respecto a la profundidad de la entalla, las evidencias tanto teóricas [6,7] como experimentales [1-5,8] llevan a pensar que una longitud de entalla grande desplaza el ángulo de carga crítica mínima hacia el ángulo nulo. Es decir, el ángulo crítico tiende a ángulos tan pequeños que hacen difícil reproducir este fenómeno para grandes longitudes de entalla con los medios disponibles.

Respecto al tipo de ensayo, se ha elegido el ensayo de flexión en tres puntos (TPB, por sus siglas del inglés *Three-Point Bending* test) debido a que es en este tipo de ensayos en el que se manifiesta más fácilmente el

fenómeno que se desea estudiar [1-5]. Las probetas usadas tienen las características geométricas y de carga mostradas en la figura 1.



Figura 1. Esquema de probeta tipo TPB usada.

De los trabajos estudiados, destaca el estudio analítico del problema realizado por Carpinteri y colaboradores [6,7] quien aplicando el criterio acoplado de la Mecánica de la Fractura Finita obtienen de manera analítica, la siguiente conclusión: conociendo las propiedades del material, el factor de intensificación de tensiones crítico, K^{*}_{Ic}, la tensión última de rotura, σ_u , las propiedades elásticas del material, y la profundidad de la entalla, se puede determinar el ángulo de entalla crítico, $\omega_c > 0^o$, para el cual se alcanza el valor mínimo de la carga de rotura en el ensayo.

2. FABRICACIÓN DE PROBETAS

El proceso de fabricación comienza con la elección del material. Se tienen en cuenta los distintos materiales usados por otros autores en estudios afínes [1-5], evaluando cual sería el mejor para alcanzar el propósito del trabajo. Se eligió el polimetilmetacrilato (PMMA) como el idóneo para la fabricación de las probetas por ser fácil de mecanizar y por requerir una profundidad de entalla más adecuada a los medios disponibles para observar un ángulo crítico suficientemente alejado del ángulo nulo.

Comúnmente, el PMMA se comercializa en forma de plancha, existiendo dos tipos, según el proceso de fabricación, por extrusión o colada. Según la norma [9], las propiedades de ambos materiales deben de ser muy similares, no habiendo diferencia significativa en el uso de uno u otro para cumplir el objetivo del trabajo, se ha optado finalmente por el material de colada.

Las medidas seleccionadas en el diseño de la probeta y su entalla en V son las siguientes:

- Distancia entre apoyos (L): 150 mm;
- Espesor de la probeta (b): 16 mm;
- Altura de la probeta (t): 15 mm;
- Profundidad de la entalla (a): 0.2 y 0.4 mm;
- Ángulo de la entalla (ω): 15°, 30°, 55° y 90°.

Para la ejecución del ensayo se necesita una repetición sobre cuatro probetas de cada combinación de

profundidad de entalla y de ángulo, es decir, 20 probetas por cada profundidad. A la serie con probetas de longitud de entalla 0.2 mm se le ha denotado como serie 0.2 y a la de longitud de entalla 0.4 mm como serie 0.4.

Las probetas se trataron de manera individual, realizando un recanteo de las mismas partiendo de una parte del material con un tamaño ligeramente superior al deseado. Para la realización de las entallas se utilizaron herramientas de metal duro especialmente diseñadas para este propósito, las cuales se pueden observar en la figura 2. Estas herramientas fueron encargadas a una empresa externa que, tras un diseño conjunto de las mismas, las suministró con ángulos de 15°, 30°, 55° y 90°. El proceso de mecanizado de la herramienta de corte se llevó a cabo con una máquina de control numérico (CNC).



Figura 2. Herramientas de cortes fabricadas en metal duro mediante CNC.

Para adecuarnos al interés del trabajo a realizar, en nuestro caso el torno es utilizado de forma no convencional. Específicamente, para el proceso de fabricación de la entalla se sujetó la probeta con el cabezal del torno, y se montó la herramienta en el carro del torno de manera que quedara perpendicular al canto de la pieza sobre el cual se deseaba realizar la entalla. Para producir la entalla se aproxima el carro a la probeta dejando una distancia muy pequeña, que será salvada décima a décima de milímetro hasta comenzar a rozar la pieza, momento a partir del cual se comienza a profundizar para realizar la entalla mediante un Haciendo movimiento transversal. avanzar manualmente unos 0.01 mm el carro del torno, de manera que la herramienta arranca de forma controlada una pequeña cantidad de material en cada pasada, hasta

la longitud de entalla necesaria en cada serie, como se puede apreciar en la figura 3.



Figura 3. Detalle del proceso de mecanizado de la entalla en el torno.

En la figura 4 se observa un mosaico de imágenes de las probetas fabricadas. En la primera, se muestra una fotografía de una probeta completa tomada con una cámara digital compacta convencional. Se comprueba en esta fotografía que la entalla por su pequeño tamaño de décimas de milímetros es casi imperceptible; siendo la marca que se visualiza en la cara inferior una marca realizada con rotulador para facilitar el posicionamiento en la máquina de ensayo. El resto de las imágenes son macrografías realizadas con una magnificación x40 en una lupa binocular NIKON SMZ800 y una cámara INFINITY 2-3C-NS.





Figura 4. Fotografía de una probeta con entalla en la parte superior, y macrografía de los diferentes ángulos de entalla 15°, 30°, 55° y 90°.

3. ENSAYOS DE FLEXIÓN A TRES PUNTOS

El ensayo que se realiza tiene como objetivo la determinación de la carga de rotura de la probeta sometida a flexión en tres puntos. Para lo cual se utiliza una máquina universal de ensayos INSTRON 4482, que consta de una cruceta móvil con desplazamiento vertical controlado respecto a un bastidor fijo.

En el bastidor fijo se atornilla la parte inferior del útil del ensayo de flexión a tres puntos que incluye dos apoyos (rodillos), los cuales son posicionados a una distancia L. En la cruceta móvil se monta la célula de carga, en este caso de 5 KN, y se conecta a la consola de la máquina. Luego, se acopla el rodillo de carga a la cruceta móvil, mediante la célula de carga. El rodillo de carga debe estar centrado respecto a los rodillos fijos, o apoyos.

Una vez realizado el montaje se calibra la máquina, para que reconozca la célula de carga, y se sincroniza con el ordenador. Para comenzar el ensayo se posiciona la probeta en los apoyos y se acerca el rodillo de carga a la probeta sin llegar aplicarle carga y se pone a cero el equipo. Este proceso se repetirá para cada probeta, tal y como se puede ver en la figura 5.



Figura 5. Máquina de ensayo INSTRON 4482 con el útil y la probeta para el ensayo tipo TPB.

Los ensayos se realizaron controlando la velocidad de desplazamiento de la cruceta, fijada a 1 mm/min. El

ensayo se detiene cuando se produce la rotura de la probeta. Para cada probeta ensayada se extraen datos de desplazamientos (mm) y fuerzas (N) cuya representación típica es similar a la mostrada en la figura 6.



Figura 6. Resultados en valor absoluto extraídos de ensayar la probeta 20 de la serie 0.4.

En general las probetas tuvieron el comportamiento esperado durante los ensayos, apareciendo en ellas fracturas principalmente del tipo frágil y un comportamiento elástico lineal hasta el mismo instante de fractura.

4. RESULTADOS Y DISCUSIONES

Una vez realizados los ensayos, para poder valorar los resultados de forma más exacta y tener en cuenta todas las variables e información del ensayo, se miden las probetas, el espesor, la altura y la posición de los rodillos. Esta última dimensión se intenta que sea la misma en todos los ensayos: 120mm, pero no es posible posicionar la probeta siempre con la misma exactitud sobre los apoyos. Por este motivo, se realizan las medidas tras el ensayo para poder comprobar la variación y corroborar que son cercanas al valor indicado, aun así, se tienen en cuenta las posibles pequeñas variaciones que pudieran haberse producido.

Estos datos junto con los extraídos del ensayo son procesados, eliminando los datos de desplazamientos y fuerzas correspondientes al inicio del ensayo donde realmente no se está comprimiendo aun la probeta, sino que se produce un posicionamiento del rodillo de carga.

La fuerza de rotura aplicada a la probeta se mide directamente de los ensayos, los valores obtenidos se dividen por el espesor de la probeta, es decir queda como la fuerza entre la unidad de longitud que se representa frente al ángulo de entalla en la figura 7. Las líneas de tendencia mostradas en la figura 7 se calculan usando una aproximación polinomial de grado 4 (a través de la función *polyfit* del programa de Matlab) teniendo en cuenta los diferentes resultados para cada ángulo de entalla.



Figura 7. Resultados de ambas series y sus líneas de tendencia.

Al observar la figura 7 es fácil comprobar que se ha alcanzado el objetivo de este trabajo, debido a que la pendiente de la curva es descendente desde el ángulo de 15° hasta los 55° donde se produce un cambio dependiente en la curva, y no es intuitivo pensar que el valor de la carga en el ángulo nulo vaya a ser inferior a los valores obtenidos para los ángulos de 15° y 30°.

Análogamente, el tramo de 15° a 30° es descendente y no parece lógico que en esta zona aparezca un mínimo No podemos decir lo mismo de la zona de 30° a 55° donde puede estar el mínimo y ser incluso menor que el valor obtenido en el ángulo de 55° . El tramo de 55° a 90° es muy amplio y puede que no contemple todo lo que ocurre en esa zona siendo posible un descenso de la carga más allá de los 55° . Adicionalmente, se obtuvieron resultados para un ángulo de 70° , sin embargo, la fabricación se realizó con una herramienta diferente a la utilizada en el resto de los ángulos. Al analizar estos resultados se observó una gran dispersión en los mismos por lo cual se concluyó que era debido a las diferencias en la fabricación de la entalla.

5. CONCLUSIONES

Los ensayos de flexión en tres puntos sobre probetas de PMMA con entallas de 0.2 y 0.4 mm realizados en este trabajo confirman que una cierta longitud de entalla puede provocar que el valor mínimo de la fuerza de rotura de la probeta se dé para ángulos distintos al nulo correspondiente a una grieta. Lo cual resulta sorprendente debido que para un ángulo de 0°, se espera que el orden de la concentración de tensiones sea mayor que para cualquier otro ángulo, a igual radio de redondeo en el fondo de la entalla, siendo por tanto la conclusión alcanzada con estos resultados no intuitiva.

La importancia de esta conclusión radica en que para un mismo material el ángulo para el cual se alcanza la fuerza de rotura mínima de la probeta puede variar con la longitud de la entalla no siendo siempre igual al ángulo nulo.

Nótese que el fenómeno observado aparece también para las longitudes de entallas mayores, sin embargo, los ángulos críticos de entalla son pequeños para estas longitudes. Por tanto, en este trabajo se han elegido las longitudes de entalla del orden de décimas de milímetro por condiciones puramente de fabricación, debido a que entallas de longitudes mayores exigirían la fabricación de probetas con ángulos de entalla muy pequeños difíciles de realizar con exactitud.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer la financiación del Ministerio de Economía y Competitividad y del Fondo Europeo de Desarrollo Regional (Proyectos MAT2015-71036-P y MAT2015-71309-P).

REFERENCIAS

- [1] A. Carpinteri, Stress-singularity and generalized fracture toughness at the vertex of re-entrant corners, *Engineering Fracture Mechanics*, **26**, 143-155 1987.
- [2] A. Seweryn, Brittle fracture criterion for structures with sharp notches, *Engineering Fracture Mechanics*, **47**, 673-681, 1994.
- [3] M.L. Dunn, W. Suwito, S. Cunningham, Fracture initiation at sharp notches: correlation using critical stress intensities, *International Journal of Solids and Structures*, 34, 3873-3883, 1997.
- [4] M. Strandberg, Fracture at V-notches with contained plasticity, *Engineering Fracture Mechanics*, **69**, 403-415, 2002.
- [5] F.J. Gómez, M. Elices, Fracture of components with V-shaped notches, *Engineering Fracture Mechanics*, **70**, 1913-1927, 2003.
- [6] A. Carpinteri, P. Cornetti, N. Pugno, A. Sapora, On the most dangerous V-notch, *International Journal of Solids and Structures*, 47, 887-893, 2010.
- [7] A. Carpinteri, P. Cornetti, N. Pugno, A. Sapora, The problem of the critical angle for edge and center V-notched structures, *European Journal of Mechanics - A/Solids*, 30, 281-285, 2011.
- [8] A. Macías, Fractura en entallas tipo V, Proyecto Fin de Carrera, Universidad de Sevilla, 2017.
- [9] UNE-EN ISO 7823. Plásticos. Hojas de Poli(metilmetacrilato). Tipos, dimensiones y características, AENOR, 2008.

ANÁLISIS DE UN NUEVO MODELO DE PLANO CRÍTICO EN FATIGA BIAXIAL PARA ACERO BAJO CONTENIDO EN CARBONO ST52-3N

A.S. Cruces¹, P. Lopez-Crespo¹, S. Sandip², B. Moreno¹

¹Departamento de Ingeniería Civil y Materiales, Universidad de Málaga C/Dr Ortiz Ramos s/n, 29071, Málaga, España

²UTC Aerospace Stystems, 3530 Branscombe Rd., Fairfield, CA 94533 USA

RESUMEN

El presente trabajo estudia la capacidad de predicción de un nuevo modelo de plano crítico. El nuevo modelo está basado en tensiones, el parámetro de daño incluye el efecto del endurecimiento y las tensiones medias a bajos y altos ciclos de vida, así como la interacción entre tensiones normales y cortantes a lo largo del ciclo de cargas. El siguiente estudio realiza una comparativa de las predicciones del modelo, frente a los modelos de Wang-Brown, Fatemi-Socie y Liu I y Liu II ya establecidos y estudiados previamente. Finalmente se describen las diferencias entre los distintos modelos, tanto a nivel de metodología como a nivel de resultados.

PALABRAS CLAVE: Fatiga, Biaxial, Modelo de plano crítico

ABSTRACT

The present works asses the prediction capacity of a new critical plane model. The studied model is an equivalent-stress based model, the damage parameter includes the hardening and the mean shear stress effect at low and high cycle life, it is included also the interaction between shear and normal stresses during the load cycle. The next work performs a prediction comparative of the model, with the Wang-Brown, Fatemi-Socie and Liu I and II established and studied before models. Finally, is described the differences between models, in a methodological and results way.

KEYWORDS: Fatigue, Biaxial, Critical plane model

1 INTRODUCCIÓN

La mayoría de componentes mecánicos se encuentran trabajando bajo cargas de modo mixto [1], [2] y multiaxiales, además de poderse encontrar dichas cargas en fase [3], [4] o desfasadas entre si a lo largo del ciclo [5]. Esto va a producir que tanto la magnitud como la dirección de las tensiones principales cambien a lo largo del ciclo, y de este modo los planos sobre los que actúan. Aparecen diferentes teorías para aproximar la vida a fatiga de las piezas sometidas a estos estados tensionales. Entre estas teorías se encuentran las de plano crítico, en las que se busca el plano de mayor solicitación a lo largo del ciclo de carga [6]. De tal modo que, será en ese plano en el que la grieta empezará a crecer hasta la rotura. De modo que no solo permite realizar estimaciones de vida a fatiga, sino que también la dirección en que la grieta crece. Esto será interesante de cara a diseños en el que se siga un criterio de fallo seguro del componente.

Los ensayos de experimentos multiaxiales son difíciles, caros y consumen bastante tiempo, es por ello que el número de datos disponibles en la literatura no es demasiado alto en comparación con los de fatiga uniaxial. Es por ello que la mayoría de modelos de plano crítico se definen empleando datos de tipo uniaxial. En el siguiente trabajo se estudiará un modelo para el que se requiere datos de tipo multiaxial para ajustar sus coeficientes, las estimaciones devueltas serán comparadas con las de los modelos de Fatemi-Socie (FS) [7], Wang-Brown (WB) [8], Liu 1 y Liu 2 [9].

2 MATERIALES Y METODOS

2.1 Propiedades del ST52-3N

El material investigado fue el ST52-3N con la siguiente composición: 0.17%C, 1.235%Mn, 0.225%Si, 0.010%P, 0.0006%S, 0.032%Al, 0.072%Cr, 0.058%Ni y 0.016%Mo. Este es un acero de bajo contenido en

carbono [10] usado en aplicaciones estructurales en construcción y la industria marítima (navíos, plataformas offshore, etc). Esta aleación combina buenas propiedades frente a fallo por fatiga y bajo impacto medioambiental para aplicaciones no relacionadas con el transporte [11].

Las propiedades monotónicas tabla 1 fueron obtenidas mediante pruebas de tensión-compresión con probetas planas y de torsión sobre probetas tubulares. Los datos experimentales en fatiga biaxial fueron obtenidos en probetas tubulares. Para evaluar las tensiones en la superfície de la probeta se ha empleado la teoría de pared gruesa[12].

Tabla 1. Propiedades monotónicas del acero ST52-3N.

1	
Límite elástico, σ_y	386 MPa
Límite de rotura, σ_u	639 MPa
Modulo de Young, E	206 GPa
Modelo de cortadura, G	78 GPa
Tensión crítica de pandeo, σ_{cr}	348 MPa

Las propiedades uniaxiales cíclicas del material se obtienen desde ensayos en vez de analíticamente. Los resultados se muestran en las tablas 2 y 3. Se han seguido las recomendaciones de la ASTM para los ensayos. De este modo, se han realizado un total de 15 ensavos para obtener las curvas ɛ-N, divididos en 5 niveles de deformación para garantizar la reproducibilidad. Las curvas y-N fueron obtenidas con 12 muestras divididas en 4 niveles de deformación. Los ensayos cíclicos uniaxiales fueron llevados a cabo con una relación de deformación, R=-1 y una frecuencia de 3Hz con objeto de no provocar que el extensómetro pudiera deslizar respecto a la probeta y asegurar así el control de carga de la máquina. El criterio de parada de la máquina es el de caída de la carga a un 20% (en las curvas ε -N) y un 20% de caída de torsión (en las curvas y-N) respecto al máximo de amplitud.

Tabla 2. Propiedades uniaxiales del acero ST52-3N.

Coef. Resistencia cíclica, K'	630.6 MPa
Exp. Endurecimiento cíclico, n'	0.10850
Límite elástico cíclico, σ'_{y}	321.3 MPa
Coef. Resistencia fatiga, σ'_{f}	564.4 MPa
Exp. Resistencia fatiga, b	-0.0576
Coef. ductilidad fatiga, ϵ'_{f}	0.1554
Exp. ductilidad fatiga, c	-0.4658

Tabla 3. Propiedades torsionales del acero ST52-3N.

Coef. Resistencia cíclica, K'_{γ}	593.8 MPa
Exp. Endurecimiento cíclico, n' $_{\gamma}$	0.1553
Límite elástico cíclico, τ'_{γ}	594.2 MPa
Coef. Resistencia fatiga, t'r	486.9 MPa
Exp. Resistencia fatiga, b_{γ}	-0.0668
Coef. ductilidad fatiga, γ'_{f}	0.0662
Exp. ductilidad fatiga, c _y	-0.3191

2.2 Datos experimentales de fatiga biaxial ST52-3N

Se realizan una serie de ensayos de fatiga biaxial en fase y desfase para el ST52-3N. En base a los resultados obtenidos en los ensayos uniaxiales, los niveles de deformación se escogen para que los niveles de vida se encuentren entre 10^4 y 10^6 ciclos. En las tablas 4 y 5 se presentan los diferentes niveles de amplitud de deformación normal ε_a y angular γ_a en cada ensayo, junto al número de ciclos de vida aguantado. Las tensiones normales y cortantes de cada ensayo se determinan a la mitad de vida del ensayo aproximadamente en base a las dimensiones de la probeta y las cargas aplicadas medidas.

Tabla 4. Deformaciones y vidas obtenidas en ensayos para tensiones aplicadas en fase.

Muestra	ε _a	γ _a	$N_{\rm f}$
IP1	0.0015	0.0032	36147
IP2	0.0015	0.0028	141938
IP3	0.0015	0.0028	103138
IP4	0.0015	0.0026	162119
IP5	0.0011	0.0032	179628
IP6	0.0011	0.0032	72011
IP7	0.0011	0.0028	179446
IP8	0.0011	0.0028	268051
IP9	0.0011	0.0026	662706
IP10	0.0009	0.0032	248009
IP11	0.0009	0.0032	188009
IP12	0.0009	0.0028	624521
IP13	0.0009	0.0026	870886

Tabla 5. Deformaciones y vidas obtenidas en ensayos para tensiones aplicadas en desfase.

Muestra	ε _a	γ_{a}	$N_{\rm f}$
OOP1	0.0015	0.0032	19078
OOP2	0.0015	0.0032	9383
OOP3	0.0015	0.0026	46196
OOP4	0.0015	0.0026	47996
OOP5	0.0011	0.0028	44319
OOP6	0.0011	0.0028	44800
OOP7	0.0011	0.0026	249996
OOP8	0.0009	0.0032	38376
OOP9	0.0009	0.0032	65674
OOP10	0.0009	0.0028	158248
OOP11	0.0009	0.0026	248540

3 NUEVO MODELO DE PLANO CRÍTICO

El nuevo modelo (SK) ecuación 1 [13] es de tipo tensiones. El DP queda definido en el plano crítico φ^* en el que la amplitud de deformación angular $\Delta \gamma$ es máxima. Dentro del DP se incluye el efecto de (i) endurecimiento del material a bajos ciclos de vida, (ii) la tensión media a altos ciclos de vida y (iii) la interacción entre las tensiones normales y cortantes en φ^* .

$$(G \cdot \Delta \gamma)^{w} \cdot \tau_{max}^{(1-w)} \cdot \left(1 + k \frac{(\sigma \cdot \tau)_{max}}{\sigma_0^2}\right) = AN^b + CN^d$$
(1)

Donde los parámetros A, b, C, d, k y w son ajustados a los datos experimentales a fatiga. Una vez ajustado los parámetros, el modelo se podrá emplear para estimaciones de vida bajo estados de carga distintos.

El estudio del modelo se va a llevar a cabo ajustando los parámetros a dos datos experimentales únicamente. Los datos para el ajuste son para las zonas en las que la densidad de datos es mayor, quedando así un dato para bajo número de ciclos de vida y otro para medio número de ciclos de vida.

Para ajustar el nuevo modelo de plano crítico que se propone, se emplea un proceso de optimización basado en la minimización del error por mínimos cuadrados [14]. Se diferencia entre el parámetro de daño experimental DP_{exp} en el que se define el estado tensional en el plano crítico del ensayo y el parámetro de daño calculado DP_{calc} basado en la curva de vida-media para cada vida experimental N_f del ensayo ecuación 2.

$$DP_{calc} = AN_f^b + CN_f^d \tag{2}$$

En la ecuación 2, A, b, C y d son parámetros de ajuste al material. Cada ensayo tendrá un DP_{exp} y un DP_{calc} . La optimización se realiza por tanto para minimizar la suma del error relativo al cuadrado entre el DP_{exp} y el DP_{calc} ecuación 3.

$$error = \left[\frac{(DP_{exp} - DP_{calc})}{DP_{exp}}\right]^2$$
(3)

Para el ajuste de los parámetros un punto importante es la determinación de los valores iniciales de los parámetros para empezar el proceso de iteración hasta que busca la solución optimizada. Estos valores se han escogido con cierto criterio, teniendo en cuenta que la curva descrita debe ser de tipo exponencial negativa, los exponentes b y c deberán ser negativos, por otro lado, el parámetro de daño del modelo de estudio es tipo tensional, por tanto, el valor devuelto por DP_{calc} deberá ser del orden de las tensiones definidas en el plano crítico.

4 COMPARACIÓN CON MODELOS DE PLANO CRÍTICO ESTABLECIDOS

A continuación se describen los distintos modelos de plano crítico que se han utilizado para evaluar la capacidad de predicción del nuevo modelo propuesto.

Los modelos de plano crítico se han desarrollado a partir de observaciones experimentales de la nucleación y el crecimiento de grietas durante historiales de carga más o menos complejos. Los modelos se clasifican en tres grupos; aquellos basados en tensiones, deformaciones y energía. En todos los modelos se va a buscar el plano de mayor solicitación en el ciclo, denominado plano crítico ϕ^* , se cuantifica el daño DP que se está produciendo en cada ciclo y se compara con una curva que responde al comportamiento en ciclos de vida del material bajo dicha solicitación. Los modelos más comunes son los basados en deformación, donde la curva de respuesta del material se basa en la de Coffin-Manson ϵ -N.

Dentro del DP se incluyen las solicitaciones a las que se somete el material en ϕ^* , que variarán según el modelo, y estarán mas orientados a determinados modos de fatiga o materiales.

4.1 Modelo de Wang-Brown

El modelo de Wang-Brown (WB) ecuación 4 es de tipo deformación. El DP queda definido en el plano ϕ^* en el que la amplitud de la de deformación angular $\Delta \gamma$ es máxima.

$$\frac{\Delta \gamma_{max}}{2} + S\Delta \varepsilon_n = [(1 + \nu_e) + S(1 - \nu_e)] \frac{\sigma'_f}{E} (2N_f)^b + [(1 + \nu_p) + S(1 - \nu_p)] \varepsilon'_f (2N_f)^c$$
(4)

El parámetro S ecuación 5 define la sensibilidad que describe la influencia de la deformación normal en el crecimiento de grieta. Función de la vida a fatiga y parámetros característicos del propio material.

$$S = \frac{\frac{\tau'_{f}}{G}(2N_{f})^{b\gamma} + \gamma'_{f}(2N_{f})^{c\gamma} - (1+\nu_{e})\frac{\sigma'_{f}}{E}(2N_{f})^{b} - (1+\nu_{p})\varepsilon'_{f}(2N_{f})^{c}}{(1-\nu_{e})\frac{\sigma'_{f}}{E}(2N_{f})^{b} + (1-\nu_{p})\varepsilon'_{f}(2N_{f})^{c}}(5)$$

4.2 Modelo de Fatemi-Socie

El modelo de Fatemi-Socie (FS) ecuación 6 es de tipo deformación, está basado en el modelo de Brown-Miller. El DP queda definido en el plano ϕ^* en el que la amplitud de deformación angular $\Delta \gamma$ es máxima. Dentro del DP introduce el efecto entre las tensiones normales y cortantes en el plano ϕ^* a través del cociente entre la tensión normal máxima $\sigma_{n,max}$ en ϕ^* y la amplitud de tensión cortante $\Delta \tau$. Para $\sigma < 0$ (compresión) el DP se reduce y para $\sigma > 0$ viceversa, el criterio físico en el que se basa es en el bloqueo entre las caras de la grieta que facilita o dificulta las tensiones normales.

$$\frac{\Delta\gamma_{max}}{2}\left(1+k\frac{\sigma_{n,max}}{\sigma_{y}}\right) = \frac{\tau'_{f}}{G}(2N_{f})^{b_{\gamma}} + \gamma'_{f}(2N_{f})^{c_{\gamma}}$$
(6)

El coeficiente k/σ_y define la sensibilidad del material respecto a las tensiones normales en el plano de deslizamiento. Como primera aproximación es posible definir k=1 y cambiar σ_y por σ'_f . Se ha comprobado que el valor de k varía dependiendo del número de ciclos Nf[5] ecuación 7.

$$k = \left[\frac{\frac{\tau'_f(2N_f)^{b_Y} + \gamma'_f(2N_f)^{c_Y}}{\left(1 + \nu_e\right)\frac{\sigma'_f}{E}(2N_f)^{b} + (1 + \nu_p)\varepsilon'_f(2N_f)^{c}} - 1\right]\frac{\sigma'_y}{\sigma'_f(2N_f)^{b}}$$
(7)

4.3 Modelos de Liu 1 y Liu 2

Los modelos de Liu 1 ecuación 8 y Liu 2 ecuación 9 es de tipo energía. Dependiendo del modo de fallo, Liu propone dos tipos de parámetros diferentes, uno para el fallo por tensión normal ΔW_I y uno para fallos por tensión cortante ΔW_{II} . Diferenciando los materiales con comportamiento frágil y dúctil. En fallos por tensión normal, el plano φ^* será el que maximice el trabajo axial, $\Delta\sigma\Delta\epsilon$. En fallos por tensión cortante, el plano φ^* será el que maximice el trabajo cortante, $\Delta\tau\Delta\gamma$. Una vez determinado φ^* , el correspondiente parámetro de daño DP es obtenido en dicho plano.

$$(\Delta\sigma_n\Delta\varepsilon_n)_{max} + (\Delta\tau\Delta\gamma) = 4\sigma'_f\varepsilon'_f(2N_f)^{b+c} + \frac{4\sigma'_f^2}{E}(2N_f)^{2b}$$
(8)

$$(\Delta\sigma_n\Delta\varepsilon_n) + (\Delta\tau\Delta\gamma)_{max} = 4\tau'_f\gamma'_f(2N_f)^{b\gamma+c\gamma} +
\frac{4\tau'_f^2}{G}(2N_f)^{2b\gamma}$$
(9)

5 RESULTADOS Y DISCUSIÓN

La figura 1 muestra las estimaciones de vida para los modelos estudiados en fase y la figura 2 para desfase. La línea continua presenta los puntos en que se produce una coincidencia entre la vida experimental N_{exp} y la calculada por el modelo N_{calc} , equidistantes a esta, dos líneas discontinuas marcan la zona de desviación de +/-100% de la estimación respecto a la vida real. Las estimaciones de SK se presentan en triángulos púrpuras, FS con círculos verdes, WB con asteriscos azules, Liu 1 con cuadrados rojos y Liu 2 con cruces negras.

Para cargas en fase el nuevo modelo devuelve unas estimaciones en general buenas, exceptuando una estimación a bajos ciclos para la que igualmente ha tenido problemas el modelo de Liu 2. De entre los modelos comparados es el de FS el que devuelve mejores estimaciones. Para el caso de cargas en desfase el comportamiento del nuevo modelo mejora respecto al del resto, teniendo nuevamente problemas en las zonas de bajos y altos ciclos de vida. Se entiende que, a medida que los datos se alejan de la zona donde se encuentran los datos experimentales empleados para el ajuste los resultados van empeorando. Pudiendo haberse obtenido una relativa buena estimación en la zona acotada por los datos al encontrarse cerca la mayor densidad de datos en términos de vida.



Figura 1. Estimaciones de vida para cargas en fase.



Figura 2. Estimaciones de vida para cargas en desfase.

Este modelo se concibe para los casos en que se tiene un conocimiento profundo del material en lo que se refiere a datos de fatiga y se desea obtener una predicción de vida precisa. De esta manera, los parámetros del modelo han de ser ajustados empleando la mayor cantidad de datos experimentales posibles. Como se puede observar, el concepto de este modelo es distinto al de los modelos con los que se ha comparado, para los que no se requieren datos de fatiga multiaxial previos.

6 CONCLUSIONES

Un nuevo modelo de plano crítico ha sido evaluado para cargas en fase y desfase, comparándolo frente a otros modelos reconocidos. Las estimaciones devueltas por el modelo en los casos tensiones en fase y desfase han sido en general buenas, destacando los casos de desfase sobre el resto de modelos de estudio. En ambos casos, los resultados empezaban a empeorar a medida que las vidas a fatiga de los ensayos se alejaban de los dos ensayos sobre los que se ajustaron los parámetros del modelo. Concluyendo que, aunque el modelo está pensado principalmente para la industria, en el que se tiene suficiente información de un material en concreto para poder caracterizarlo de este modo, también puede ser empleado recurriendo a pocos datos experimentales aunque a costa de la pérdida de precisión de las predicciones.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen la financiación aportada para la realización de este trabajo al Ministerio de Economía y Competitividad (referencia MAT2016-76951-C2-2-P).

REFERENCIAS

- P. López-Crespo, R. L. Burguete, E. A. Patterson, A. Shterenlikht, P. J. Withers, and J. R. Yates, "Study of a crack at a fastener hole by digital image correlation," *Exp. Mech.*, vol. 49, no. 4, pp. 551–559, 2009.
- [2] P. Lopez-Crespo, A. Shterenlikht, J. R. Yates, E. A. Patterson, and P. J. Withers, "Some experimental observations on crack closure and crack-tip plasticity," *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, vol. 32, no. 5, pp. 418–429, 2009.
- [3] P. Lopez-Crespo, B. Moreno, A. Lopez-Moreno, and J. Zapatero, "Characterisation of crack-tip fields in biaxial fatigue based on highmagnification image correlation and electrospray technique," *Int. J. Fatigue*, vol. 71, pp. 17– 25, 2015.
- [4] M. Mokhtarishirazabad, P. Lopez-Crespo, B. Moreno, A. Lopez-Moreno, and M. Zanganeh, "Optical and analytical investigation of overloads in biaxial fatigue cracks," *Int. J. Fatigue*, vol. 100 part 2, pp. 583–590, 2017.
- [5] P. Lopez-Crespo, B. Moreno, A. Lopez-Moreno, and J. Zapatero, "Study of crack orientation and fatigue life prediction in biaxial fatigue with critical plane models," *Eng. Fract. Mech.*, vol. 136, pp. 115–130, 2015.
- [6] D. F. Socie and G. B. Marquis, *Multiaxial Fatigue*. Warrendale, PA (USA): Society of Automotive Engineers, Inc., 2000.
- [7] A. Fatemi and D. F. Socie, "A Critical Plane approach to multiaxial fatigue damage including out-of-phase loading," *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, vol. 11, no. 3, pp. 149–165, 1988.
- [8] C. H. Chang and M. W. Brown, "A pathindependent parameter for fatigue under proportional and non-proportional loading.," *Fatigue Fract Engng Mater Struct*, vol. 16, pp. 1285–1298, 1993.
- [9] K. Liu, "A method based on virtual strain energy parameters for multiaxial fatigue life prediction,"

ASTM, vol. STP 1191, pp. 67-84, 1993.

- [10] P. Lopez-Crespo, A. Garcia-Gonzalez, B. Moreno, A. Lopez-Moreno, and J. Zapatero, "Some observations on short fatigue cracks under biaxial fatigue," *Theor. Appl. Fract. Mech.*, vol. 80, pp. 96–103, 2015.
- [11] V. Chaves, "Ecological criteria for the selection of materials in fatigue," *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, vol. 37, pp. 1034–1042, 2014.
- [12] M. W. Brown, "Torsional stresses in tubular specimens," J. Strain Anal., vol. 13, pp. 23–28, 1978.
- [13] S. Suman, A. Kallmeyer, and S. J, "Development of a multiaxial fatigue damage parameter and life prediction methodology for non-proportional loading," *Frat. ed Integrità Strutt.*, vol. 38, pp. 224–230, 2016.
- [14] M. Erickson, A. R. Kallmeyer, R. H. Van Stone, and P. Kurath, "Development of a Multiaxial Fatigue Damage Model for High Strength Alloys Using a Critical Plane Methodology," J. Eng. Mater. Technol., vol. 130, no. 4, p. 41008, 2008.

ASSESSMENT OF THE EFFECT OF OVERLOADS ON FATIGUE CRACK GROWTH USING FULL-FIELD OPTICAL TECHNIQUES

J.M. Vasco-Olmo^{1*}, F.A. Díaz¹

¹Departamento de Ingeniería Mecánica y Minera, Universidad de Jaén Campus Las Lagunillas s/n, 23071, Jaén, España ^{*}José Manuel Vasco Olmo: jvasco@ujaen.es

RESUMEN

En este trabajo se evalúa el efecto de retardo inducido en grietas creciendo a fatiga bajo diferentes sobrecargas a partir del análisis de los factores de intensidad de tensiones (SIFs). Las técnicas ópticas de campo completo de fotoelasticidad en transmisión y correlación digital de imágenes se emplean para calcular los SIFs a partir del análisis de los campos de tensiones y desplazamientos en las inmediaciones del vértice de grieta. Un novedoso modelo matemático que incorpora los efectos de la plasticidad durante el crecimiento de grieta a fatiga es implementado para caracterizar los campos de tension fabricadas de policarbonato (para fotoelasticidad) y aluminio 2024-T3 (para DIC). Además, se aplicaron diferentes niveles de sobrecarga durante la propagación de las distintas grietas. El efecto de retardo inducido por las sobrecargas fue cuantificado a partir de la estimación de las cargas de apertura de grieta. Los resultados presentados intentan contribuir a un mejor entendimiento de los efectos de protección de la plasticidad durante el crecimiento de los efectos de protección de la plasticidad se presentados presentados de las a fatiga.

PALABRAS CLAVE: Fatiga, sobrecarga, factor de intensidad de tensiones, fotoelasticidad, DIC.

ABSTRACT

In this work, the retardation effect induced on growing fatigue cracks under different overloads is evaluated from the analysis of stress intensity factors. Full-field optical techniques, namely transmission photoelasticity and digital image correlation, are used to calculate SIFs from the analysis of stress and displacement crack tip fields. A novel mathematical model, that incorporates the effects of plasticity during fatigue crack growth, is implemented to characterise stress/displacement fields at the vicinity of the crack tip. Fatigue cracks were grown incompact tension specimens made from polycarbonate (for photoelasticity) and 2024-T3 aluminium alloy (for digital image correlation). In addition, different single overload levels were applied during the crack propagation. The retardation effect induced by overloads was quantified from the estimation of the crack opening loads. Results presented intend to contribute to a better understanding of the shielding effects of plasticity during fatigue crack growth.

KEYWORDS: Fatigue, overload, stress intensity factor, photoelasticity, DIC.

1. INTRODUCTION

Plasticity-induced crack closure [1] is a crack tip shielding mechanism which is believed to lead to a decrease in fatigue crack growth rate as a consequence of a reduction in the stress intensity factor range. This phenomenon I a result of plasticity generated both at the crack tip and along the crack flanks of fatigue cracks. However, there are still some unresolved or misunderstood issues relating to plasticity-induced fatigue crack closure. These misunderstandings or controversies arise mainly from problems in its measurement and interpretation [2]. Fatigue crack growth due to constant amplitude loading is relatively well-understood and there has been significant work reported on crack shielding mechanisms. However, for variable amplitude loading (e.g. due to the application of overloads), there is controversy about the possible mechanisms responsible for observed retardations in fatigue crack growth. In the literature, three mechanisms are proposed to explain retardation following an overload, namely: plasticityinduced crack closure [1], blunting [3] and residual compressive stresses [4]. These are described briefly in the next paragraphs. Perhaps the most compelling evidence in favour of the closure argument is the phenomenon of delay retardation. In many instances retardation does not occur immediately on application of the overload, but occurs following an overload. Thus, it can be postulated that prior to the overload, the plastic zone size grows steadily as a function of crack length, but the application of an overload produces a significant step increase in the size of the plastic zone. During an overload there is an initial extension of the crack that is greater than the constant amplitude crack growth and subsequently, a retardation effect occurs as the crack propagates through the enlarged plastic zone produced by the overload [5].

Experimental evidence is essential to establishing credibility and confidence in the veracity of proposed mechanisms outlined above. However, since the concept of crack closure was first documented by Elber in 1970 [1], a large amount of research has been performed on its measurement using a variety of methods and on the interpretation of the resultant data [5] without reaching a universally accepted consensus. In recent years, the use of optical techniques for the evaluation of fatigue crack closure has been notably increased, including photoelasticity [6, 7] and digital image correlation (DIC) [8, 9].

Recently, new methodologies for the calculation of stress intensity factors (SIFs) from the analysis of crack tip stress/displacement fields have been developed which use sophisticated descriptions of the singularity dominated field around the crack tip. For instance, some researchers have used Williams' expansion series [10, 12] and others Muskhelishvili's complex potentials [8, 10]. More recently, some focus has been on the use of a novel mathematical model, known as CJP model [6]. This model accounts for impact of the plastic zone associated with the crack tip and flanks on the elastic stress field and results in a series of parameters that characterise the crack driving and retarding effects.

In this work, the shielding effect on fatigue crack growth during the application of overloads has been investigated in polycarbonate and 2024 aluminium alloy specimens using transmission photoelasticity and digital image correlation. The experimental methodology developed by Vasco-Olmo et al. [7, 9] for estimating crack opening/closing stress intensity factors has been extrapolated to quantify fatigue crack shielding by analysing the crack tip stress/displacement fields defined by the CJP model. DIC results have been compared with those obtained by using a method based on compliance from the COD data measured by an extensometer.

2. DESCRIPTION OF THE MODEL CHARACTERISING CRACK TIP FIELDS

In the current work, the CJP model has been adopted to characterise crack tip fields because it attempts to account explicitly for shielding effects induced by plasticity generated during fatigue crack growth. It is a novel mathematical model developed by Christopher, James and Patterson [6] based on Muskhelishvili's complex potentials and postulates that the plastic enclave that exists around a fatigue crack tip and along the crack flanks will shield the crack from the full influence of the elastic stress field that drives fatigue crack growth.

According to this model, the stress fields can be related with the stress-optic law, which constitutes the fundamental equation in photoelasticity, as follows

$$\frac{Nf_{\sigma}}{t} = \left| Az^{-\frac{1}{2}} + Bz^{-\frac{3}{2}} \overline{z} + Cz^{0} + Dz^{-\frac{1}{2}} \ln z + Ez^{-\frac{3}{2}} \ln z + Fz^{0} \right|$$
(1)

where N is the fringe order, f_{σ} is the material stress fringe value, t is the thickness of the material, i is the square root of -1, A, B, C, D, E and F are known coefficients that need to be determined, z is the complex coordinate with the origin in the crack tip.

In a similar way, the CJP model defines the horizontal u and vertical v displacements around the crack tip area as follows

$$2G(u+iv) = \kappa \left[-2(B'+2E')z^{\frac{1}{2}} + 4E'z^{\frac{1}{2}} - 2E'z^{\frac{1}{2}}\ln(z) - \frac{C'-F'}{4}z \right]$$
$$-z \left[-(B'+2E')\overline{z}^{-\frac{1}{2}} - E'\overline{z}^{-\frac{1}{2}}\overline{\ln(z)} - \frac{C'-H'}{4} \right]$$
$$-\left[A'\overline{z}^{\frac{1}{2}} + D'\overline{z}^{\frac{1}{2}}\overline{\ln(z)} - 2D'\overline{z}^{\frac{1}{2}} + \frac{C'+F'}{2}\overline{z} \right]$$
(2)

where *G* is the shear modulus of the material and $\kappa = (3-v)/(1+v)$ for plane stress or $\kappa = 3-4v$ for plane strain, where *v* is the Poison's ratio of the material.

This new model defines four parameters to characterise crack tip fields. An opening mode stress intensity factor K_F , a retardation stress intensity factor K_R , a shear stress intensity factor K_S and the T-stress T. K_F characterises the driving crack growth force generated by the remote load, which generates the crack tip stress fields traditionally characterised by K_I so that K_F and K_I are equal in the absence of retardation effects, leading to

$$K_{F} = \lim_{r \to 0} \left[\sqrt{2\pi r} \left(\sigma_{y} + 2E \ln r \right) \right] = \sqrt{\frac{\pi}{2}} \left(A - 3B - 8E \right)$$
(3)

 K_R characterises the elastic field that originates from the normal forces arising from the interaction between the material that becomes permanently deformed at the crack tip and along the flanks with the surrounding elastic material, such that

$$K_{R} = \lim_{r \to 0} \left(\sqrt{2\pi r} \sigma_{x} \right) = \frac{\pi^{\frac{3}{2}}}{\sqrt{2}} \left(D - 3E \right)$$
(4)

 K_S characterises the shear stresses at the boundary between the crack tip and flank plastic zones and the surrounding elastic field, so that

$$K_{S} = \lim_{r \to 0} \left(\sqrt{2\pi} \sigma_{xy} \right) = \sqrt{\frac{\pi}{2}} (A + B)$$
(5)

Finally, the T-stress characterises the remote loading caused by constraint in the specimen and is given by

$$T_x = -C, \qquad T_y = -F \tag{6}$$

3. EXPERIMENTAL WORK

Several compact tension (CT) specimens (W = 72.5 mm) manufactured from sheets of polycarbonate (in the case of photoelasticity) and 2024-T3 aluminium alloy (in the case of DIC) with a thickness of 2 mm were employed in a series of fatigue tests which are defined in Table 1. Tests were conducted at constant amplitude employing a low *R*-ratio (R = 0). In the case of the overload conditions, it has been detailed the overload percentage respect to the maximum applied load, the overload value and the crack length and number of cycles at which the overload was applied.

Table 1. Experimental conditions defined for fatigue tests.

Ontical	Spec	Loading cond.		Overload conditions			
technique	reference	P_{mi} (N)	P _{max} (N)	%	P _{OL} (N)	a _{OL} (mm)	N _{OL} (cycles)
TP	PC_CT1	0	50	50 100 200	75 100 150	26.68 28.94 31.11	120000 145000 167500
DIC	Al_CT2 Al_CT3	5	600	100 125	1200 1350	26.12 26.72	280000 200000

Fatigue tests were conducted on servohydraulic machines, the polycarbonate specimen was tested on a machine with a loading capacity of 25 kN at a frequency of 2 Hz (Fig. 1a), while a machine with a loading capacity of 100 kN at a frequency of 10 Hz was used for testing the aluminium specimens (Fig. 1b). During fatigue testing, the cycling was periodically paused to allow acquisition of a sequence of images at uniform increments through a complete loading and unloading cycle.



Figure 1. Experimental setup employed durign fatigue testing: (a) photoelasticity and (b) DIC.

For the correct implementation of transmission photoelasticity, a circular polariscope was used to observe the fringe patterns on the polycarbonate specimen, illuminating it with a monochromatic light source (Fig. 1a). Images were captured using a CCD camera (AVT, model Marlin F-146) placed perpendicularly to the specimen surface with a macrozoom lens (MLH-10X EO) to increase the spatial resolution at the region around the crack tip. For fringe analysis, the phase-stepping method developed by Patterson and Wang [13] was adopted. Fig. 2a shows a typical example of fringe order map obtained at a crack length of 25.93 mm under an applied load of 20 N. Moreover, the crack length was measured from the tracking of the crack tip through the direct observation of the fringe patterns.

In the case of DIC, the image acquisition was made by a CCD camera (AVT, model Stingray F-504B/C) placed perpendicularly to the speckled specimen surface with a 75 mm lens. In addition, an extra camera (AVT, model Pike F-032B/C) with a 25 mm lens was employed to track the crack tip and monitor the crack growth during fatigue tests. The in-plane displacements were obtained by processing the captured images using the commercial software package Vic-2D. A typical example of vertical displacement map for a crack length of 34.10 mm under an applied load of 600 N is shown in Fig. 2b.



Figure 2. (a) Fringe order map at a crack length of 25.93 mm under an applied load of 20 N and (b) vertical displacement field at a crack length of 34.10 mm for a load level of 600 N.

4. DETERMINATION OF STRESS INTENSITY FACTORS

In this work the stress intensity factors are analysed to evaluate the induced effect on fatigue crack growth by the application of overloads. Therefore, in this section the methodology adopted for them calculation is described. The multi-point over-deterministic method developed by Sanford and Dally [14] formed the basis for the calculation of the stress intensity factors. Unlike Sanford and Dally, the CJP model was used as the source of the stress and displacement field equations. The CJP model is valid for the elastic field dominated by the singularity of the crack tip and hence it was necessary to define a set of experimental data which satisfied this validity requirement. For ease of processing, an annular region at the vicinity of the crack tip was defined for the data point collection (Fig. 2). This region was defined from two parameters, an inner

radius and another outer. In this way, 450 data points were collected to determine SIFs.

In the CJP model, the crack tip fields are described by a set of unknown coefficients from which the stress intensity factors can be determined. Thus, the unknown coefficients can be found by fitting the stress and displacement fields predicted by the CJP model given in Eq. (1) and (2) to the fringe order and displacements experimentally obtained by photoelasticity and DIC, respectively. This was achieved by defining an error function as the difference between the experimental data fields and the predicted fields.

5. CALCULATION OF OPENING/CLOSING LOADS FROM COMPLIANCE TRACES

To support the idea that DIC can provide information about real predictions of fatigue crack growth rates, in this section the experimental methodology for the calculation of the opening and closing loads from the analysis of compliance traces is described.

The method adopted in this work is the strain offset calculation [15], which estimates the opening and closing loads by recording COD data as a function of the applied load using an extensometer. According to this method, the signal collected from the extensometer was divided into two data sets corresponding to the loading and unloading branches of the applied cycle. The two branches were represented on a COD versus load plot, and a least squares straight line was fitted to the experimental data at the part of the loading cycle at which the crack is fully open. For this purpose, a segment spanning a range of the 50 % of the loading range starting just below the maximum load was selected to represent the fully open crack configuration. The fitted straight line was employed to estimate the theoretical COD values for a particular load value. Therefore, the strain offset was obtained as the difference between theoretical and experimental COD values. Finally, the strain offset was presented as a function of the applied load, estimating the opening and closing loads from the loading and unloading branches respectively, as the load value at which the strain offset starts deviating from zero value.

6. RESULTS AND DISCUSSION

The overload effect was investigated during different fatigue tests at constant amplitude loading interrupted by a single overload application at different crack lengths. The first way to study the influence originated by the application of overloads was from the analysis of the variation of the crack length with the number of cycles. In Fig. 3 it can be observed the retardation effect on crack growth rate induced by the application of different overloads. It observes in Fig. 3a that for the polycarbonate specimen only the third applied overload (200 % of the maximum load) induced a retardation

effect on crack propagation. The influence of the overload remained during 22000 cycles, which corresponds to a crack growth of 1.28 mm. However, this effect was not observed for overloads corresponding to a 50 and 100 % of the maximum applied load. In the case of aluminium specimens, as observed in Fig. 3b the retardation effect remained during 135000 cycles ($\Delta a \approx 2.11$ mm) for the case of 100 % overload; while the retardation effect was about 220000 cycles ($\Delta a \approx 3.42$ mm) for the case of 125 % overload.



Figure 3. Evolution of the crack length with the number of cycles for specimens subjected to an overload. (a) Polycarbonate and (b) aluminium specimens.

After the study of the overload influence along the number of cycles, an important aspect investigated was the ability to evaluate the retardation effect on fatigue crack growth from the analysis of K_F and K_R SIFs according to the reported methodology in [9] for the estimation of opening and closing loads. Thus, the evaluation of these SIFs along the loading cycle for the previous and subsequent cycles to the application of 125 % overload has been represented in Fig. 4. From the analysis of K_F , it is observed a change in the trend of the values for the lower part of the loading cycle from a particular load value for both the loading and unloading branches. According to this, K_{op} and K_{cl} can be inferred from K_F trend as that value corresponding to the minimum load. In this way, it is observed that K_{op} and K_{cl} values are higher after the application of the overload as illustrated in Fig. 4b from the observation of a more evident change in K_F values. Moreover, from the analysis of K_R , a change in its sign is observed for the same portion of the cycle above analysed from K_F . This change in the trends of K_F and K_R highlights the existence of shielding effect at low load levels. These results also highlight that the application of an overload increases the shielding effect on crack tip, and hence an increase in the fatigue life of the analysed component.



Figure 4. Experimental K_F and K_R SIFs for the previous and the subsequent cycles to the application of 125 % overload.

Once K_F and K_R have been evaluated prior and after the application of an overload, \mathbf{K}_{op} and $\varDelta K_{\mathrm{eff}}$ are calculated. ΔK_{eff} is calculated as the difference between K_F at maximum load and K_{op} . Fig. 5 shows the variation of Kop and ΔK_{eff} for the three conducted tests. It can be observed that K_{op} shows a gradual increase with the crack length, with values always above K_{min} . This behaviour highlights that the crack opens at a load value higher than the minimum applied load, illustrating evidence of crack shielding effect. In addition, the evidence of plasticity-induced crack shielding is also observed from the analysis of ΔK_{eff} , with values always below ΔK_{nom} that highlights a decrease in the fatigue crack growth rate. Moreover, it is observed an increase in Kop in the subsequent cycle to the application of the overloads, decreasing gradually until it approaches again the trend prior to the application of the overload. It is believed that this increase in K_{op} is due to the plasticity increase after the overload which has as consequence that the required applied load to open the crack was higher. In addition, an opposite behaviour is observed for ΔK_{eff} , decreasing immediately after the application of the overload to subsequently increase until it approaches the trend prior to the overload. Thus, a higher retardation effect was observed for the higher applied overload in the case of the conducted tests for DIC. Therefore, these behaviours highlight an increase in the retardation effect in the zones affected by overloads as a direct consequence of the plasticity increase at the crack tip due to the applied overload.



Figure 5. Variation of K_{op} and ΔK_{eff} with the crack length for the conducted tests with overload application. Using (a) transmission photoelasticity and (b) DIC.

The shielding effect can be more clearly quantified from the calculation of the crack opening load and its subsequent analysis. Hence, P_{op} was calculated from K_{op} using Eq. (7). Fig. 6 shows the variation of P_{op} along the crack length for the conducted tests. It is observed that Pop values are always above the minimum applied load, taking a value around 10 N (for photoelasticity, Fig. 6a) and 100 N (for DIC, Fig. 6b) in the regions before and after the zone affected by the applied overload. This behaviour was previously observed for K_{op} , which highlights that a shielding effect due to plasticity was induced during crack growth. In addition, P_{op} values experienced an increase immediately after the application of the overloads, decreasing later progressively until it reaches the trend prior to the overload. Thus, the increase experienced by Pop was different depending on the overload level. In the case of the polycarbonate specimen an increase until 17.50 N was experienced, which corresponds to a 35 % with respect to the applied loading range. On the other hand, for aluminium specimens, in the case of a 100 % overload an increase until 194.40 N was experienced, which corresponds to a 32.7 % of the applied loading range; while in the case of a 125 % overload Pop increased until 256.40 N, which supposes a 43.1 % with respect to the applied loading range. All results indicate that the crack opens at load levels above the minimum applied load throughout the crack length, while for the overload affected zones the crack opens at higher loads than those corresponding to the zones not affected by the overloads.



Figure 6. Plots showing P_{op} variation with the crack length for the conducted tests. Using (a) transmission photoelasticity and (b) DIC.

Once the influence due to the application of overloads on fatigue crack growth has been evaluated from the analysis of the SIFs, results obtained by DIC were compared with those obtained from the analysis of the compliance traces plotted by using COD data recorded with an extensometer. The strain offset calculation method has been implemented to obtain opening load as a function of the crack length. Fig. 7 shows the variation of Pop with the crack length for the two overload levels studied using both DIC and the strain offset calculation method. It can be observed that a good level of agreement between results was achieved. Therefore, this comparative study highlights that the proposed methodology to estimate K_{op} from the analysis of K_F constitutes a real alternative to evaluate the effect induced on fatigue crack growth by the application of overloads.



Figure 7. Variation of Pop with the crack length for the two overload levels studied using DIC and the strain offset calculation method.

7. CONCLUSIONS

In this work the effect induced on fatigue crack growth by the application of different overloads has been evaluated by analysing the stress intensity factors using two optical techniques, namely transmission photoelasticity and DIC. Plasticity-induced crack shielding and the consequent retardation effect on fatigue crack growth have been successfully quantified in two different ways: that induced by the natural propagation of the crack and that induced by the application of overloads. The CJP model has been implemented for the characterisation of crack tip fields, showing an enormous potential for the evaluation of plasticity-induced crack shielding on growing fatigue cracks due to the application of overloads. The crack opening load has been estimated from the analysis of K_{F} . Several fatigue tests at constant amplitude loading on polycarbonate (in the case of photoelasticity) and 2024-T3 aluminium alloy (in the case of DIC) CT specimens subjected to different overload levels were conducted. Results obtained from DIC have been compared with those obtained from the analysis of the compliance traces. Results show a high level of agreement, highlighting that the CJP model constitutes a real alternative for the evaluation of fracture mechanics problems such as plasticity-induced crack shielding and the retardation effect induced by overloads.

ACKNOWLEDGEMENTS

The current work has been conducted with financial support from Junta de Andalucía through the project 'Proyecto de Investigación de Excelencia de la Junta de Andalucía TEP 2009-5177', funded with FEDER funds.

REFERENCES

- [1] W. Elber. Fatigue crack closure under cyclic tension, *Eng. Fract. Mech.*, **2**(1), 37-45, 1970.
- [2] M.N. James. Some unresolved issues with fatigue crack closure-measurement, mechanism and interpretation problems, Pergamon Press, ninth international conference on fracture, 5, Sydney, Australia, 1997.
- [3] Rice, J.R., Mechanics of crack tip deformation and extension by fatigue, Philadelphia, in: Fatigue Crack Propagation, ASTM STP 415, American Society for Testing and Materials, 1967.
- [4] O.E. Wheeler. Spectrum loading and crack growth, *J. Basic Eng.*, **94**, 181–186, 1972.
- [5] K. Sadananda, A.K. Vadusevan, R.L. Holtz, E.U. Lee. Analysis of overload effects and the related phenomena, *Int. J. Fatigue*, **21**, S233-S246, 1999.

- [6] M.N. James, C.J. Christopher, Y. Lu, E.A. Patterson. Local crack plasticity and its influences on the global elastic stress field, *Int. J. Fatigue*, 46, 4-15, 2013.
- [7] J.M. Vasco-Olmo, F.A. Díaz. Experimental evaluation of plasticity-induced crack shielding from isochromatic data, *Opt. Eng.*, **54**(8), 2015, DOI: 10.1117/1.OE.54.8.081203.
- [8] P. López-Crespo, A. Shterenlikht, E.A. Patterson, P.J. Withers, J.R. Yates. The stress intensity factors of mixed mode cracks determined by digital image correlation, *J. Strain Anal. Eng. Design*, 43, 769-780, 2008.
- [9] J.M. Vasco-Olmo, F.A. Díaz, A. García-Collado, R. Dorado. Experimental evaluation of crack shielding during fatigue crack growth using digital image correlation, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **38**(2), 223-237, 2015.
- [10] K. Ramesh, S. Gupta, A.A. Kelkar. Evaluation of stress field parameters in fracture mechanics by photoelasticity-revisited, *Eng. Fract. Mech.*, 56(1), 25-45, 1997.
- [11] A.D. Nurse, E.A. Patterson, Determination of predominantly mode II stress intensity factors from isochromatic data, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **16**(12), 1339-1354, 1993.
- [12] J.R. Yates, M. Zanganeh, Y.H. Tai. Quantifying crack tip displacement fields with DIC, *Eng. Fract. Mech.*, **77**, 2063-2076, 2010.
- [13] E.A. Patterson, Z.F. Wang. Towards full-field automatic photoelastic analysis of complex components, *Strain*, **27**, 49-56, 1991.
- [14] R.J. Sanford, J.W. Dally. A general methodology for determining the mixed-mode stress intensity factors from isochromatic fringe patterns, *Eng. Fract. Mech.*, **11**, 621-633, 1979.
- [15] M. Skorupa, S. Beretta, M. Carboni, T. Machniewicz. An algorithm for evaluating fatigue crack closure from local compliance measurements, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, 25, 261–273, 2002.

ESTUDIO NUMÉRICO-EXPERIMENTAL DE LAS TENSIONES RESIDUALES GENERADAS POR PROCESO DE DEEP ROLLING

J.M. Alegre^{1*}, A. Díaz¹, I.I. Cuesta¹

¹Grupo de Integridad Estructural, Escuela Politécnica Superior, Universidad de Burgos Av. Cantabria s/n, 09006, Burgos, España *Persona de contacto: jalegre@ubu.es

RESUMEN

El Deep Rolling es un proceso relativamente económico para el tratamiento superficial de piezas metálicas que logra un doble objetivo: por un lado, mejora el acabado superficial de la pieza y, por otro lado, introduce en la superficie tensiones residuales de compresión que aumentan la vida en fatiga del componente. El estado tensional generado depende de numerosos factores, entre los que se incluyen el comportamiento del material base, el diámetro y la presión de contacto de la bola, o la separación entre pasadas utilizada para abarcar la superficie a tratar. En este trabajo, la medida experimental de las tensiones residuales generadas se ha efectuado utilizando la técnica del *hole drilling*. Se describe el procedimiento numérico para obtener las tensiones residuales a partir de las deformaciones obtenidas experimentalmente mediante una roseta de galgas extensiométricas. Asimismo, el estudio efectuado cubre un amplio rango de presiones de contacto y de la distancia entre pasadas, lo que permite extraer importantes conclusiones acerca de la optimización del proceso.

PALABRAS CLAVE: Tensiones residuales, Deep-rolling, Hole-drilling

ABSTRACT

Deep Rolling is a relatively economic mechanical process used for the surface treatment of metallic parts, which accomplishes to a two-fold benefit: on the one hand, to achieve a high-quality surface finish, and on the other hand, to introduce high compressive residual stresses in a thin surface layer that increase the fatigue life of the component. The compressive residual stress level depends on many factors, such as the material behavior, pressure force on the ball, diameter of the ball, or the gap between parallel paths used to cover the workpiece surface. In this work, compressive residual stresses have been experimentally measured using the hole-drilling method. A numerical procedure is described with the objective of finding a residual stress distribution from the experimentally registered deformation using a strain gauge rosette. Moreover, a wide range of compressive forces on the ball and different gaps between paths have been covered in this study, which allows for important conclusions about the optimization of the deep-rolling process to be drawn.

KEYWORDS: Residual stress, Deep-rolling, Hole-drilling

1. INTRODUCCIÓN

El Deep Rolling (DR) es un proceso mecánico relativamente sencillo que consiste hacer rodar sobre la superficie del material una esfera cerámica, con una determinada presión de contacto, de tal forma que se plastifica localmente la superficie del componente. Una vez que la bola sobrepasa la zona de proceso, la recuperación elástica del contorno genera un camino con elevadas tensiones residuales de compresión, que suelen alcanzar profundidades en torno a 1-2 mm.

Mediante esta técnica se consigue un doble objetivo: por un lado se generan tensiones residuales de compresión en la capa superficial, y por otro, se produce un aplastamiento de las crestas superficiales, reduciendo la rugosidad superficial y mejorando el acabado de la misma. Ambos efectos contribuyen de manera importante a mejorar la resistencia a fatiga de la pieza, incrementando considerablemente la vida en fatiga del componente.

Tanto el acabado superficial conseguido, como la profundidad de la capa con tensiones residuales hacen que sea una técnica más interesante que otras alternativas como el *shot peening*, mediante la cual se llega a profundidades en torno a 200 micras y con peores acabados superficiales.

Además, el equipamiento necesario para la aplicación de esta técnica es más económico que el requerido para el *shot peening*. Por el contrario, las zonas a las que se puede acceder son más limitadas, aunque el diseño de nuevas herramientas está experimentando un gran avance. Las herramientas de Deep Rolling pueden ser conectadas directamente a máquinas (convencionales o controladas por control numérico, CNC), y puede integrarse en el propio proceso de fabricación de la pieza (Figura 1).

La aplicación de la presión sobre la bola se efectúa mediante una bomba hidráulica conectada al interior de la herramienta, donde el fluido es mezclado con el refrigerante, y actúa sobre la propia bola. Unos canales de drenaje y el propio giro libre de la bola se encargan de la lubricación de la zona de contacto y de reducir el rozamiento entre la pieza y la bola.





Figura 1. Herramienta de Deep-Rolling acoplada a un equipo CNC.

Uno de los principales retos en la aplicación de esta técnica consiste en conocer, de manera adecuada, las tensiones residuales generadas en la pieza para unas determinadas condiciones de ejecución. En dicho proceso intervienen varios factores, como el propio comportamiento del material, el diámetro de la bola, la presión de contacto o la distancia entre pasadas. En este trabajo se presenta un estudio numéricoexperimental, de las tensiones residuales generadas en una plaza de acero de media resistencia, mediante el proceso de Deep Rolling. Se analiza el efecto de la presión de contacto y de la distancia entre pasadas, tanto en las tensiones residuales obtenidas, como en la rugosidad y afectación de la superficie de la pieza.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.1. Material

El material seleccionado ha sido un acero AISI 1045, también denominado UNE–F114 o DIN–CK45, cuyo contenido en carbono está entre 0.42 y 0.50 %. En condiciones normalizadas, está formado principalmente por ferrita (35 %) y por perlita (65 %) [1]. El acero escogido ha sido caracterizado en un ensayo de compresión uniaxial. En las curvas obtenidas, puede observarse un comportamiento claramente bilineal donde los parámetros elasto-plásticos han sido ajustados son: módulo de Young $E = 196\ 000\ MPa$; límite elástico $\sigma_{ys} = 300\ MPa$ y pendiente tras límite elástico $E_T = 7000\ MPa$.

2.2. El proceso del Deep Rolling

Para el estudio considerado se ha efectuado el proceso de Deep Rolling sobre placa plana de gran espesor de acero AISI 1045, utilizando una bola cerámica de 13 mm de diámetro. Las pasadas se efectuaron en forma lineal (ida y vuelta), cubriendo toda la superficie mediante sucesivas pasadas separadas una distancia *a*, tal y como se esquematiza en la Figura 2.



Figura 2.Esquema para cubrir la superficie mediante el proceso de Deep Rolling en una placa.

Se han procesado dos placas de superficie 130 x 100 mm y espesor t = 25 mm. En cada placa se han generado tres bandas de dimensiones 20x100mm con presiones sobre la bola de p = 100, 200 y 300 bares respectivamente. Los avances utilizados en las placas han sido de 0.05 mm y 0.15 mm respectivamente. De esta forma se dispone de las 6 situaciones diferentes recogidas en la Tabla 1. Los valores utilizados son los

habituales para conseguir buenos acabados superficiales con esta técnica.

Denominación de la banda	Placa	P (bar)	<i>a</i> (mm)
#1-100-0.05	#1	100	0.05
#1-200-0.05	#1	200	0.05
#1-300-0.05	#1	300	0.05
#2-100-0.15	#2	100	0.15
#2-200-0.15	#2	200	0.15
#2-300-0.15	#2	300	0.15

Tabla 1. Variables utilizadas en el proceso de Deep Rolling estudiado en este trabajo.

3. MEDIDA EXPERIMENTAL DE LAS TENSIONES RESIDUALES

La tensión no es una magnitud medible directamente sino que se deben medir las deformaciones que produce y luego establecer la relación entre ambas. Básicamente, el Hole Drilling consiste en realizar un agujero en la superficie de la probeta a ensayar, medir las deformaciones que se producen en el material alrededor de dicho agujero y finalmente calcular las correspondientes tensiones residuales.

3.1. Perforación de la superficie

El equipo empleado en este trabajo ha sido el modelo RESTAN MTS3000 [2], totalmente automatizado y con las siguientes características:

- Velocidad de perforación: 400 000 rpm.
- Velocidad de avance: 0.2 mm/minuto
- Punta de taladro: cono invertido fabricado de carburo de tungsteno.

El alineamiento del taladro en el centro exacto de la roseta es fundamental ya que una pequeña excentricidad provoca grandes errores en el cálculo de las tensiones residuales. Para ello, el equipo empleado consta de un microscopio acoplado que permite centrar la punta del taladro con precisión de centésimas de milímetro.

Además, con la turbina de alta velocidad de rotación se evita la introducción de tensiones adicionales durante el taladrado. Con la punta de taladro empleada, el agujero tiene un diámetro de 1.6 mm. En todas las muestras se ha taladrado hasta una profundidad de 2 mm midiendo las tensiones residuales en 40 pasos con distribución polinómica.

3.2. Medición de las deformaciones

Para medir las tensiones que se liberan al realizar la perforación existen diversas técnicas aunque las más

empleadas son dos: las galgas extensiométricas y métodos ópticos (DIC o interferometría). Sin embargo, debido a su sencillez y estandarización, el método del Hole Drilling, incluido este trabajo, suele referirse al uso de rosetas de galgas.



Figura 3. Convenio utilizado para definir σ_{min} , σ_{max} y β respecto a las galgas a, b y c.

La roseta de galgas empleada en este trabajo es un modelo HBM RY61R diseñada especialmente para la técnica del Hole Drilling. Está formada por dos galgas a 90° y una tercera a 45° de cada una de las anteriores, estado las tres el mismo cuadrante del plano. En este caso, el convenio adoptado es el mostrado en la Figura 3, con las galgas *a*, *b* y *c* en sentido anti-horario, correspondiendo la galga *a* con el eje *x* y la galga *c* con el eje *y*. Cuando se mencione la tensión máxima y mínima, su dirección se definirá por el ángulo β que forma la máxima con la galga *a*. Las rosetas han sido posicionadas de tal forma que la galga *b* coincide con la dirección DR 0° (Figura 2).

3.3. Cálculo de las tensiones residuales

La introducción de un agujero dentro de un material que posee tensiones residuales provoca la relajación de las tensiones en dicho lugar. Esto causa una deformación inmediata en la región que rodea al agujero. La deformación registrada a cada profundidad h_j corresponderá a una integral que tenga en cuenta las tensiones liberadas previamente [3]:

$$\varepsilon(h_j) = \varepsilon_j = \frac{1}{E} \int_0^{h_j} G_j(z) \sigma(z) dz \qquad (1)$$

donde $G_j(z)$ son funciones que cuantifican el efecto de una tensión a profundidad z en las deformaciones registradas en superficie cuando se ha eliminado una capa de material h_j . La historia de deformaciones según se taladra, i.e. ε_j , es la medida experimental que ofrece la roseta de galgas mientras que la incógnita del problema es la distribución de tensiones en profundidad, $\sigma(z)$. Por tanto, se trata de un problema inverso y se requieren estrategias numéricas para hallar las tensiones.



Figura 4. Esquema de la distribución de tensiones no uniforme [4].

Si se divide la profundidad a la que se evalúan las tensiones en incrementos, como se muestra en la Figura 4, la incógnita es el vector σ_k . Aunque existen muchos algoritmos, aquí se destacan dos métodos:

- ASTM E837–13a [4] para tensiones residuales no uniformes.
- Método HDM [5]. Desarrollado por la Universidad de Pisa y que a su vez se basa en el método Integral propuesto por Schajer.

La ventaja del cálculo ASTM E837–13a es evidentemente la estandarización del ensayo, mientras que su principal inconveniente es que se limita al análisis de 1 mm de profundidad. El método HDM, además de salvar este límite de profundidad, proporciona unos coeficientes optimizados y permite corregir los errores por excentricidad. La norma define tres deformaciones equivalentes a partir de las deformaciones en las galgas *1*, *2* y *3* (aquí *a*, *b* y *c*) [4]:

$$p_{j} = \left(\varepsilon_{3} + \varepsilon_{1}\right)/2 \tag{2}$$

$$q_j = \left(\varepsilon_3 - \varepsilon_1\right)/2 \tag{3}$$

$$t_{j} = \left(\varepsilon_{3} + \varepsilon_{1} - 2\varepsilon_{2}\right)/2 \tag{4}$$

Basándose en el método Integral [3] se considera la relación con unas tensiones P_k , Q_k y T_k :

$$p_j = \frac{1+\nu}{E} \sum_k \overline{a}_{jk} P_k \tag{5}$$

$$q_{j} = \frac{1}{E} \sum_{k} \overline{b}_{jk} Q_{k} \tag{6}$$

$$t_j = \frac{1}{E} \sum_k \overline{b}_{jk} T_k \tag{7}$$

Donde las matrices \overline{a}_{jk} y \overline{b}_{jk} aparecen tabuladas en la norma y son corregidas en función del diámetro del agujero, en este caso 1.6 mm. Una vez resuelto el sistema matricial, se despejarán las tensiones a partir de:

$$P_{k} = \frac{\left(\sigma_{y}\right)_{k} + \left(\sigma_{x}\right)_{k}}{2} \tag{8}$$

$$Q_{k} = \frac{\left(\sigma_{y}\right)_{k} - \left(\sigma_{x}\right)_{k}}{2}$$
(9)

$$T_k = \left(\tau_{xy}\right)_k \tag{10}$$

Al tratarse de un problema inverso, los pequeños errores en la medida de deformaciones pueden amplificarse de manera incontrolada en los resultados de tensiones. Por esta razón, se suele aplicar la regularización de Tikhonov para minimizar los errores experimentales. Consiste en usar una matriz de regularización **c** y unos coeficientes α . El sistema matricial quedaría para el cálculo de P_k :

$$\overline{\mathbf{a}}^{\mathrm{T}}\mathbf{p} = \frac{1+\upsilon}{E} \Big(\overline{\mathbf{a}}^{\mathrm{T}}\overline{\mathbf{a}} + \alpha_{p}\mathbf{c}^{\mathrm{T}}\mathbf{c} \Big) \mathbf{P}$$
(11)

Y de manera análoga con los sistemas correspondientes al cálculo de Q_k y T_k .

4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

4.1. Deformaciones obtenidas experimentalmente

Para todas las medidas, independientemente del paso o el espesor se repite la misma tendencia: la galga *a* y *c* miden deformaciones aproximadamente iguales y la galga *b* una deformación mucho menor, es decir, $\varepsilon_a \simeq \varepsilon_c > \varepsilon_b$.



Figura 5. Medida de deformaciones para la banda #1-300-0.05 con p = 300 bar y a = 0.05 mm.

4.1. Tensiones calculadas

Siguiendo el algoritmo descrito, se hallan las tensiones σ_x , σ_y y τ_{xy} y además las tensiones principales máximas y mínimas. El ángulo β , definido como el ángulo entre la tensión máxima y el eje x es aproximadamente 45 ° para todas las profundidades lo que implica que la tensión máxima, en este caso la de menor compresión, se sitúa en la dirección de la galga, es decir, en la dirección longitudinal del Deep Rolling (DR 0° en la Figura 2). En la Figura 6 se representan las tensiones longitudinales (DR 0°) y las transversales (DR 90°) para una distancia entre pasadas de 0.15 mm mientras que los resultados para paso igual a 0.05 mm se muestran en la Figura 7.

La mayor compresión obtenida en la dirección perpendicular al Deep Rolling también fue observada por Rodríguez et al. [6]. Puede apreciarse una tendencia a la aparición de mayores tensiones residuales de compresión cuanto mayor es la presión aplicada, como cabría esperar. Sin embargo, la medida de presión igual a 300 bar y paso 0.05 mm no sigue ese patrón. Para confirmar ese efecto de la presión, en futuros trabajos será preciso un diseño de experimentos que permita un tratamiento estadístico y el análisis de la influencia de cada factor



Figura 6. Tensiones residuales: paso = 0.15 mm.

En cuanto a la influencia del paso, no se distingue un efecto claro en las tensiones cerca de superficie, aunque se observa que un paso más corto (en este caso 0.05 mm) produce una distribución de compresiones más horizontal, es decir, que la profundidad alcanzada por el Deep Rolling es mayor.



Figura 7. Tensiones residuales: paso = 0.05 mm.

En los resultados presentados en las Figuras 5, 6 y 7, los valores para α_P , α_Q y α_T se encuentran entre 0 y 10⁻³ y se han escogido tratando de guardar un equilibrio entre una suavidad de la distribución y la representatividad de las tensiones reales. En la Figura 8 puede apreciarse el cálculo de la tensión longitudinal y la transversal para la muestra #2-100-0.15 con la regularización de Tikhonov para distintos valores de esos coeficientes. Se observa cómo para α iguales a cero, i.e. sin regularización, las distribuciones son muy irregulares y presentan picos locales poco realistas. Sin embargo, para valores α grandes, la distribución tiene a ser una recta y deja de capturar la curvatura de las tensiones.



Figura 8. Efecto de la regularización de Tikhonov en la distribución de tensiones para p = 100 bar y a = 0.15 mm.

Una de las limitaciones de los cálculos realizados siguiendo la norma ASTM E837-13a es la profundidad de 1 mm. A fines ilustrativos, la Figura 9 representa los la muestra #2-100-0.15 calculados resultados de previamente en comparación con los hallados mediante el método HDM ya mencionado. El cálculo por el método HDM se ha realizado mediante el software EVAL7 [2]. La tendencia es similar aunque la optimización y la regularización no han sido tan controladas en los cálculos HDM. Este algoritmo más avanzado permite no obstante ver cómo la penetración del Deep Rolling se sitúa entre 1 y 1.5 mm de profundidad; a partir de ahí se demuestra que existe una zona traccionada para que se cumpla el equilibrio de tensiones.



Figura 9 Comparación cálculo ASTM E837-13a con método HDM, para p = 100 bar y a = 0.15 mm.

Cabe destacar que en todos los resultados obtenidos en el presente trabajo las tensiones están muy por encima del límite elástico por lo que en un principio son una sobreestimación de la distribución real. La corrección por plasticidad es complicada al ser un problema inverso y debido a que una vez ha plastificado no puede aplicarse el principio de superposición. Sin embargo, el material analizado presenta un endurecimiento elevado por lo que la deformación plástica no será excesiva incluso para altas tensiones.

5. CONCLUSIONES

Se ha establecido un procedimiento destinado a analizar las tensiones residuales en componentes metálicos, particularizándolo para unas muestras sometidas a Deep Rolling. El objetivo principal era estudiar y comprender el método del Hole Drilling, especialmente el problema inverso de hallar una distribución de tensiones a partir de unas deformaciones experimentales. No obstante, se han derivado algunas conclusiones en cuanto a los parámetros del proceso de Deep Rolling. El efecto del paso se muestra en la forma de la distribución, obteniendo unas profundidades mayores con pasos pequeños; esto puede indicar que en cada pasada hay una influencia en la región adyacente a la zona de contacto. Por otro lado, el aumento de las tensiones residuales de compresión con el aumento de la presión queda patente en la Figura 6 aunque no es tan claro para un paso menor.

En futuras investigaciones se implementarán simulaciones por elementos finitos tanto del proceso de Deep Rolling como de la medida del Hole Drilling. En el caso del Hole Drilling, es especialmente necesario este enfoque numérico debido a la necesaria optimización de los coeficientes y a los efectos plásticos que no han sido considerados aquí.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer la financiación recibida por el proyecto de la Junta de Castilla y León "Procesos de generación de tensiones residuales sobre aceros de alta resistencia para la mejora de la vida a fatiga de componentes de altas presiones para la industria alimentaria", Referencia del proyecto.- BU053U16.

REFERENCIAS

- [1] Avilés, R., Albizuri, J., Rodríguez, A., and De Lacalle, L. L. "Influence of low-plasticity ball burnishing on the high-cycle fatigue strength of medium carbon AISI 1045 steel." International journal of fatigue 55 (2013): 230-244.
- [2] SINT Technology, RESTAN MTS 3000. http://www.sintechnology.com/RESTAN_MTS30 00
- [3] Schajer, G. S. (1988). Measurement of nonuniform residual stresses using the hole-drilling method. Part I—Stress calculation procedures. Journal of Engineering Materials and Technology, 110(4), 338-343.
- [4] ASTM E837-13a, Standard Test Method for Determining Residual Stresses by the Hole-Drilling Strain-Gage Method, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2013.
- [5] Beghini, M., & Bertini, L. (1998). Recent advances in the hole drilling method for residual stress measurement. Journal of Materials Engineering and Performance, 7(2), 163.
- [6] Rodríguez, A., de Lacalle, L. L., Celaya, A., Lamikiz, A., & Albizuri, J. (2012). Surface improvement of shafts by the deep ball-burnishing technique. Surface and Coatings Technology, 206(11-12), 2817-2824.

UNA METODOLOGÍA PARA LA DETERMINACIÓN DE DESPLAZAMIENTOS Y DEFORMACIONES EN SÓLIDOS MEDIANTE CÁMARAS CONVENCIONALES DE BAJO COSTE Y TÉCNICAS DE VISIÓN ARTIFICIAL

C. Cabo1*, C. Ordoñez¹, M. Lozano², G. Ismael², M. Muñiz-Calvente², M. López-Aenlle²

 ¹Departamento de Explotación y Prospección de Minas, Universidad de Oviedo C/ Gonzalo Gutiérrez Quirós s/n, 33600, Mieres, Asturias, España
 ²Departamento de Construcción e Ingeniería de Fabricación, Universidad de Oviedo C/ Pedro Puig Adam s/n, 33204, Gijón, Asturias, España

* Persona de contacto: munizcmiguel@uniovi.es

RESUMEN

En este trabajo se presenta una metodología para la determinación de desplazamientos y deformaciones en sólidos mediante técnicas de visión artificial. Los desplazamientos se calculan inicialmente con procedimientos de detección automática de objetos homólogos en imágenes (Speeded-Up Robust Features, SURF). A continuación, el cálculo inicial se refina a escala subpíxel con el uso de correlación cruzada de imágenes en el dominio de la frecuencia. La toma de imágenes se hace con una única cámara convencional de bajo coste. La metodología propuesta se ha validado comparando los resultados obtenidos con los proporcionados por un equipo comercial de altas prestaciones (ARAMIS 5M), que integra dos cámaras y software. Para ello se han realizado experimentos en ambiente de laboratorio y sobre una estructura real de grandes dimensiones. Por otra parte, todas las imágenes y resultados experimentales obtenidos han sido puestos a disposición de la comunidad científica, con el objetivo de servir como base para la comparativa entre diferentes técnicas y modelos de visión artificial para la medición de deformaciones y desplazamientos en sólidos.

PALABRAS CLAVE: Correlación Digital de Imágenes, desplazamientos, deformaciones, DIC.

ABSTRACT

A new methodology for calculating displacements and deformations using computer vision techniques is proposed in this study. Displacements are initially calculated using automatic image feature matching (Speedel-Up Robust Features, SURF). Then, the initial estimation is refined at subpixel scale by means of phase shift cross correlation techniques. The image acquisition is performed using an only low-cost conventional camera. The proposed method is validated by comparing the results with those from a high performance commercial system (ARAMIS), that integrates two cameras and software. Experimentation was carried out in different laboratory tests and on a large metallic structure. All the images and experimental results have been made publicly available, so they can be used for testing and comparison of different computer vision techniques for the estimation of displacements and deformations.

KEYWORDS: Digital Image Correlation, displacements, deformations, DIC.

INTRODUCCIÓN

La correlación digital de imágenes (CDI), más conocida por sus siglas en inglés DIC (Digital Image Correlation), es una técnica experimental sin contacto que permite la obtención del campo de desplazamientos o deformaciones superficiales. La principal ventaja de este método frente a métodos convencionales basados en la medida por contacto, como galgas extensométricas, es que no está limitada a realizar medidas en puntos discretos. Además, la correlación digital de imágenes permite obtener la deformación en cualquier dirección, por lo que no es necesario conocer *a priori* como va a ser el campo de deformaciones o por donde se va a generar y propagar una grieta.

Por otro lado, al ser la CDI una técnica de medida sin contacto, permite obtener deformaciones en casos en los que la colocación de un extensómetro o una galga extensométrica es imposible debido a la geometría del componente o al estado superficial, que dificulta el fijado de estos elementos.

A estas ventajas hay que añadir que las técnicas ópticas de medida permiten medir las grandes o complejas deformaciones que se producen en algunos casos antes del colapso del componente bajo estudio, lo cual en algunos casos no puede realizarse con técnicas convencionales.

Finalmente, cabe destacar que los resultados obtenidos mediante CDI pueden ser utilizados en la validación de modelos de elementos finitos, contrastando los desplazamientos y deformaciones nodales obtenidos numéricamente con los experimentales. Esto sienta las bases para asegurar la transferibilidad en la caracterización mecánica de materiales, permitiendo la confirmación de validez o el rechazo de soluciones numéricas de simulación estructural.

A pesar de todas las ventajas descritas anteriormente, la CDI es una técnica que todavía no se utiliza de forma extensa y generalizada en entornos industriales y de investigación. Este hecho se debe fundamentalmente al alto coste de adquisición de los equipos comerciales y el software relacionado con la técnica.

En este trabajo, se presenta una metodología para la determinación de desplazamientos y deformaciones en sólidos mediante cámaras convencionales de bajo coste. La metodología se ha validado mediante un programa experimental, en el que los resultados obtenidos han sido comparados con los proporcionados por un equipo comercial de altas prestaciones (ARAMIS 5M), que integra dos cámaras y software.

Aunque la computación directa del desplazamiento subpíxel del entorno de una diana puede llevarse a cabo buscando el pico de la correlación cruzada de la transformada rápida de Fourier (FFT, fast Fourier transform) de las imágenes [1]. Esta opción tiene grandes exigencias de procesamiento y almacenaje, que no la hacen viable para imágenes de cierta resolución en la mayoría de los ordenadores personales actuales. Como alternativa, se presenta en este trabajo una metodología combinada que agiliza enormemente los procesos, y permite el procesamiento de superficies con desplazamientos heterogéneos.

Por último, cabe destacar que el objetivo principal de este estudio es incentivar la utilización de la CDI en entornos industriales y aumentar la difusión generalizada de la técnica en su versión más práctica, con el fin de garantizar, a bajo coste y sin menoscabo de calidad, la medida de deformaciones en diversos componentes industriales.

MATERIAL Y MÉTODOS

2.1. Toma de datos

Se propone una metodología para la determinación de desplazamientos y deformaciones sobre superficies planas a partir de fotografías tomadas desde posiciones fijas. Se requiere únicamente el uso de una cámara fotográfica, sistema de soporte (trípode), y una plantilla calibrada que sirve como elemento de escalado. Los experimentos descritos en este trabajo se han realizado con cámaras convencionales de bajo coste, modelo Canon 1300D, y objetivos de focal 50 mm. La plantilla consiste en un tablero de ajedrez (ver Figura 1), cuyas casillas son calibradas.

Con el objetivo de no manipular las cámaras para la toma de fotografías, lo que podría inducir vibraciones y desplazamientos relativos indeseados, se han tomado las fotografías de forma remota controlando las cámaras mediante el software libre y abierto DigiCamControl [2]. Dicho software permite calibrar los principales parámetros de la cámara (ISO, apertura, enfoque...) así como visualizar en tiempo real las imágenes capturadas.

Por otro lado, los componentes sobre los que se quieren obtener los desplazamientos o deformaciones locales deben ser pintados superficialmente con un moteado no uniforme. El moteado se consigue mediante la aplicación de pintura negra en spray sobre la superficie de la probeta, que previamente ha de ser pintada de color blanco mate. La superficie debe estar libre de aceite y grasa para una correcta adhesión de la capa de pintura. El tamaño del moteado y el "size step" durante el cálculo han de ser adecuados para obtener la precisión deseada [3].

El proceso de adquisición de imágenes comienza con la realización de una primera foto al panel de calibración (llamada foto 0), situado directamente sobre la superficie a medir. Posteriormente, se retira el panel y se toma la foto 1, que corresponde al estado inicial del ensayo. Por último, se toman fotos sucesivas coincidentes con las *n* diferentes fases del ensayo: evolución temporal, estados de carga...

La validación de los datos obtenidos con la metodología presentada en este trabajo se realiza por comparación de las medidas de desplazamiento en puntos concretos con las obtenidas por el equipo ARAMIS 5M de la marca GOM y procesadas con el software ARAMIS v6.1 [4]. Durante la medida, el equipo comercial ARAMIS estaba provisto de dos cámaras con lentes de 23 mm de focal, que permiten obtener coordenadas tridimensionales de la superficie de la probeta con gran precisión. Se han tomado datos con el equipo ARAMIS en cada una de las n fases del ensayo sobre puntos de comparación que se materializan en dianas sobre la superficie medida. La posición de las dianas se señala sobre la foto del estado inicial del ensayo (foto 1), y el algoritmo calcula los desplazamientos en el resto de las fases con respecto a la primera.

2.2. Metodología

El procedimiento consiste en una determinación inicial de la situación de cada diana en cada una de las fases con procedimientos de detección automática de objetos homólogos en imágenes (*Speeded-Up Robust Features*,

SURF). Este cálculo es posteriormente refinado con técnicas subpíxel de correlación cruzada de imágenes en el dominio de la frecuencia.

2.2.1. Cálculo inicial desplazamiento (SURF)

Los métodos de determinación de elementos homólogos en imágenes, como SURF, están basados en la detección inicial de puntos u objetos singulares en dos imágenes. En el caso de SURF, los elementos consisten en una serie de descriptores del entorno de cada punto de interés [5]. Una vez identificados estos puntos en cada imagen, se comparan entre sí, buscando similitudes que permitan emparejar los elementos de una imagen con los de la otra. En este trabajo, se determinan los elementos SURF (SF, SURF features) de todas las fotos. Tras esto, se emparejan los elementos de la primera foto con los de cada una de las fotos de las fases siguientes, dando lugar a los elementos emparejados (PF, paired features), que contienen las coordenadas (fila, columna) de cada uno de los elementos SURF en la foto inicial y las de sus homólogos en la fase i. En cada foto, se buscan los elementos emparejados en el entorno próximo de cada diana (CPF, close paired features). Si el número de CPF (*nElem*) supera el mínimo establecido (en general, 3), se determinan los parámetros de la transformación afín que los relaciona TA. Finalmente, se aplica esta transformación a las coordenadas de cada diana d en la foto 1 (CD(1,d)), dando lugar a las coordenadas del punto homólogo (misma diana) en la foto i (CD(i,d)) y a la estimación de los desplazamientos iniciales DI(i,d) (Pseudocódigo 1).

for $i=1 \rightarrow n$ (n° de fotos)

```
SF(i)=BuscaElementosSURF(Foto_i)

if i>1

PF(i)=EmparejaElementos(SF(1),SF(i))

for d=1 \rightarrow nd (n° de dianas)

CPF(i,d)=BuscaPFproximos(PF(1), CD(1,d), Dist)

if nElem>2

TA(i,d)=CalculaTransfAfin(CPF(i,d))

CD(i,d)=AplicaTransfAfin(CD(1,d), TA(i,d))

DI (i,d)=CD(i,d)-CD(1,d)

endIf

endFor

endIf

endFor
```

Variables Operadores estándar Funciones Resultados

Pseudocódigo 1. Cálculo inicial del desplazamiento para cada diana en cada foto.

2.2.2. Refinamiento subpíxel (correlación cruzada)

Se generan teselas T con los píxeles en el entorno próximo de cada diana d en cada foto i. Para ello se define un ancho de tesela AT, y se seleccionan los píxeles comprendidos entre CD(i,d)+AT/2 y CD(i,d)-AT/2. Cada tesela de la imagen inicial T(1,d) se compara con su

homóloga en las imágenes sucesivas T(i,d). Con este fin, se utilizan los métodos descritos en [6], que calculan los desplazamientos a escala subpíxel entre las dos teselas basándose en la multiplicación matricial de la transformada discreta de Fourier (*DFT*, discrete Fourier transform). Este método utiliza sobremuestreo selectivo en el entorno próximo de la estimación inicial de la posición de la diana CD(i,d). Esto permite la reducción sustancial de requerimientos de computación y memoria, permitiendo el cálculo de desplazamientos puntuales en imágenes de cualquier dimensión en tiempo real.

De la comparación de los pares de teselas (T(1,d),T(1,d)), se obtiene el desplazamiento diferencial DD(i,d), que se suma al desplazamiento inicial DI(i,d) para la estimación final del desplazamiento de cada diana *d* en cada fase *i* DT(i,d). El pseudocódigo 2 describe este proceso.

```
for i=1 \rightarrow n (n° de fotos)

for d=1 \rightarrow nd (n° de dianas)

T(I,d)=ExtraeTesela(CD(1,d), AT)

if i>1

DD(I,d)=CalculaDesplDif(CPF(I,d))

DT(I,d)=DI(I,d)-DD(I,d)

endIf

endFor

endFor
```

Variables Operadores estándar Funciones Resultados

Pseudocódigo 2. Refinamiento del desplazamiento inicial y obtención del desplazamiento para cada diana en cada foto.

2.2.3. Escalado

Por último, se escalan los desplazamientos calculados, convirtiendo las medidas en unidades pixel en unidades métricas (Δx , Δy). Para ello, se detectan automáticamente las coordenadas píxel de cuatro esquinas en el panel de calibración (Foto 0), y se calcula escala vertical y horizontal *EV* y *EH*, conocida la longitud del lado de la cuadrícula (*LC*). Ver Figura 1 y Expresión 1 (Δx se calcula análogamente a Δy).



Figura 1. Panel de calibración y las cuatro esquinas de escalado.

$$EV = \frac{5 \times LC}{fila(B) - fila(A)}; \Delta y = DT_{(i,d)}_{fila} \times EH$$
(1)
RESULTADOS

3.1. Ensayo de laboratorio

Para la comprobación de la metodología se ha realizado un ensayo de flexión en 4 puntos sobre una viga de acero, sobre la cual se situaron 10 dianas en distintos puntos distribuidos aleatoriamente.

La adquisición de imágenes se realizó con una cámara EOS 1300D situada a 110 cm de la superficie de medida y con su eje óptico aproximadamente perpendicular a la esta.

El ensayo fue dividido en 9 etapas de carga, para las cuales se tomaron medidas tanto con la cámara convencional como con el equipo ARAMIS.

En total se obtuvieron 10 imágenes equivalentes y directamente comparables (9 etapas de carga y el panel de calibración) con 3465 filas y 5202 columnas cada una. El tamaño medio del píxel sobre la superficie en la que se encuentran las dianas es de 0.088 mm. La tabla 1 muestra los desplazamientos medios en cada una de las fases del ensayo, obtenidos mediante la metodología propuesta en este trabajo.

Tabla 1. Desplazamientos medios de las 10 dianas en las fases 2-9 con respecto a la posición en la fase inicial del ensayo.

Fase	Δy	Δx
2	-2,3	-0,1
3	-5,8	-0,2
4	-9,8	-0,2
5	-14,3	-0,2
6	-16,6	-0,2
7	-14,6	-0,1
8	-10,8	-0,1
9	-8,6	0,2

La figura 2 muestra la distribución de las 10 dianas utilizadas sobre la viga ensayada. Los cuadrados negros delimitan la zona de selección de elementos SURF alrededor de cada diana, siendo el lado de estos 200 píxeles. El lado de las teselas cuadradas utilizadas posteriormente para la correlación cruzada fue de 100 píxeles (~9 mm).

La figura 3 muestra la posición del cuadrado de selección en las dianas 1 y 7 en la foto inicial (en negro), y la de sus cuadrados homólogos en las fases 2 a 9.



Figura 2. Posición de las dianas en la superficie del ensayo.



Figura 3. Áreas de selección de elementos SURF alrededor de las dianas (negro), y áreas homólogas en las fases sucesivas (amarillo).

La figura 4 contiene diagramas de caja y bigotes de la distribución de las diferencias entre las medidas realizadas con el equipo ARAMIS y los resultados obtenidos al aplicar el algoritmo a las fotografías tomadas con la cámara convencional. En el gráfico se separan las discrepancias verticales $(\Delta y')$ y horizontales $(\Delta x')$.



Figura 4. Diagramas de caja y bigotes de la distribución de las discrepancias entre la estimación de desplazamientos del equipo ARAMIS y el algoritmo.

La tabla 2 muestra la media, mediana, desviación típica y error medio cuadrático de las discrepancias entre los dos sistemas (ARAMIS y algoritmo sobre Canon 1300D) después del refinamiento. Los cálculos se realizaron sobre las 80 medidas de desplazamiento del ensayo descrito: se comparó la fase inicial con 8 fases posteriores sobre 10 dianas.

Tabla	2.	Discrepancias	entre	estimaciones	de
desplaz	zamie	entos con el equip	o ARAN	1IS y el algoritn	ю.

(mm)	Δy'	$\Delta x'$
Media	0,021	0,042
Desviación Típica	0,053	0,054
Error medio cuadrático	0,056	0.067

Una vez validada la metodología y cuantificado el error obtenido en comparación con la toma de medidas realizadas mediante un equipo comercial, se obtuvo el campo completo de desplazamientos en el área de interés de la imagen. La figura 5 muestra dos alternativas implementadas en este estudio para visualización de los resultados.



Figura 5. Desplazamientos obtenidos en la fase 5 del ensayo de flexión en 4 puntos. (a) Malla densa de puntos con el desplazamiento representado en color (mm). Las flechas rojas indican la dirección del desplazamiento. (b) La malla negra representa el estado inicial (fase 1), la malla roja representa los desplazamientos, y la amarilla las deformaciones magnificadas y centradas en la figura (factor de magnificación: 20).

3.2. Aplicación del método a una estructura de grandes dimensiones

Los métodos anteriormente descritos fueron utilizados en la prueba de carga de una gran estructura metálica. Se colocaron cámaras de bajo coste en 8 posiciones fijas alrededor de la estructura. Las cámaras fueron dispuestas a distintas distancias y montadas con objetivos de focales distintas, adecuándose así a los requerimientos y limitaciones de cada zona de interés. La figura 6 muestra la distribución de las cámaras y uno de los fotogramas tomados desde la posición 1.



Figura 6. Disposición de las cámaras alrededor de la estructura ensayada y fotografía tomada desde la posición 1.

DISCUSIÓN

En este estudio no se realiza una calibración rigurosa de la cámara y el objetivo. La eliminación de distorsiones de las fotografías mediante calibración podría mejorar los resultados obtenidos (principalmente con distancias focales pequeñas). Sin embargo, esto reduciría la versatilidad del método, limitando la toma de datos al uso de focales fijas y de distancias cámara-objeto prefijadas. Es decir, las posibilidades de explotación del método se verían limitadas, al no poder adaptarse a las restricciones de emplazamiento y campo de visión que frecuentemente se dan en ensayos reales. Por ejemplo, en el ensayo de la estructura descrito en la sección 3.2, se utilizaron diferentes focales distancias cámara-objeto, У

adaptándose así a las limitaciones de espacio y permitiendo el estudio a diferentes escalas. De esta forma, el único requerimiento del método es el posicionamiento del eje óptico de la cámara sensiblemente perpendicular a la superficie medida. Esto permite la realización de este tipo de ensayos por parte de operarios sin conocimientos específicos en fotogrametría.

La tabla 2 muestran las discrepancias ARAMISalgoritmo en la estimación de desplazamientos en unidades métricas. Dada la naturaleza del método aquí propuesto, es evidente la dependencia entre precisión y tamaño de píxel sobre el objeto estudiado. De esta forma, se pueden transformar los valores de la tabla 2 a unidades píxel. Así, en el sentido vertical (Δy '), y teniendo en cuenta el tamaño medio del píxel sobre el objeto (0.088 mm), la discrepancia media, la desviación típica y el error medio cuadrático son 0,23; 0,60 y 0,63 píxeles respectivamente. De estos valores se puede deducir la precisión esperable variando el tamaño del píxel y manteniendo el resto de los parámetros del ensayo. Lo que conduce a esperar un error cuadrático medio en el entorno del 60% del tamaño del píxel sobre la superficie medida.

De los gráficos de la figura 4, se puede deducir que el refinamiento basado en correlación cruzada aumenta ligeramente la precisión de las estimaciones SURF de desplazamientos, y reduce su dispersión. Sin embargo, estudios de otros ámbitos en los que se han utilizado métodos similares de correlación cruzada [6] llegan a mostrar precisiones superiores a los 0,6 píxeles de este estudio. Por lo tanto, los resultados parecen susceptibles de ser mejorados en la fase de refinamiento, variando, por ejemplo, el tipo de moteado que se aplica a la superficie.

CONCLUSIONES

Es posible obtener los desplazamientos y deformaciones locales en la superficie de un sólido mediante cámaras convencionales de bajo coste y técnicas de visión artificial.

La determinación inicial de desplazamientos de puntos concretos mediante técnicas SURF, y el refinamiento de estas medidas con correlación cruzada de fase permiten obtener una precisión en la medida por debajo del tamaño del pixel.

La metodología ha sido validada mediante la comparativa de resultados con los obtenidos a partir de equipos comerciales de altas prestaciones. Tomando estas medidas como referencia, se ha obtenido una precisión general en torno al 60% del tamaño del píxel (0,05 mm en el ensayo de laboratorio realizado).

Se ha aplicado el método al ensayo de una estructura de grandes dimensiones. Su uso ha permitido el estudio

simultáneo de varios puntos de interés a diferentes escalas. Esto muestra la versatilidad del método, que, además, solo requiere el uso de cámaras de bajo coste y puede ser ejecutado por personal sin cualificación específica.

Por último, existen indicios de la influencia de multitud de variables en la calidad de la medida, tales como distancia focal, iluminación, tipo de lente, tamaño del sensor, o la textura de la superficie fotografiada. Estas variables podrían ser estudiadas y modelizadas en el futuro para su optimización y uso adecuado en diferentes casos de estudio.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer la financiación recibida a través del proyecto APTECODIMENIN (referencia SV-PA-17-RIS3-1), cofinanciado por el Instituto de Desarrollo Económico del Principado de Asturias (I.D.E.P.A) y Thyssen Krupp en el marco de los proyectos Proof-of-Concept.

REFERENCIAS

- Barnea, D. I., & Silverman, H. F. (1972). A class of algorithms for fast digital image registration. IEEE transactions on Computers, 100(2), 179-186.
- [2] DigiCamContol. Open source Sowftware. http://digicamcontrol.com/doc/
- [3] Pan, B., Xie H., Wang, Z., Qian, K., and Wang. Z, (2008) Study on subset size selection in digital image correlation for speckle patterns. OPTICS EXPRESS, Vol. 16, No. 10. ©2008 Optical Society of America
- [4] mbH, GOM. (2009) ARAMIS User Manual Software v6.1 and higher. Braunshweig Germany.
- [5] Bay, H., Ess, A., Tuytelaars, T., & Van Gool, L. (2008). Speeded-up robust features (SURF). Computer vision and image understanding, 110(3), 346-359.
- [6] Guizar-Sicairos, M., Thurman, S. T., & Fienup, J. R. (2008). Efficient subpixel image registration algorithms. Optics letters, 33(2), 156-158.

ESTIMACIÓN DE LA ZONA PLÁSTICA MEDIANTE DIFRACCIÓN DE RAYOS X EN EL INTERIOR DE UNA GRIETA EN ACERO BAINÍTICO

M. Carrera¹, P. Lopez-Crespo¹, B. Moreno¹

¹Departamento de Ingeniería Civil y Materiales, Universidad de Málaga C/ Dr Ortiz Ramos s/n, 29071, Málaga, España

RESUMEN

En este trabajo se desarrolla una metodología para estudiar la zona plástica en una grieta de fatiga. El estudio se realiza combinando datos experimentales de difracción de rayos X sincrotrón con la curva de comportamiento del material. El estudio se ha realizado en una probeta *Compact Tension* (CT) de acero bainítico. El experimento sincrotrón ha generado un mapa de deformaciones en torno al vértice de la grieta, pero en el interior del material (en la sección intermedia de la probeta, a lo largo del espesor). Los datos de deformación se han utilizado para hallar el campo de deformación angular. El campo de tensiones equivalentes se ha obtenido mediante un ajuste de Ramberg-Osgood que ha permitido simular el comportamiento elastoplástico del material. La nueva metodología ha permitido estimar la forma y dimensiones de la zona plástica. Dicha zona se ha validado con los modelos de Irwin y Dugdale.

PALABRAS CLAVE: Fatiga, Uniaxial, Zona plástica, Difracción de rayos X

ABSTRACT

A new methodology to estimate the plastic zone in the bulk of material is presented. The methodology combines powerful synchrotron X-ray diffraction data with the elastic-plastic curve of the material. The analysis is performed on a Compact Tension (CT) specimen made of bainitic steel. A complete 2D map of the strains in the surroundings of the crack tip is measured experimentally with X-ray diffraction. These data are taken at the mid-plane of the specimen through the thickness. The experimental strain data collected in two different directions is used to estimate the Von Mises equivalent strain field. This implies generating artificially the shear strain component. Finally the Von Mises equivalent stress field is obtained making use of the Ramberg-Osgood curve of the material that is used to simulate the elastic-plastic behaviour of the material. The new methodology has been used to estimate the shape and dimensions of the plastic zone and has been validated with Irwin and Dugdale models.

KEYWORDS: Plastic zone in fatigue; Synchrotron X-ray diffraction; bainitic steel;

INTRODUCCIÓN

La deformación plástica es un fenómeno común ocurrido durante la carga cíclica de un material. Un patrón de cargas cíclico permite generar el movimiento de dislocaciones que, al concentrarse en zonas de altas tensiones, generan la coalescencia de vacíos en el interior del material. A la postre, la generación de una grieta es usual. El estudio de dicha zona plástica, a fin de permitir a la comunidad científica entender el rol de esta en la velocidad de crecimiento de grieta, fue reseñado ya por Elber [1]. Se hace pues complejo estudiar la influencia de esta zona ya sea de forma experimental o simulada. En lo relativo a trabajos de simulación, las predicciones suelen basarse en modelos teóricos elásticos, que representen los campos de tensiones en torno al vértice de grieta. Experimentalmente, las primeras técnicas para hallar la zona deformada plásticamente en torno a una grieta de fatiga, han buscado identificar las dimensiones de dicha zona, como reseñaron Uĝuz y Martin [2]. Las más modernas técnicas abarcan desde modelado numérico [3] técnicas experimentales hasta avanzadas; desde termoelasticidad [4], hasta correlación de imágenes digitales [5], difracción de rayos X sincrotrón [6,7]o caracterización óptica de la segunda armónica [8]. Dichas técnicas han permitido afinar las mediciones relativas al factor de intensidad de tensiones en torno al vértice de grieta, así como tensiones residuales, deformaciones y, por ende, las dimensiones de la zona plástica.

Sin embargo, la mayoría de estudios han usado modelos existentes de campos de tensiones y deformaciones en

torno al vértice de grieta. Se hace de interés, por tanto, la combinación de técnicas experimentales de medición con modelos mejorados que permitan simular con precisión el comportamiento elastoplástico del material en torno al vértice de grieta. De este modo, se reduciría la distancia existente hasta comprender la influencia que dicha zona deformada plásticamente tiene en el avance de grieta.

Los estudios de fatiga basados en difracción de rayos X aportan una ventaja concreta al análisis de grieta, al permitir obtener información en el interior del material. La creación de una metodología suficientemente fiable que permita el análisis y procesado de dicha información, podría ser de utilidad para entender el funcionamiento de fenómenos relacionados con la fatiga, como el cierre de grieta (*fatigue crack closure*) [9] que cobran una importancia capital en condiciones de carga variable [10]. Para ello, se hace necesario arrojar cierta luz sobre el crecimiento de dicha grieta en materiales reales, de forma que los modelos numéricos creados puedan simular el comportamiento de los materiales en régimen elastoplástico.

Con este fin se define este trabajo, caracterizar el tamaño de la zona plástica en torno al vértice de grieta, y poder comprender mejor su funcionamiento con el uso de modelos que representen de forma combinada (elástica y plástica) los campos de tensiones en torno a esta, basados en datos experimentales obtenidos de ensayos de difracción de rayos X.

TRABAJO EXPERIMENTAL

El experimento sobre el que se basa este documento se llevó a cabo en la línea ID15 del European Synchrotron Radiation Facility (ESRF) en Grenoble (Francia) [11,12] , usando la misma configuración que la descrita en [13], como se observa en la Figura 1. Las aberturas del rayo incidente se abrieron a $60x60\mu m$, aportando una resolución lateral (x, y) de 60 μm y una penetración a través del espesor del material de aproximadamente 1.4 mm [7]. Esto implicó una resolución 10 veces mayor que en anteriores experimentos de mapeado de campos de deformación. Dicha resolución fue posible gracias al pequeño tamaño de grano del acero bainítico usado.

La muestra fue sometida a fatiga antes de la existencia de grieta, durante 3000 ciclos a una frecuencia de 10Hz, y un rango de intensidad de tensiones $\Delta K=35$ MPa \sqrt{m} con Kmin/Kmax = 0.03. Se dieron condiciones de tensión plana en el plano medio del espesor para todas las cargas aplicadas durante el ensayo. La longitud de grieta se midió perpendicularmente a la dirección de carga desde el centro de los orificios de carga. Los datos mostrados en este artículo se tomaron una vez que la grieta de fatiga hubo crecido hasta una longitud de 12.75mm.

Se tuvo especial cuidado a la hora de corregir los ligeros movimientos de la muestra que tenían lugar durante los ciclos de fatiga, así como para las situaciones de carga en Kmax= 35 MPa \sqrt{m} y Kmin = 1.2 MPa \sqrt{m} . De este modo, se aseguró que todos los mapas de deformación tomaban como referencia la muestra y no al equipo usado en el laboratorio. Se estimó que la posición de la muestra podía ser corregida con una precisión de menos de 50 µm.



Figura 1. Esquemática del ensayo de rayos X. Se usaron dos detectores para poder medir las dos componentes de deformación ε_{xx} y ε_{yy} . Para ángulos θ muy pequeños, estas deformaciones pueden ser tomadas como representativas de las reales, en las direcciones de carga (y) y crecimiento de grieta (x).

El ensayo se realizó a una probeta de fatiga de tipo CT. Esta presenta un ancho (W) de 60 mm y un espesor (B) de 3.3mm [7]. Se mecanizó a partir de un acero bainítico templado y recocido, análogo al Q1N (HY80) [14] y usado comúnmente en aplicaciones marítimas y offshore. Su composición química es de 0.16% C, 0.25% Si, 0.31% Mn, 0.010% P, 0.008% S, 1.42% Cr, 2.71% Ni, 0.41% Mo y 0.10% Cu. Esta aleación combina buenas propiedades frente a fallo por fatiga y bajo impacto medioambiental para aplicaciones no relacionadas con el transporte [15].

METODOLOGÍA DE ESTIMACIÓN DE ZONA PLÁSTICA

Para la creación del modelo que permita analizar los datos obtenidos a partir del ensayo de difracción, se ha usado MATLAB. Las etapas de creación de dicho modelo se exponen a continuación. Para mayor claridad, se incluye un diagrama de flujo esquemático en la Figura 2.

• Cargar datos de los campos de deformaciones experimentales ε_{xx} y ε_{yy} .

• Crear campo de deformación artificial γ_{xy} mediante las ecuaciones de Westergaard, tal y como se describen en [16]. La componente usada viene dada por la expresión (1), donde K_I = 35 MPa \sqrt{m} , y (r, θ) son las coordenadas polares de un punto cualquiera, medidas desde el vértice de grieta.



Figura 2. Diagrama de flujo para la creación de campos experimentales de tensión en torno al vértice de grieta, a partir de datos de campos de deformación obtenidos por difracción de rayos X.

$$\gamma_{xy} = \frac{K_I}{2\mu\sqrt{2\pi r}}\sin(\theta)\cos\left(\frac{3\theta}{2}\right) \tag{1}$$

• Combinar los campos de deformaciones anteriores en un campo de deformación equivalente de Von Mises, como se describe en [17]. Dicha deformación viene dada por la expresión (2). La componente de deformación ε_{zz} ha sido calculada a partir de ε_{xx} y ε_{yy} , suponiendo la estricción del material. Dado que los únicos datos experimentales obtenidos son relativos a la dirección de avance y apertura de grieta (x e y), no se han tenido en consideración las deformaciones angulares γ_{xz} ni γ_{yz} .

$$\varepsilon_{eq} = \frac{3}{4\sqrt{2}} \sqrt{\frac{\left(\varepsilon_{xx} - \varepsilon_{yy}\right)^2 + (\varepsilon_{xx} - \varepsilon_{zz})^2 + \left(\varepsilon_{yy} - \varepsilon_{zz}\right)^2 + \left(\varepsilon_{yy} - \varepsilon_{zz}\right)^2 + \left(\varepsilon_{yy} - \varepsilon_{zz}\right)^2 + \left(\varepsilon_{yz} - \varepsilon_{zz}\right)^2 + \left(\varepsilon_{zz} - \varepsilon_{zz}\right)^2 + \left(\varepsilon_{$$

• Obtener el campo de tensión equivalente mediante el ajuste de Ramberg-Osgood. Dicho ajuste de la curva de tracción viene dado por la expresión (3).

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E} + \left(\frac{\sigma}{K}\right)^{1/n} \tag{3}$$

• Validar los resultados del tamaño de zona plástica, comparándolos con los tamaños de zona plástica propuestos por Irwin y Dugdale, según las expresiones (4) y (5) respectivamente.

$$r_p^{Ir} = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_y} \right)^2 \tag{4}$$

$$r_p^{Dg} = \frac{\pi K_l^2}{8\sigma_y^2} \tag{5}$$

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

El análisis de tracción del material reveló un límite de rotura σ_u =858 MPa, limite elástico σ_y = 699MPa y módulo de Young E=210 GPa. Dichas propiedades fueron obtenidas de forma numérica de la curva mostrada en la Figura 3. Se muestra también en dicha figura el ajuste de Ramberg-Osgood utilizado, cuyos parámetros son K = 993.6576 MPa y n = 0.0564.

El ajuste de la curva de tracción mediante Ramberg-Osgood permite evaluar el comportamiento en régimen elastoplástico de forma suficientemente buena. Se aprecian errores de tensión de unos 35 MPa en la zona de endurecimiento. Esto supone elevar en torno a un 5% la tensión que el material puede soportar en ese intervalo de deformación. No es un error grande como para descartar el ajuste, pero debiera ser tenido en cuenta por no estar del lado de la seguridad.



del material.

Haciendo uso del proceso antes mencionado, se ha obtenido el campo de tensión equivalente a partir de los datos del ensayo de difracción, permitiendo delimitar la zona plástica en un caso experimental. Dicho resultado se muestra en la Figura 4.



Figura 4. Modelo experimental de la zona plástica en torno al vértice de grieta, obtenido a partir del campo de tensiones equivalentes en el entorno de grieta para el acero bainítico estudiado.

Pese a no estar perfectamente centrado, la representación de los datos experimentales en el modelo permite un análisis suficientemente eficaz. La grieta está situada a lo largo de la parte negativa del eje X. Su vértice se sitúa en el origen de coordenadas en la Figura 4.

La zona plástica en la Figura 4 parece estar alargada a lo largo del eje y. Este hecho es fruto de la diferente escala de visualización, aplicada a los diferentes ejes.

Debido a que el campo de tensiones no está perfectamente centrado en el origen, no puede observarse

la zona plástica al completo por no disponer de los datos experimentales de la parte inferior de la zona plástica (coordenadas y inferiores a -1). Así, para la estimación de las dimensiones de la zona plástica representada puede suponerse una línea de simetría en y=0, tal que dicha zona plástica se divida en dos partes. El área de un rectángulo de dimensiones (0.8 x 1.2 mm) permite inscribir la mitad superior de la zona plástica estimada algo menor a 1.92 mm². El radio plástico obtenido a partir de la Figura 4 sería de 0.8 mm. La estimación de la zona plástica según los modelos de Irwin y Dugdale sería r_p (Irwin) = 0.7981 mm y r_p (Dugdale) = 0.9846 mm. Dichos valores sirven para validar la estimación inicial de la zona plástica.

CONCLUSIONES

El modelo de distribución de tensiones desarrollado permite el análisis de la zona plástica en torno al vértice de grieta.

La validación del modelo queda demostrada en primera aproximación por los valores aportados de tamaño de zona plástica, obtenidos según las expresiones de Irwin y Dugdale. Sin embargo, convendría desarrollar un modelo analítico que permita una validación más adecuada y precisa.

Sería necesario mejorar la medida del área estimada de la zona plástica, a fin de obtener datos más precisos con los que comparar los resultados obtenidos, con otros modelos.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen la financiación aportada para la realización de este trabajo a la Junta de Andalucía a través de su convocatoria de Proyectos de Excelencia, referencia TEP-3244.

REFERENCIAS

- [1] W. Elber, Fatigue crack closure under cyclic tension, Engineering Fracture Mechanics. 2 (1970) 37–45.
- [2] A. Uguz, J.W. Martin, Plastic zone size measurement techniques for metallic materials, Materials Characterization. 37 (1996) 105–118. doi:http://dx.doi.org/10.1016/S1044-5803(96)00074-5.
- J. Garcia-Manrique, D. Camas, P. Lopez-Crespo, A. Gonzalez-Herrera, Stress intensity factor analysis of through thickness effects, International Journal of Fatigue. 46 (2013) 58– 66.
- [4] F.A. Diaz, E.A. Patterson, R.A. Tomlinson, J.R. Yates, Measuring stress intensity factors during fatigue crack growth using thermoelasticity, Fatigue and Fracture of Engineering Materials

and Structures. 27 (2004) 571-583.

- [5] P.F.P. de-Matos, D. Nowell, Experimental and numerical investigation of thickness effects in plasticity-induced fatigue crack closure, International Journal of Fatigue. 31 (2009) 1795– 1804.
- [6] A. Steuwer, J. Santisteban, M. Turski, P.J. Withers, T. Buslaps, High-resolution strain mapping in bulk samples using full-profile analysis of energy dispersive synchrotron X-ray diffraction data, Nucl. Instr. Meth. Physics Research B. 238 (2005) 200–204.
- [7] P. Lopez-Crespo, M. Mostafavi, A. Steuwer, J.F. Kelleher, T. Buslaps, P.J. Withers, Characterisation of overloads in fatigue by 2D strain mapping at the surface and in the bulk, Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures. 39 (2016) 1040–1048.
- [8] H. Arnolds, A. Kakoulli, K. Shah, E. Patterson, Characterization of metal fatigue by optical second harmonic generation, Applied Physics Letters. 111 (2017) 131901.
- [9] P. Lopez-Crespo, A. Steuwer, T. Buslaps, Y.H. Tai, A. Lopez-Moreno, J.R. Yates, P.J. Withers, Measuring overload effects during fatigue crack growth in bainitic steel by synchrotron X-ray diffraction, International Journal of Fatigue. 71 (2015) 11–16.
- B. Moreno, A. Martin, P. Lopez-Crespo, J. Zapatero, J. Dominguez, Estimations of fatigue life and variability under random loading in aluminum Al-2024T351 using strip yield models from NASGRO, International Journal of Fatigue. 91 (2016) 414–422. doi:10.1016/j.ijfatigue.2015.09.031.
- [11] P.J. Withers, P. Lopez-Crespo, A. Kyrieleis, Y.-C. Hung, Evolution of crack-bridging and cracktip driving force during the growth of a fatigue crack in a Ti/SiC composite, Proceedings of the Royal Society A Mathematical, Physical and Engineering Sciences. 468 (2012) 2722–2743.
- [12] P.J. Withers, Fracture mechanics by threedimensional crack-tip synchrotron X-ray microscopy, Philosophical Transactions of the Royal Society A-Mathematical Physical and Engineering Sciences. 373 (2015) 20130157.
- [13] P. Lopez-Crespo, P.J. Withers, F. Yusof, H. Dai, A. Steuwer, J.F. Kelleher, T. Buslaps, Overload effects on fatigue crack-tip fields under plane stress conditions: surface and bulk analysis, Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures. 36 (2013) 75–84.
- [14] T.M.H. J. Smith, M.N. Bassim, C. D. Liu, Measurement of crack tip strains using neutron diffraction, Engineering Fracture Mechanics. 52 (1995) 843–851.
- [15] V. Chaves, Ecological criteria for the selection of materials in fatigue, Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures. 37 (2014) 1034–1042. doi:10.1111/ffe.12181.

- [16] H.L. Ewalds, R.J.H. Wanhill, Fracture Mechanics, Arnold, London, 1984.
- [17] J.A. Bannantine, J.J. Corner, J.L. Handrock, Fundamentals of metal fatigue analysis, Prentice Hall, 1990.

APLICACIONES Y CASOS PRACTICOS EN INGENIERÍA

ANÁLISIS NUMÉRICO DE LA RESPUESTA DE UN CASCO PARA LA DESACTIVACIÓN DE ARTEFACTOS EXPLOSIVOS FRENTE A IMPACTO

J. Aranda-Ruiz^{1*}, K. Miroir², M. Rodríguez-Millán³, J.A. Loya¹

¹Dpto. de Mecánica de Medios Continuos y Teoría de Estructuras (Universidad Carlos III de Madrid) Avda. de la Universidad 30, 28911, Leganés, Madrid, España ²Departamento de Estructuras y Mecánica de Materiales, (SIGMA Clermont) Campus des Cézeaux, CS 20265, 63178 AUBIERE CEDEX, Aubière, Francia ³Dpto. de Ingeniería Mecánica (Universidad Carlos III de Madrid) Avda. de la Universidad 30, 28911, Leganés, Madrid, España *E-mail: jaranda@ing.uc3m.es

RESUMEN

En este trabajo se ha estudiado y analizado numéricamente la respuesta de un casco diseñado para la desactivación de explosivos (EOD) frente a impacto de fragmento. Para ello se ha utilizado el código comercial de elementos finitos ABAQUS/Explicit modelizando el comportamiento de los diferentes materiales mediante subrutinas de usuario. Los resultados obtenidos permitirán el desarrollo óptimo de este tipo de sistemas de protección, mejorando la ergonomía y minimizando los daños producidos por dicho impacto en el usuario.

PALABRAS CLAVE: Sistema de protección personal, Impacto, Daño, Elementos Finitos

ABSTRACT

In this work, the response of a helmet designed for the deactivation of explosives (EOD) against fragment impact has been studied and analyzed numerically. For this, the finite elements commercial code ABAQUS / Explicit has been used, modelling the behavior of the different materials through user subroutines. The results obtained will allow the optimal development of this type of protection systems, improving ergonomics and minimizing the damages produced on the user by this impact.

KEYWORDS: Personal safety system, Impact, Damage, Finite elements

1. INTRODUCCIÓN

Existe una necesidad real de mejorar los sistemas de protección personales que usan las Fuerzas y Cuerpos de Seguridad del Estado (FFCCSSEE) y Fuerzas Armadas (FFAA) frente a amenazas balísticas y explosivas que puedan darse en escenarios delictivos, terroristas, o por la participación en conflictos internacionales [1].

Ante la eventual explosión de un dispositivo explosivo que manipule un técnico en desactivación de explosivos (TEDAX), el riesgo debido al impacto de la onda de choque de la explosión junto al impacto de fragmentos, bien formen parte del recipiente contenedor o sean metralla adicional, pueden conllevar un desenlace fatal para el técnico.

Es por ello que estos especialistas utilizan equipos de protección que, persiguiendo la máxima comodidad y facilidad de movimiento posible con la minimización del daño personal provocado por la amenaza, combinen distinto tipo de materiales según la zona del cuerpo a proteger (ver Figura 1), desde paneles cerámicos para protección de pecho y extremidades (alúminas y carburo de boro) a fibras de alta resistencia para tejidos (aramida, fundamentalmente) para el traje y casco, por ejemplo.

Los cascos más modernos, a pesar de combinar materiales más ligeros y resistentes a base de materiales compuestos reforzados con fibras de aramida para el bloque del casco y viseras trasparentes de policarbonato, alcanzan pesos superiores a los 4 kg. Su peso elevado, junto a situaciones de estrés físico y mental, y posiciones de trabajo incómodas, dificulta enormemente el desarrollo de la actividad, por lo que el uso de herramientas numéricas que ayuden a mejorar su diseño y optimizar espesores, ha despertado gran interés.

A la hora de desarrollar un modelo numérico completo es necesario conocer y calibrar el comportamiento de todos

y cada uno de los componentes que conforman todo el sistema de protección. Es por este motivo que el objetivo de este trabajo es analizar numéricamente el comportamiento frente a impacto de un proyectil tipo FSP (*Fragment Simulation Projectile*) de la visera de protección, teniendo en cuenta su interacción con el resto de materiales, como un primer paso para la calibración de un modelo numérico completo.



Figura 1. Equipo de protección anti-explosiones Med-Eng EOD® 9

2. MODELO DE ELEMENTOS FINITOS

El casco de desactivación de explosivos analizado es un modelo *Med-Eng EOD 8*, como el que se muestra en la Figura 2, empleado por fuerzas y cuerpos de seguridad de diferentes países, fabricado en KevlarTM. Además, dicho modelo también cuenta con una visera de protección frontal.



Figura 2. Casco de desactivación de explosivos modelo Med-Eng EOD8.

El análisis numérico se ha realizado mediante el método de elementos finitos, empleando para ello el código comercial ABAQUS/Explicit. El modelo incluye la calota fabricada de material compuesto reforzado con tejido de aramida, la visera de protección de Policarbonato y el aislante que se coloca entre el casco y la visera; además se incluye el modelo del proyectil FSP (ver Figura 3a).



Figura 3. (a) Modelo numérico completo. (b) Modelo numérico de la calota.

La parte del modelo correspondiente a la calota, mostrada en la Figura 3.b, consta de un total de 40508 elementos de tipo C3D8R, y el comportamiento del material compuesto de aramida se ha modelizado mediante el desarrollo de una subrutina de usuario. La conexión entre visera y calota se hace con presión a través de una junta de elastómero que mejora el sellado. Dicho elastómero se ha considerado como elástico y lineal, con un módulo de elasticidad de valor E = 5 GPa y un coeficiente de Poisson de valor v = 0.4. El modelo numérico del aislante, mostrado en la Figura 4.c, consta de un total de 4003 elementos, también del tipo C3D8R.

La visera considerada posee un espesor de 21 mm. En cuanto al mallado de la misma, está formado por 110398 elementos de tipo C3D8R (Figura 4.a), y la modelización del comportamiento del Policarbonato del que está fabricada (detallado en la sección 3) también se ha considerado mediante el desarrollo de una subrutina de usuario. La interacción entre casco y visera se ha realizado mediante una condición de tipo "tie" en las zonas de unión entre ambos elementos.



Figura 4. Componentes del modelo numérico. (a) Visera. (b) FSP. (c) Aislante.

Tal y como se ha comentado anteriormente, se ha simulado el impacto de un fragmento metálico (FSP) de 1.1 g de masa, producido como resultado de una posible explosión, el cual se ha definido según la norma *STANAG* 2920. Dicho proyectil ha sido mallado con un total de 8395 elementos, también de tipo C3D8R (ver Figura 4.b).

3. DESCRIPCIÓN DE LOS MATERIALES

3.1. Material de la calota

La calota del casco está fabricada en material compuesto reforzado con fibras de aramida, cuyas propiedades mecánicas dependen de la dirección de dichas fibras, y se recogen en la tabla 1.

Tabla 1. Propiedades mecánicas de la fibra de aramida Kevlar-29 [2]

E1 [GPa]	E2 [GPa]	E3 [GPa]
18.5	18.0	4.5
G12 [GPa]	G13 [GPa]	G23 [GPa]
0.77	2.6	2.6
V13	V 23	ρ [kg/m ³]
0.33	0.33	1230

El comportamiento constitutivo del material compuesto se ha considerado elástico lineal hasta rotura, considerando como criterio de fallo el de Hashin [3], implementado este último mediante una subrutina de usuario tipo VUMAT. Los parámetros de daño que definen este criterio se recogen en la tabla 2.

Tabla 2. Parámetros de daño para el criterio de Hashin en material compuesto reforzado con fibras de aramida Kevlar-29 [2]

X _{1T} [MPa]	X _{2T} [MPa]	X _{3T} [MPa]
555	555	1050
X1C [MPa]	X _{2C} [MPa]	X _{3C} [MPa]
555	555	1050
S ₁₂ [MPa]	S ₁₃ [MPa]	S ₂₃ [MPa]
77	1060	1086

3.2. Material de la visera

Para el Policarbonato de la visera, se ha considerado un modelo de material termoviscoplástico, con un criterio de daño implementado también mediante una subrutina de usuario tipo VUMAT [4]. Los parámetros que definen el modelo de daño, se han calibrado a partir de los ensayos experimentales realizados por Ravi-Chandar et al. [5], que consisten en el impacto asimétrico de un proyectil cilíndrico contra el canto de una probeta plana con entalla simple.

Dicho criterio de daño recoge de manera simultánea dos modos de fallo, por un lado, un modo de fractura frágil, definido a partir de la tensión principal máxima, y por otro lado un modo de fractura dúctil (bandas de cortadura), definido a partir de la densidad de energía de deformación.

3.2.1 Criterio de fallo frágil

Se ha definido mediante un criterio de rotura local, basado en la tensión principal máxima, de forma que cuando se alcance un valor crítico de dicha tensión principal máxima σ_I^{crit} se produzca la fractura. El criterio de fractura frágil así definido, se trata por lo tanto de un criterio tensional:

$$\boldsymbol{\sigma}_{I} = \boldsymbol{\sigma}_{I}^{crit}(\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}) \tag{1}$$

Se ha considerado una dependencia del valor de σ_I^{crit} con la velocidad de deformación, siguiendo la misma metodología empleada por Dolinski et al. [6]. Dicha dependencia ha sido obtenida a partir de los resultados experimentales de Ravi-Chandar et al. [5], resultando finalmente:

$$\sigma_{I}^{crit}(\dot{\varepsilon}) = \begin{cases} \sigma_{I,cuas}^{crit} & si\,\dot{\varepsilon} \le 27000\,s^{-1} \\ \sigma_{I,dinam}^{crit}(\dot{\varepsilon}) & si\,\dot{\varepsilon} > 27000\,s^{-1} \end{cases}$$
(2)

donde:

$$\sigma_{Lcuas}^{crit} = 160 MPa \tag{3}$$

$$\sigma_{I,dinam}^{crit}(\dot{\varepsilon}) = 1.622 \cdot 10^{-11} \dot{\varepsilon}^3 - 1.3274 \cdot 10^{-6} \dot{\varepsilon}^2 + 3.6544 \cdot 10^{-2} \dot{\varepsilon} - 178.27 MPa$$
(4)

donde el valor crítico calculado, de 160 MPa, concuerda con el publicado por Dorogoy y Rittel [7]. Además, al tratarse de un criterio de fractura frágil, es lógico pensar que se debe dar en aquellos puntos en los que la deformación plástica equivalente sea considerablemente baja, por lo que se ha impuesto como requisito adicional, que la expresión (1) sólo sea válida en aquellos puntos en los que se cumpla:

$$\bar{\varepsilon}_p \le 0.05 \tag{5}$$

3.2.1 Criterio de fallo dúctil

Se trata de un criterio de fractura global que consiste en establecer un nivel crítico de densidad de energía de deformación, W_{crit} , a partir del cual comenzará la degradación del material, y un valor límite de densidad de energía de deformación, W_{frac} , que determinará cuando se produce la fractura. La representación esquemática de este criterio se recoge en la Figura 5.



Figura 5. Representación esquemática del criterio de fractura dúctil.

El valor crítico de la densidad de energía de deformación se establece según la expresión (6):

$$W_{crit} = \int_0^\alpha \sigma_{ij} \, d\varepsilon_{ij} \tag{6}$$

donde σ_{ij} y ε_{ij} son las componentes de los tensores de tensión y deformación respectivamente. El límite de integración superior α se fija como el nivel de deformación equivalente crítico $\overline{\varepsilon}_{crit}$, a partir del cual la resistencia estructural comienza a deteriorarse de forma gradual de acuerdo a la expresión (7):

$$\overline{\boldsymbol{\sigma}} = \overline{\boldsymbol{\sigma}}^* (\boldsymbol{1} - \boldsymbol{D}^{\boldsymbol{b}}) \tag{7}$$

donde $\overline{\sigma}$ es la tensión equivalente ya degradada en el instante actual, para una deformación equivalente dada $\overline{\varepsilon} \geq \overline{\varepsilon}_{crit}$; y **b** un exponente que permite establecer el tipo de relación entre $\overline{\sigma}$ y $\overline{\sigma}^*$. **D** es el nivel de daño existente en el material, pudiendo tomar valores comprendidos entre 0, si se encuentra intacto, y 1 si está completamente dañado. Dicho parámetro **D** se define como:

$$\boldsymbol{D} = \frac{W - W_{crit}}{W_{frac} - W_{crit}} \tag{8}$$

En el caso del PC, como en muchos polímeros en general, se produce una diferencia de comportamiento entre tracción y compresión, siendo generalmente la resistencia de estos materiales menor a tracción. Por este motivo, se ha agregado a este criterio de daño dúctil, una diferenciación entre los elementos que estén trabajando a tracción y los que lo estén haciendo a compresión. Dicha distinción se realizará mediante el uso del tercer invariante del tensor de tensiones I_3 , considerando que si dicho valor es positivo, el elemento se encuentra traccionado, mientras que si el valor es negativo, el elemento estará comprimido. Así, se definen unos valores de densidad de energía de deformación W_{crit} y W_{frac} tanto a tracción como a compresión, los cuales se recogen en la tabla 3.

Tabla 3. Parámetros del criterio de fractura dúctil

W_{crit}^{trac}	50 MJ/m ³
W_{frac}^{trac}	70 MJ/m ³
W_{crit}^{comp}	140 MJ/m ³
W_{frac}^{comp}	170 MJ/m ³
b	1

Adicionalmente, se ha incluido un valor límite de deformación, $\varepsilon_{max} = 1.6$ [8], para evitar posibles errores numéricos derivados de la excesiva distorsión que aparece en elementos próximos a su eliminación y que derivan en problemas de convergencia.

3.3. Material del FSP

El FSP está fabricado en acero AISI 4340, definiéndose el comportamiento termoviscoplástico del material mediante un modelo de Johnson-Cook [9], cuya función de endurecimiento viene definida por las expresiones:

$$\sigma_{Y}\left(\bar{\varepsilon}^{p}, \dot{\bar{\varepsilon}}^{p}, T\right) = \left[A + B(\bar{\varepsilon}^{p})^{n}\right] \left[1 + C \ln\left(\frac{\dot{\bar{\varepsilon}}^{p}}{\dot{\bar{\varepsilon}}_{0}}\right)\right] \left[1 - \theta^{m}\right] \quad (9)$$

$$\theta = \frac{T - T_{0}}{T_{m} - T_{0}} \quad (10)$$

donde \bar{e}^p es la deformación plástica equivalente, $\dot{\bar{e}}^p$ la velocidad de deformación plástica equivalente y θ la temperatura absoluta. Para el acero AISI 4340, los parámetros que aparecen en las expresiones (9) y (10) han sido obtenidos de [10]. El coeficiente de Quinney-Taylor que define el porcentaje de trabajo plástico que es transformado en calor es igual a $\beta = 0.9$. La temperatura inicial se ha fijado en $T_0 = 293 K$ y la temperatura de fusión en $T_m = 775 K$. Además, el modelo para el acero tiene en cuenta la relación entre la presión, la densidad y la energía interna a través de la ecuación de estado de Mie-Grüneisen:

$$p(\bar{\varepsilon}^{p}, \dot{\bar{\varepsilon}}^{p}, T) = \frac{\rho_{0}c_{0}^{2}\eta}{(1-s\eta)^{2}} \left(1 - \frac{\Gamma_{0}\eta}{2}\right) + \Gamma_{0}\rho_{0}E_{m}$$
(11)

donde ρ_0 es la densidad de referencia, c_0 la velocidad del sonido en el material, η es la deformación volumétrica nominal (definida como $\eta = 1 - \rho_0 / \rho$, siendo ρ la densidad actual), Γ_0 es una constante material, E_m la energía interna por unidad de masa, y *s* es una constante en la ecuación de estado hidrodinámica de Mie-Grüneisen. Los valores de los parámetros pertenecientes a dicha ecuación de estado se han obtenido de [11].

4. RESULTADOS OBTENIDOS

Los resultados obtenidos en cuanto al cálculo del límite balístico de la visera se muestran en la Figura 6



Figura 6. Resultados obtenidos para el límite balístico de la visera de PC.

En la figura anterior se representa la velocidad residual de salida del proyectil V_r , frente a la velocidad de impacto V_i . Estos datos han sido ajustados mediante una regresión de mínimos cuadrados de acuerdo a la ecuación de Lambert-Jonas [12]:

$$V_r^p = A \left(V_i^p - V_{50}^p \right) \tag{12}$$

donde *A* y *p* son coeficientes de regresión, y V_{50} es el valor del límite balístico, definido como la velocidad a la cual el proyectil perfora el objetivo el 50 % de las veces. Se puede comprobar como el límite balístico predecido por el modelo numérico, $V_{50} \approx 773 m/s$, es muy similar a los 780 *m/s* proporcionados por el fabricante [13], cometiéndose un error de apenas un 0.9 %.

El mecanismo de fallo del material de la visera es de tipo dúctil, no llegando a alcanzarse en ningún caso el valor de tensión principal máxima crítica que daría lugar a un modo de fractura frágil. Los elementos de la zona externa de la visera (los que primero entran en contacto con el proyectil) rompen al alcanzar el valor de densidad de energía de deformación a fractura a compresión $W_{frac}^{comp} = 170 MJ/m^3$, mientras que los de la parte trasera de la misera se eliminan al alcanzar el valor límite a tracción $W_{frac}^{trac} = 70 MJ/m^3$.

En la Figura 7 se puede observar la secuencia del impacto del proyectil contra la visera a una velocidad de **770** m/s, por debajo del límite balístico del PC de la visera de protección. En este caso el proyectil se detiene antes de atravesar la visera por completo.



Figura 7. Secuencia de impacto de fragmento contra la visera, por debajo del límite balístico.

Por el contrario, en la Figura 8 se puede observar la secuencia del impacto del proyectil a una velocidad de **790** m/s, por encima del límite balístico, pudiéndose comprobar como en este caso el proyectil atraviesa por completo la visera.

Por lo tanto, a la vista de los resultados obtenidos, se ha podido comprobar como el modelo reproduce de manera fiel el comportamiento de la visera de policarbonato sometida a un impacto de FSP, incluida dentro de un modelo completo de casco EOD, dejando de manifiesto la robustez del modelo de daño desarrollado.



Figura 8. Secuencia de impacto de fragmento contra la visera, superando el límite balístico.

5. CONCLUSIONES

En este trabajo, se ha analizado numéricamente el comportamiento frente a impacto de un modelo de protección personal, como es un casco EOD. Concretamente, y como estudio preliminar, se ha estudiado la respuesta a impacto de FSP de la visera de protección frontal de Policarbonato, incorporando el modelo de daño del material, y comprobando que la respuesta de la misma, incorporada a un modelo completo del casco, se corresponde con la observada experimentalmente.

AGRADECIMIENTOS

Los autores quieren agradecer la financiación recibida del Ministerio de Economía y Competitividad y al programa FEDER a través de los proyectos RTC-2015-3887-8 y DPI2017-88166-R.

REFERENCIAS

 K.H. Taber, D.L. Warden, R.A. Hurley. Blastrelated traumatic brain injury: what is known? *The Journal of Neuropsychiatry & Clinical Neurosciences.* 18(2), 141-145, 2006.

- [2] K.M. Tse. Development of a realistic finite element model of human head and its applications to head injuries. Tesis Doctoral, National University of Singapore, 2013.
- [3] Z. Hashin. The elastic moduli of heterogeneous materials, J. Appl. Mech. 29, 143-150, 1962.
- [4] J. Aranda-Ruiz. Criterios de fallo aplicables a polímeros de uso structural sometidos a cargas impulsivas. Tesis Doctoral, Universidad Carlos III de Madrid, 2017.
- [5] K. Ravi-Chandar, J. Lu, Z. Zhu. Failure mode transitions in polymers under high strain rate loading, *International Journal of Fracture*. 101, 33-72, 2000.
- [6] M. Dolinski, D. Rittel, A. Dorogoy. Modeling adiabatic shear failure from energy considerations, *Journal of Mechanics and Physics of Solids.* 58, 1759-1775, 2010.
- [7] A. Dorogoy, D. Rittel. Effect of confinement on thick polycarbonate plates impacted by long and AP projectiles, *International Journal of Impact Engineering*. **76**, 38-48, 2015.
- [8] A. Faye, V. Parmeswaran, S. Basu. Mechanics of dynamic fracture in notched polycarbonate, *Journal* of the Mechanics and Physics of Solids. 77, 43-60, 2015.
- [9] G.R. Johnson, W.H. Cook. A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures, *In: Proceedings* of the seventh international symposium on ballistics, 1983.
- [10] T. Ozel, E. Zeren. Finite element modeling the influence of edge roundness on the stress and temperature fields induced by high speed machining, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 35, 255-267, 2007.
- [12] C.Y. Tham, V.B.C. Tan, H.P. Lee. Ballistic impact of a KEVLAR helmet: Experiment and simulations, *International Journal of Impact Engineering*. 35, 304-318, 2007.
- [13] J.P. Lambert, G.H. Jonas. Towards standardization of in terminal ballistics testing: velocity representation, *Ballistic Research Laboratories*, *Aberdeen Proving Ground, Report No. BRL-R-*1852. Maryland, 1976.
- [14] [Web, accedido el 16-02-2018]. URL: http://defensetechs.com/portfolios/antiexplosives-and-drugs-3/

EXPERIMENTAL STUDY OF BALLISTIC IMPACTS INTO HELMETS

Miranda-Vicario, A.^{1,2*}; Bravo, P. M.²; Coghe, F.¹

 ¹Royal Military Academy, Department of Weapon Systems and Ballistics, Avenue Renaissance, 30, B-1000 Brussels, Belgium.
 ²Universidad de Burgos, Departamento de Ingeniería Civil, Avda. Cantabria s/n, 09006 Burgos, España
 * Corresponding author: angel.miranda@dymasec.be

RESUMEN

Hoy en día, los cascos son diseñados para detener fragmentos provenientes de distintos artículos explosivos. Últimamente, están surgiendo nuevos requerimientos para la protección balística debido al cambio en las potenciales amenazas. Uno de los mejores ejemplos es la necesidad de protección contra munición de pistola 9 mm x 19 mm, requerimiento ya presente en el último casco del Ejército Español, Cobat 01, en servicio desde el año 2017. Si bien es posible parar este tipo de amenazas, no hay suficientes estudios sobre las posibles lesiones producidas por un impacto con una perforación parcial. Las indicaciones actuales no tienen ninguna conexión con ningún criterio; por lo tanto, es necesario mejorar el conocimiento en esta área específica. En esta investigación, se ha usado munición 9 mm x 19 mm FMJ contra el casco Schuberth, en servicio en el Ejercito Belga para estudiar la deformación producida y su interacción con la cabeza.

PALABRAS CLAVE: casco, deformación, impacto balística

ABSTRACT

Currently, ballistic helmets are mostly designed to stop fragments from diverse explosive devices. Lately, new requirements have emerged for ballistic protection due to the changes of the threats to defeat. One of the most remarkable example is the protection against pistol ammunition 9 mm x 19 mm, like the latest helmet in Spanish Army, Cobat 01. It is in service since 2017. Although, it is possible to stop this kind of projectiles, there is a lack of studies regarding the possible injuries suffered by the user due to non-perforating impacts. Actual limits have no link with any injury criteria; thus, it is important to increase the knowledge in this particular area. In this research, 9 x 19 mm FMJ projectiles were fired against a ballistic helmet, Schuberth helmet from Belgian Army, to study the bulge generated. A study of the results obtained with a head form was done to better understand the interaction between the helmet and the head.

KEYWORDS: helmet, deformation, impact, ballistic

INTRODUCTION

Modern ballistic helmets are typically produced with composite material, based on aramid or ethylene fibres. Most helmets have layers upon layers of aramid binded together with an epoxy resin to give shape to the helmet as well as resist deformation caused by the projectile. It is the resin that gives the 'hardness' to the helmet. Aramid is really nothing more than a cloth that is tear resistant, and its layering design makes it shear resistant to stop bullets from pushing its way through the threads. The layup were design in patterns of materials based on woven aramid material pre-impregnate in order to construct a helmet. When shaping the shell, the patterns were placed one on another so that the gash of each layer was shifted from those of adjacent layers. The number of layers of the material was mainly the same in each cross section of the helmet shell, beside the necessary overlap to maintain the ballistic resistance all over the shell.

Ballistic helmets are designed to stop fragments from grenades, artillery shells and other explosives devices. This threat is generally simulated during testing using a Fragment Simulating Projectile (FSP) or Right Circular Cylinder (RCC). FSP's and RCC's are defined in a NATO standard [1]. They were developed for testing personal and vehicle ballistic protection with a good repeatability and without the necessity of producing a blast. Generally, the 1.1g FSP is used for testing personal armour systems, including helmets. It is fired against the helmet at a designated velocity, typically around 600 m/s for modern helmets.

For personal protection, as important as stopping the projectile is to limit the injuries to the user. Because, the user might suffer damages, potentially lethal injuries, due to the propagation of shock waves caused by the impact and/or the dynamic deflection of the back face of the armour system. These injuries have hence been dubbed Behind Armour Blunt Trauma (BABT), or more specifically Behind Helmet Blunt Trauma (BHBT) for helmets impacts. A study performed with cadaveric heads exposed the risk of skull fracture for a user wearing a helmet for a non-penetrating 9 mm projectile [2].

It is quite difficult to evaluate the energy needed for the deformation of the helmet, while the fracture of the shell is produced, or the force involved in the event. This topic has so far not been fully addressed by standards, in part because of the lack of knowledge, leading only to partial testing solutions and the introduction of significant simplifications. For instance, standards use as a reference different types of clay material without any direct link with the human body ([3], [4]).

Upon impact on the armour system, it may deform to accommodate the load produced by the projectile. This deformation - called Back Face Deformation (BFD) - in contact with the backing material, being some type of clay or plasticine, produces also a depression in the latter. This depression in the witness material is called the Back Face Signature (BFS). Standards assess the BABT using the value of the BFS. The deepest point of the cavity is measured orthogonally from the reference surface. For the helmet, the plasticine is placed in a head form, so the reference is the plane tangent to the head. There is no unique limit to this indentation and several values are mentioned in the different standards. The aim of this research is to shown how the shell stops the projectile, how the composite bare the loads during a ballistic impact, and study how it interact with a user of the helmet.

Nowadays, it has become urgent to clarify this relationship because armies have to face new challenges and threats including pistol and rifle ammunition. It is hence necessary to study how these helmets react and load the head of the user in case of a non-perforating impact. For this research, 9×19 mm FMJ projectiles were fired against the current ballistic helmet of the Belgian Army, manufactured by Schuberth Gmbh. The sample studied consisted of used helmets. At the time these helmets were purchased, there were no requirements regarding this type of threat; however it is able to stop the threat at typical velocities. This type helmet is still in use by several Europeans armies and newer helmets have similar structure and are made of similar materials.

The aim of the present study was to study the impact event, considering the impact force loaded to a head surrogate and study the fracture pattern of the helmet when impacted with pistol ammunition.

EXPERIMENTAL

In order to estimate the ballistic performance of the considered ballistic helmets, a universal receiver with interchangeable barrel was used to fire the projectiles. The projectile velocity is measured with a double optical basis, DRELLO LS19 mounted on a frame. These light screens are suitable for being used in an indoor firing tunnel. The target is positioned 5 m ahead of the muzzle. The optical bases are positioned in the middle of the muzzle and the target, as shown in the scheme in Figure 1. The measurement of the speed is corrected to take into account the deceleration of the projectile form the centre of the bases to the impact point [1].



Figure 1.- Ballistic test setup.

1.1 Helmet

The helmet is an aramid composite helmet, pictured in Figure 2. The inner structure consists of several plastic cylinders and a leather strip. It increases the thermal comfort and guarantees the stand-off between the head and the helmet. It also acts as a shock-absorbing layer for blunt impacts on the helmet shell.



Figure 2.- Belgian Army helmet used for the tests.

1.2 Ballistic Load Sensing Head form

The surrogate used for testing was the Ballistic Load -Sensing Head form (BLSH), manufactured by Biokinetics. This system consists of a metallic head form equipped with different force and acceleration sensors to assess the ballistic impact protection performance of helmets, featured in Figure 3. The head form enables a direct measurement of the dynamic loads imparted to the head by the deformation of a ballistic helmet caused by non-penetrating projectiles.



Figure 3.- Ballistic load sensing head form.

The BLSH is used to evaluate the instantaneous force produced during the impact of a projectile on a ballistic helmet. For this, it is equipped with an array of 7 load sensors in the impact zone. There are two different head forms, the first one has one array in the front and another in the back, and the second one has one array in each side. A skin - simulating pad covers the sensors to better simulate the actual head response. The head form is mounted on a flexible neck identical to the Hybrid III anthropomorphic test device (ATD). This ATD is the most widely used one in the world. It accurately simulates the human dynamic response during a crash event. As explained in [5], the head was designed to simulate a real human head.

It seems that it would be easier to relate the risk on skull fracture with a force value than with BFS in the clay. The mechanical properties of the skull are known and described in literature [6], and could be related to the force measurement obtained from the BLSH. However, there is no suggested correlation between the BLSH force data and brain injury data [7]. This type of injury might be more relevant than skull fracture.

1.3 Ammunition

The 9 x 19 mm full metal jacket (FMJ) projectile weighs 7.9 g. This pistol round is very popular and is specified in several standards as a testing round from organisations such as the previously mentioned VPAM and NIJ, or the Home Office Scientific Development Branch (HOSDB) ([3], [8] and [9]). The majority of police forces and armies in Europe use this pistol round. The standard projectile is the FMJ consisting of a

copper or brass jacket and a lead alloy core. For the tests, its impact velocity is varied between 300 and 380 m/s, by modifying the powder charge.

1.4 Test procedure

The target is aligned and placed on the surrogate as explained in [10]. 10 helmets have been tested, shooting 4 times at each helmet on specific locations (front, back, left and right), with a total of 38 fair tests, as described in Table 1.

Table	1	Number	of tests	for each	configur	ration
			./			

	Front	Back	Right	Left
BLSH	8	8	9	9

The shots on each helmet were done in the same order as foreseen in the NIJ standard [11]. After every impact, the helmet was removed from the head surrogate. The set up was prepared for measuring and impacting all helmets at one specific position. Then, the system was modified to test the next position.

1.5 Computered tomography (CT)

Micro-Computed Tomography laboratory from the Research Nacional Centre of Human Evolution (Centro nacional de investigacion de la evolución humana -CENIEH) studied some of the impacted helmets with a GE Phoenix v/tome/x, pictured in Figure 4. This technique provides high resolution and high precision images of the internal structure of the sample without modifying it. The image processing is done with VG studio software. With the data of the CT, 3D models can be recreated, obtaining a digital reconstruction of the object. These representations show the internal structure and allow for virtual evaluations and analyses, such as measurements of area, volume, porosity, thickness, density or delamination.



Figure 4.- Phoenix v/tome/x s (GE Measurement & Control)

RESULTS AND DISCUSSION

From the BLSH, it is possible to extract a full set of data related to the event, in which not only the force, plotted in Figure 5, but also the duration and location of the





Figure 5.- Peak force versus impact velocity (label: helmet sample).



Figure 6.- Typical force measurement (projectile impacting at 358m/s).

The contact force duration is less than 1 ms, and it takes only about 0.2 ms to reach the peak force. The forces generated by the deformation of the helmet can be related to certain injuries, e.g. skull fracture [12]. Modifying the structure of the helmet and improving its design might reduce the load transmitted.

Initially assuming that there were four distinct populations, the results for each impact position can be characterised by its particular normal distribution. After studying if the four populations were related, using an F-Test for checking equality of variances, followed by a t-test for the average, it was possible to confirm that there were only population; the four positions cannot be distinguished from each other, plotted in Figure 7.



Figure 7.- Peak force vs impact velocity, data with their linear regression and confidence interval 95%.

The two most extreme cases were compared, in this case helmets "A" and "B": the impacted projectiles, the size of the region of the helmet affected and the liner were compared. There do not seem to be any significant differences, as seen in Figure 8.



Figure 8.- Projectiles after the impact ("A" and "B", Back)

As no visible differences have been observed, it seems the observed scatter can be attributed to the variability of each helmet, due to the manufacturing process and the service period, and the inherent scatter of the ballistic tests.

Regarding to the helmet, the BLSH can also be useful to study its properties and capacity against a threat. Due to the conservation of impulse, the linear movement of the projectile is transferred to the helmet. The momentum produces locally a bulge and globally the movement of the helmet. An ideal helmet would have no deformation at all, and it would only move as a rigid solid at very low velocities.

The fraction of momentum corresponding to the bulge transferred to the BLSH can be calculated as the integral of the force over the time interval of the event. The rest of the momentum moves the rest of the helmet and it is much less aggressive due to its slower velocity.

The less fraction of momentum that is transferred through to the bulge, the less impulse is transferred locally to the head. This reduces the risk of injury of the user. In consequence, the impulse can help to analyse the level of protection offered by the helmet. For the helmet under consideration, the helmet is more efficient at lower velocities because it reduces more the momentum that is transferred to the wearer through the bulge (Figure 9), with the load to the user increases with the impact velocity.



Figure 9.- Momentum of the head vs impact velocity.

In order to study the differences attributed to the helmet, a CT scanner was performed to the helmets "A" and "B", pictured in Figure 10.



Figure 10.- CT scanner, back position, helmet "A".

Thanks to this technique is it possible to see how the composite works to stop the threat and reveal the inner structure of the helmet.

The projectile can get through the first layers; fibbers are perforated, cut by projectile. Then, the rest of the structure deforms and delaminates, absorbing the kinetic energy of the projectile. During this process, the projectile is flattened and finally stopped.

This technique offers an inner view of the structure and allows to evaluate the surface of the helmet affected by an impact, or the delamination distribution, as seen in Figure 11.



Figure 11.- CT scanner, right position, helmet "A".

CONCLUSIONS

In this study, a population of used in service ballistic helmets have been studied against ballistic impacts.

The impact of the projectile produces a partial perforation that affect locally to the whole structure of the helmet. Detailed information can be retrieved form the CT scanners of the post-mortem samples. The different mechanisms involved to stop the projectile are revealed.

The load of the head is not dependent on the position of the impact on the helmet. It depends of the impact velocity, following a statistical distribution. This means that the probability to reach a certain level of force can be estimated. Further investigation has to be done in order to know the correct level of acceptable BHBT.

The momentum absorbed by the helmet is reduced with an increase of the impact velocity. This means that the helmet becomes less effective when protecting against faster threats.

ACKNOWLEDGMENTS

This research was done within the framework of the DYMASEC – DYnamic MAterial Behaviour and SECurity applications – research pole of the Royal Military Academy, Brussels, Belgium, and funded by the Department for Scientific and Technological Research of Defence of the Belgian Armed Forces (study DY-10).

BIBLIOGRAPHY

- [1] NATO, "STANAG 2920 Procedures for the evaluation and classification of personal armour-Bullets and fragmentation threats," Nov. 2012.
- [2] K. A. Rafaels *et al.*, "Injuries of the Head from Backface Deformation of Ballistic Protective Helmets Under Ballistic Impact," *J. Forensic Sci.*, vol. 60, no. 1, pp. 219–225, Jan. 2015.
- [3] National Institute of Justice, "NIJ Standard 0108.01 Ballistic Resistant Protective Materials," *Law Enforc. Stand. Lab. Natl. Bur. Stand.*, Sep. 1985.
- [4] National Institute of Justice, "NIJ Standard-0101.06 Ballistic Resistance of Body Armor," *Law Enforc. Stand. Lab. Natl. Bur. Stand.*, Jul. 2008.
- [5] M. Franklyn and P. V. S. Lee, *Military Injury Biomechanics: The Cause and Prevention of Impact Injuries.* CRC Press, 2017.
- [6] F. A. Pintar, M. M. G. M. Philippens, J. Zhang, and N. Yoganandan, "Methodology to determine skull bone and brain responses from ballistic helmet-to-head contact loading using experiments and finite element analysis," *Med. Eng. Phys.*, vol. 35, no. 11, pp. 1682–1687, Nov. 2013.

- [7] National Academies Press, *Testing of Body Armor Materials: Phase III*. Washington, D.C., 2012.
- [8] VPAM, "VPAM APR 2006 General basis for ballistic material, construction and product testing," 2009.
- [9] J. Croft and D. Longhurst, "Body Armour Standards for UK Police," *HOSDB*, 2007.
- [10] National Research Center, "Review of Department of Defense Test Protocols for Combat Helmets," Mar. 2014.
- [11] National Institute of Justice, "NIJ Standard 0106.01 Ballistic Helmets," *Law Enforc. Stand. Lab. Natl. Bur. Stand.*, Dec. 1981.
- [12] N. Yoganandan *et al.*, "Biomechanics of skull fracture," *J. Neurotrauma*, vol. 12, no. 4, pp. 659–668, Aug. 1995.

PROPAGACIÓN DE GRIETAS POR FATIGA EN ESLABONES DE CADENAS OFFSHORE

A. Bergara^{1,2*}, J. Aldazabal^{1,2}, J. Altuzarra³, A. Arredondo³, J.M. Martínez-Esnaola^{1,2}

¹ Ceit, Manuel Lardizabal 15, 20018 Donostia-San Sebastián, España.
 ² Universidad de Navarra, Tecnun, Manuel Lardizabal 13, 20018 Donostia-San Sebastián, España.
 ³ Vicinay Marine Innovación, Plaza Ibaiondo 1, 48940 Leioa, España.
 * Persona de contacto: <u>abergara@ceit.es</u>

RESUMEN

Las cadenas de amarre de estructuras flotantes offshore están sometidas a varios fenómenos de degradación, principalmente la fatiga y la corrosión bajo tensión. La presencia y la propagación de grietas en estos componentes comprometen seriamente su seguridad, así como la de la estructura completa. El conocimiento del fenómeno de la fatiga constituye una gran ventaja competitiva para estos sectores que demandan componentes de alta fiabilidad sometidos a solicitaciones severas, y facilita la programación de su mantenimiento e inspección.

El objetivo principal de este trabajo ha sido el cálculo de la propagación de grieta por fatiga en eslabones de cadena en condiciones de servicio. El análisis numérico de los eslabones consta de dos partes. En primer lugar, se realiza un análisis estático –pre-estirado y posterior descarga- representativo del proceso de fabricación, donde las cadenas se ajustan a las dimensiones requeridas, además de introducir tensiones residuales compresivas en las zonas de mayor tensión. A continuación, se realiza el análisis de propagación de grieta por fatiga con condiciones simplificadas de servicio. El análisis de propagación de grieta por fatiga se ha realizado mediante métodos analíticos y numéricos. Por último, los resultados numéricos se han contrastado con resultados experimentales.

PALABRAS CLAVE: Fractura, Fatiga, XFEM, Offshore.

ABSTRACT

Offshore mooring chains of floating structures are subjected to various degradation phenomena, mainly fatigue and stress corrosion. The presence of cracks and their propagation endanger the safety of the component, as well as the integrity of the whole structure. Knowledge of the fatigue phenomenon constitutes a major competitive advantage for these sectors that demand highly reliable components under severe working conditions, and facilitates the programming of their maintenance and inspection periods.

The main objective of this work has been the modelling of fatigue crack propagation in mooring chains under service conditions. The numerical analysis consists of two parts. First, a static analysis is carried out –pre-drawn and subsequent unloading- representative of the manufacturing process, where the chains are adjusted to the required dimensions, as well as introducing compressive residual stresses in the areas of highest stresses. Next, the fatigue crack propagation analysis is performed under simplified loading conditions. This analysis has been carried out using analytical and numerical methods. Finally, numerical simulations and experimental results have been compared.

KEYWORDS: Fracture, Fatigue, XFEM, Offshore.

1. INTRODUCCIÓN

Las cadenas de fondeo se emplean para el anclaje de plataformas petrolíferas que trabajan de forma permanente durante 20 a 40 años. Una línea de fondeo habitual está compuesta por dos tramos de cadena en sus extremos y uno de cable en el centro. Precisamente, se selecciona la cadena para los extremos por ser éstos los lugares de mayor demanda desde el punto de vista de la integridad estructural. En la zona de oleaje y en la de contacto con el suelo marino es donde se concentran las mayores cargas, fenómenos de corrosión, fatiga y desgaste. Por otro lado, la demanda de petróleo y gas hace que la industria offshore se esté moviendo hacia entornos cada vez más hostiles y situaciones más agresivas: mayores profundidades, presencia de huracanes, temperaturas árticas, etc. En este contexto, con proyectos de larga duración y condiciones agresivas, cobra gran importancia poder asegurar la integridad estructural de toda la línea de fondeo. En los últimos años, varios grupos han investigado sobre este tema discutiendo la frecuencia de los fallos, sus ubicaciones, causas principales, necesidades de inspección y recertificación, etc. [1-4].

De todos estos estudios se desprende que dos de los fenómenos de degradación que más afectan a las cadenas de las líneas de fondeo son la corrosión bajo tensión y la fatiga. Ambos pueden ser analizados desde el punto de vista de la Mecánica de la Fractura. Con carácter general, esto se puede llevar a cabo mediante métodos analíticos basados en formulaciones estandarizadas o métodos numéricos que emplean el análisis por elementos finitos.

En este artículo, se han empleado ambos métodos para el cálculo de la propagación de grietas por fatiga. En primer lugar, se han empleado las soluciones analíticas propuestas por la British Standard (BS7910:2013) [5]. En segundo lugar, se han utilizado métodos numéricos basados en elementos finitos. Finalmente, se han comparado los resultados obtenidos con observaciones experimentales.

2. MÉTODOS PARA LA PROPAGACIÓN DE GRIETAS

2.1. Análisis mediante métodos analíticos

Para el cálculo de crecimiento de grietas a fatiga mediante métodos analíticos se han utilizado las soluciones de factor de intensidad de tensiones descritas en la BS7910 [5]. Se ha desarrollado un programa en SCILAB [6] que implementa la *ley de Paris* para calcular el número de ciclos necesarios para la propagación de una grieta entre dos profundidades con una tensión variable. La Figura 1 recoge la estructura de los subprogramas elaborados.



Figura 1. Programa para el cálculo de fatiga.

La "función SIF" toma los datos necesarios para calcular el factor de intensidad de tensiones, K_l , teniendo implementadas las soluciones de la BS7910. La "función Paris" calcula el crecimiento de una grieta por ciclo de carga. Para ello toma los datos necesarios y llama también a la "función SIF". Por último, la "función ciclos" efectúa la suma de todos los crecimientos de grieta y calcula el número de ciclos necesario para hacer crecer la grieta un valor determinado.

El programa se ha contrastado con los resultados que da el software comercial Vindio [7] y la comparación ha sido satisfactoria. En un primer análisis se ha simulado el crecimiento de grieta en un cilindro de 10 mm de diámetro desde distintos valores iniciales hasta 0,4 mm. Como se aprecia en la Figura 2, los resultados entre Vindio y Scilab son prácticamente coincidentes.





Para una segunda comprobación, se han aplicado mediante Vindio distintos números de ciclos de carga entre 0 y 500 MPa para calcular la longitud final de la grieta. Los resultados se han contrastado con los del programa generado, siendo ambos resultados prácticamente coincidentes.

2.2. Análisis mediante métodos numéricos

2.2.1. Integración numérica de la ley de Paris

Se ha tratado de implementar la *ley de Paris*, pero, en este caso, calculando los factores de intensidad de tensiones de forma numérica. Este método de cálculo es más complejo y no se puede implementar para el crecimiento paso a paso, por lo que se ha recurrido a la integración numérica por bloques, tal y como se detalla a continuación.

El problema de cálculo a fatiga consiste en la resolución de la *ley de Paris*. Para ello hay que resolver la siguiente integral.

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \to N = \int_{a_i}^{a_f} f(a) \, da \tag{1}$$

En esta formulación se ha indicado que la combinación de constantes y ΔK no es más que una función del tamaño de grieta, f(a), que se debe integrar entre los tamaños inicial y final de la grieta. Para resolverla, se plantea la integración numérica como sigue.

$$N = \int_{a_i}^{a_f} f(a) da \approx w_0 f(a_0) + w_1 f(a_1) + \dots + w_n f(a_n)$$
(2)
$$a_i \le a_0 < a_1 < \dots < a_n \le a_f$$

donde los w_j son factores de peso que dependen de la regla de integración utilizada. En esta integración sólo es necesario conocer el valor de la función en unos puntos concretos del dominio. Dentro de las posibilidades que ofrece, se trata de escoger la más adecuada en función de la forma de la curva f(a). De este modo, si la función se puede aproximar por una recta, la solución obtenida por integración numérica será exacta sin más que aplicar la regla del trapecio; si se trata de un polinomio de segundo orden, aplicaremos la

regla de Simpson. Además, como parte de esta integración, también se puede separar la integral por partes para, por ejemplo, realizar el cálculo hasta un tamaño crítico de grieta donde cambien las constantes de Paris.

Al disponer de las simulaciones de K_I para el caso del cilindro de 100 mm de diámetro con grietas de 10, 25 y 50 mm [8], se ha realizado una comprobación de cómo funcionaría la integración numérica. Se han comparado los siguientes casos:

- Solución de Scilab con los K_I de la norma BS7910 (que equivale a Vindio) y a los obtenidos mediante métodos numéricos.
- Solución por integración numérica con los mismos *K_I* de la norma BS7910 (que equivale a Vindio) y a los obtenidos mediante métodos numéricos en grietas de 10, 25 y 50 mm.

La solución del problema completo con Scilab se presenta en la Figura 3.



Figura 3. Cilindro con grieta de 10 a 50 mm. Solución completa.

Esta solución calcula el crecimiento ciclo a ciclo. Son necesarios 6.042 ciclos para que la grieta evolucione de 10 a 50 mm.

La solución con integración numérica y K_I calculadas en grietas de 10, 25 y 50 mm da 7.092 ciclos. La Figura 4 justifica esta discrepancia. En la misma se representa la función f(a), que en este caso se puede calcular para cada incremento de grieta, frente a lo que se calcula mediante la integración de sólo tres puntos a 10, 25 y 50 mm.



Figura 4. Cilindro con grieta de 10 a 50 mm. Diferencia entre la solución completa y la simplificación por integración numérica.

El área bajo la curva representa el número de ciclos con el cálculo ciclo a ciclo, el que da 6.042 ciclos, mientras que el área bajo la línea poligonal negra representa el nuevo resultado aproximado de 7.092 ciclos. En este caso, se ha optado por una regla trapezoidal muy simple para aprovechar los datos de los que se disponía a 10, 25 y 50 mm. En realidad, conocida la forma de la curva real, que se puede aproximar a un polinomio de segundo orden, se habría podido emplear la regla de Simpson, para la cual no hubiera sido necesario calcular los K_I en otros tamaños de grieta.

A continuación, se muestra también el cálculo realizado para un eslabón real de 120 mm. En el mismo, los K_I se han obtenido mediante el método de los elementos finitos en un modelo sometido a las siguientes solicitaciones:

- Pre-estirado a 1.1047×10^7 N con descarga a 100 N.
- Ciclos de fatiga con carga mínima 300×10^3 N y carga máxima 2.7×10^6 N.

Los K_I se han calculado para grietas de 33, 50 y 74 mm con el objetivo de evaluar su propagación entre 33 y 74 mm. Además, se han estudiado grietas de forma semicircular y de frente recto.

Los resultados para las constantes de la *ley de Paris C* = 1.93×10^{-7} y m = 1.3 (cuando da/dN se expresa en mm/ciclo y K en MPa \sqrt{m}) se muestran en la Figura 5.



Figura 5. Crecimiento de grieta en cadena 120R5.

El número de ciclos para que una grieta crezca de 33 a 74 mm es 9.974 y 16.761 para grietas de frente recto y semicircular, respectivamente.

2.2.2. Propagación de grieta por fatiga mediante el Método Extendido de los Elementos Finitos (XFEM)

Formulación

El criterio de fatiga de bajos ciclos disponible en Abaqus/Standard permite simular la propagación de una grieta en un componente sujeto a cargas cíclicas subcriticas. El inicio y la propagación de la grieta por fatiga están caracterizados por la *ley de Paris* [9], que relaciona la velocidad de crecimiento de la grieta, da/dN, con el rango de velocidad de liberación de energía en la punta de la grieta, ΔG .

El régimen de Paris está caracterizado por $\Delta G = G_{\max} - G_{\min}$, donde G_{\max} y G_{\min} corresponden a las velocidades de liberación de energía cuando la estructura está cargada hasta P_{\max} y P_{\min} , respectivamente.

El régimen de Paris está limitado por G_{thresh} y G_{pl} . Por debajo de G_{thresh} no hay crecimiento de grieta por fatiga, mientras que por encima de G_{pl} la grieta de fatiga crecerá a una velocidad acelerada. G_{C} es la tenacidad de fractura del material, y G_{equivC} se calcula dependiendo del criterio de modos mixtos seleccionado por el usuario y la fuerza de unión del material.

El criterio de iniciación para la propagación de la grieta se define de la siguiente manera:

$$f = \frac{N}{c_1 \Delta G^{c_2}} \ge 1.0 \tag{3}$$

donde c_1 y c_2 son constantes del material y N es el número de ciclos. El elemento no romperá hasta que la ecuación se satisfaga y $G_{\text{max}} > G_{\text{thresh}}$.

Una vez se ha cumplido el criterio de iniciación, la velocidad de crecimiento de la grieta, da/dN, se puede calcular en función del rango de velocidad de liberación de energía, ΔG . El crecimiento de grieta por ciclo está definido por la *ley de Paris*

$$\frac{da}{dN} = c_3 \Delta G^{c_4}, \quad \text{si} \qquad G_{thresh} < G_{\text{max}} < G_{pl} \qquad (4)$$

donde c_3 y c_4 son constantes dependientes del material y del medio ambiente.

Abaqus/Stardard simula el crecimiento de la grieta fracturando como mínimo un elemento contiguo a la punta de la grieta. Dadas las propiedades del material y la dirección de propagación de la grieta, combinado con la longitud característica del elemento en la punta de la grieta, se puede calcular el número mínimo de ciclos para romper un elemento contiguo a la punta de la grieta.

$$a_{N+\Lambda N} = a_N + \Delta N \cdot c_3 \Delta G^{c_4} \tag{5}$$

Se fractura el elemento más crítico y se le asigna una rigidez y restricción nula.

Una limitación del análisis direct cyclic -análisis mediante el cual se realizan las propagaciones de grietaes que no es capaz de considerar un contacto variable durante el ciclo de fatiga. Como consecuencia, ambos eslabones se han tenido que unir mediante un contacto fijo entre ellos. Este caso sería el equivalente a "soldar" los dos eslabones a través de una superficie común. En el caso real, el contacto entre eslabones varía durante la carga cíclica de fatiga, siendo el contacto máximo con la carga más alta, y mínimo con la carga más baja. Para solventar las limitaciones del método, se han remplazado las condiciones reales de contacto entre condiciones eslabones por unas de contacto aproximadas. Con el objetivo de estudiar la influencia de esta aproximación, se han creado tres modelos de cadena diferentes, cada uno de ellos con una zona de unión diferente. Los tamaños han sido la zona máxima de contacto del ciclo de fatiga, la zona mínima de contacto y la zona intermedia entre ambas, ver Figura 6.



Figura 6. Zona de unión máxima, mínima e intermedia, respectivamente.

Modelos de elementos finitos

Se han analizado dos modelos diferentes de cadena: Cadena 120 mm y Cadena 146 mm. Ambos modelos difieren en las dimensiones del eslabón y las cargas de pre-estirado y de servicio. Se han estudiado ambos casos porque presentan propagaciones de grieta en localizaciones diferentes. En la Cadena 120 mm la grieta inicia y crece en la zona del codo, mientras que en la Cadena 146 mm la grieta inicia y propaga en la zona de la corona. Ambos modelos de elementos finitos se han creado y mallado utilizando el software Abaqus 2017. Las propagaciones se han simulado utilizando el *Método Extendido de los Elementos Finitos (XFEM)*.

Se han modelizado y mallado 3 modelos de elementos finitos para cada tipo de cadena, cada una de ellas con un tamaño de unión diferente. Todos los elementos utilizados han sido hexaedros de integración reducida y orden lineal (C3D8R). El análisis numérico de ambos modelos consta de dos partes.

En primer lugar, se realiza un análisis estático con material elasto-plástico representativo del proceso de fabricación. Con el objetivo de comprobar el estado de la sección de soldadura, así como para adaptar la geometría del eslabón a sus dimensiones finales, se realiza un pre-estirado y una posterior descarga de los eslabones. Este proceso genera un campo de tensiones residuales en el componente.

A continuación, se procede al análisis de fatiga. El material utilizado en este caso ha sido elástico lineal. El análisis se realiza con la grieta ya insertada en el modelo –la grieta no inicia en campos compresivos- y con las tensiones residuales como estado tensional inicial. Antes del análisis de fatiga se realiza otro análisis estático con el objetivo de llevar las cadenas a la carga mínima del ciclo de fatiga. Una vez que las cadenas están cargadas con la carga mínima, se procede al análisis de fatiga.

Para cada modelo se ha insertado una grieta lo más pequeña posible que garantizara su propagación. La definición de la grieta se muestra en color morado, mientras que la zona habilitada para el crecimiento de la grieta se muestra en color rojo, ver Figura 7. Las cargas aplicadas, así como las condiciones de contorno impuestas a los modelos de EF, se muestran en la Figura 8.



Figura 7. Definición de la grieta y sus propiedades para la cadena 120 mm (izq.) y 146 mm (drcha.).



Figura 8. Aplicación de las cargas y condiciones de contorno.

Las condiciones de carga para ambos modelos se muestran en la Tabla 1.

Tabla 1. Condiciones de carga para cada tipo de cadena.

PRE-CARGA	Cadena 120 mm	Cadena 146 mm
Carga	$1.1047 \times 10^7 \text{ N}$	$1.3228\times10^7~\mathrm{N}$
Descarga	100 N	100 N

FATIGA	Cadena 120 mm	Cadena 146 mm
Carga estática	$300 \times 10^3 \text{ N}$	$250 \times 10^3 \text{ N}$
Carga cíclica	$300 \times 10^3 \text{ N} - 2.7$	$250 imes 10^3$ N $-$
	$ imes 10^6 { m N}$	$3.15 \times 10^6 \text{ N}$

Las constantes de Paris utilizadas son $C = 1.93 \times 10^{-7}$ y m = 1.3 (cuando da/dN se expresa en mm/ciclo y K en MPa \sqrt{m}). Abaqus sólo soporta los datos de la *ley de Paris* en función del rango de liberación de energía, ΔG , por lo que los valores de los FIT, K, tienen que ser sustituidos por G, según la siguiente ecuación:

$$G = \frac{1 - v^2}{E} (K_I^2 + K_{II}^2) + \frac{1 + v}{E} K_{III}^2$$
(6)

donde E es el módulo de Young y v el coeficiente de Poisson. Sustituyendo estos valores se obtienen los valores $c_3 = 3,09 \times 10^{-5}$ y $c_4 = 0,65$ para la Ecuación (4). Se ha impuesto un valor de 1 y 0 para las constantes c_1 y c_2 , respectivamente. De este modo, se cumple el criterio de iniciación de daño desde el comienzo del análisis y las energías liberadas en la punta de la grieta son comparadas directamente con la ley de Paris (criterio de propagación) para decidir si una grieta propaga o no. Del mismo modo, se ha establecido un valor de 0,0001 y de 0,99 para G_{thresh} y $G_{\rm pl}$, respectivamente. De este modo, se garantiza estar dentro del rango válido de Paris (propagación estable de grieta) durante la simulación completa. Por último, las demás propiedades del material utilizadas se muestran en la Tabla 2.

Tabla 2. Propiedades del material utilizadas.

Propiedades del material			
Módulo de Young	206800 MPa		
Coeficiente de Poisson	0.29		
Energía crítica de fractura	44.12 MPa·mm		

Resultados numéricos

El análisis *direct cyclic* fractura completamente los elementos de un ciclo a otro basándose en la variación cíclica de la energía de fractura, sin considerar una "degradación" o variación continua de la distribución de tensiones. Como consecuencia, la grieta ni inicia ni propaga en las superficies libres debido a las tensiones residuales compresivas inducidas en el proceso de fabricación, ver Figura 9. Se ha decidido realizar las simulaciones numéricas también sin tensiones residuales, para así evaluar mejor la influencia de las tensiones residuales en los resultados.



Figura 9. No hay crecimiento en las superficies libres.

Los resultados numéricos están muy afectados por el tipo de unión utilizada (cambia la malla y también las tensiones residuales), así como por la geometría inicial de grieta insertada. Para cada modelo, la forma de la grieta durante su propagación es diferente (ver Figuras 10 y 11), y por consiguiente también su velocidad de crecimiento (ver Figura 12). En cambio, la propagación es muy similar en todos los casos en ausencia de tensiones residuales, siendo la forma de la grieta mucho más definida, ver Figuras 13 y 14.



Figura 10. Forma de la grieta para los modelos Zona Mínima, Zona Intermedia y Zona Máxima (Cadena 146 mm).



Figura 11. Forma de la grieta para los modelos Zona Mínima, Zona Intermedia y Zona Máxima (Cadena 120 mm).



Figura 12. Longitud de grieta vs. número de ciclos para los diferentes modelos de elementos finitos.



Figura 13. Forma de la grieta durante su crecimiento en la cadena 146 mm (zona máxima sin tensiones residuales).



Figura 14. Forma de la grieta durante su crecimiento en la cadena 120 mm (zona máxima sin tensiones residuales).

3. CONTRASTE EXPERIMENTAL DE LOS MODELOS

El modelo de cadena de 120 mm que se ha estudiado tanto con la integración numérica de la Ley de Paris (apartado 2.2.1) como mediante el uso de XFEM (apartado 2.2.2) se corresponde con el de un ensayo real (Figura 15).



Figura 15. Ensayo en cadena de 120 mm. Ubicación de la rotura y superficie de fractura.

El ensayo tuvo una duración total de 550.258 ciclos. De este total de ciclos, el crecimiento de grieta entre 33 y 74 mm supuso 111.562 ciclos. La simulación mediante integración numérica de la Ley de Paris ha dado 9.974 y 16.761 para grietas de frente recto y semicircular, respectivamente. Por último, el modelo con zona mínima de contacto y sin tensiones residuales simulado mediante XFEM predice una propagación súbita de la grieta a partir de esa longitud, mientras que las demás

simulaciones predicen un número de ciclos por encima de los 10 millones.

4. CONCLUSIONES

Se ha implementado un método de análisis para geometrías sencillas que permite el cálculo de la propagación de grietas paso a paso. También se ha implementado la integración numérica por bloques para el cálculo de crecimiento de grieta en eslabones. Por último, se ha empleado el Método Extendido de los Elementos Finitos (XFEM) para realizar simulaciones de crecimiento de grieta por fatiga.

La correlación con los resultados experimentales ha sido buena en cuanto a la forma de la grieta durante su crecimiento, mientras que en el número de ciclos existe cierta discrepancia entre los resultados numéricos y experimentales. Esto puede atribuirse a la elección de las constantes de Paris y a las limitaciones de XFEM.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen al Gobierno Vasco (Programa ELKARTEK) la subvención concedida para la realización de este trabajo.

REFERENCIAS

- M.G. Brown, A.P. Comely, M. Eriksen, I. Williams, P. Smedley, S. Bhattacharjee. "Phase 2 Mooring Integrity JIP – Summary of Findings". OTC 20613 (2010).
- [2] K.T. Ma, A. Duggal, P. Smedley, D. L'Hostis, H. Shu. "A Historical Review on Integrity Issues of Permanent Mooring Systems". OTC 24025 (2013).
- [3] R.B. Gordon, M.G. Brown, E.M. Allen. "Mooring Integrity Management: A State-of-the-Art-Review". OTC 25134 (2014).
- [4] E. Fontaine, A. Kilner, C. Carra, D. Washington, K.T. Ma, A. Phadke, D. Laskowski, G. Kusinski. "Industry Survey of Past Failures, Pre-emptive Replacements and Reported Degradations for Mooring Systems of Floating Production Units". OTC 25273 (2014).
- [5] BS 7910:2013+A1:2015. "Guide to methods for assessing the acceptability of flaws in metallic structures". The British Standard Institution (2015).
- [6] <u>https://www.scilab.org/</u>.
- [7] http://inescoingenieros.com/en/home/.
- [8] A. Arredondo, J. Altuzarra, A. Bergara, J.M. Martínez-Esnaola, J. Aldazabal, "Factores de intensidad de tensiones en eslabones de cadenas offshore". Anales de Mecánica de la Fractura 34, 447-454 (2017).
- [9] SIMULIA User Assistance 2017, "Crack propagation analysis", Dassault Systemes Simulia Corporation.

ANÁLISIS DE ROTURA DE EJE PRINCIPAL DE SISTEMA DE TRANSMISIÓN.

R. Rivera^{1*}, C. López¹, A. Valencia¹, M. Sánchez¹

¹ Tecnología de Materiales y Componentes Instituto Tecnológico de Aragón, C/ María de Luna 8, 50018 Zaragoza, España. * Persona de contacto: rrivera@itainnova.es

RESUMEN

En el presente trabajo se describen los análisis efectuados para la identificación de las causas de la rotura prematura del eje principal de un sistema de transmisión. La sistemática empleada está basada en la metodología general aplicable a los estudios de análisis de fallo. Tras la recopilación de los antecedentes de la rotura, se efectuó una inspección visual de los elementos involucrados (eje, rodamiento) y una caracterización en laboratorio de las roturas a nivel macro y microscópico. A partir de los resultados de estos análisis se identificó el mecanismo de rotura actuante. Esta información, junto a los resultados de la caracterización del material de fabricación, proporcionó la información para establecer las causas del fallo. Los resultados obtenidos en los análisis realizados, han permitido concluir que la rotura del eje se identifica como un fallo por Fretting-fatiga

ABSTRACT

In the present work, the analyses carried out for the identification of the causes of the premature failure of the main shaft of a transmission system are described. The methodology employed in the study is based on the general methodology applicable to the failure analysis studies. After the compilation of the antecedents, a visual inspection of the involved elements (shaft, bearing) and a characterization of the fractures at macro and microscopic level were carried out. From the results of these analyses, the mechanism of fracture was identified. This fact and the results of the characterization of material provided the information to establish the causes of the failure. The results obtained in the analyses performed, allowed to conclude that the fracture of the shaft is identified as a judgment by Fretting-fatigue.

PALABRAS CLAVE: Fallo, Fretting, Fatiga.

1. INTRODUCCIÓN

En el siguiente trabajo se presentan los resultados obtenidos en el análisis de fallo llevado a cabo sobre el eje principal perteneciente a un sistema de transmisión, tras producirse su rotura a los siete años aproximadamente de su puesta en servicio.

La información disponible relativa al mantenimiento predictivo efectuado sobre el sistema a lo largo de la vida del mismo pone de manifiesto la ausencia de desalineamientos durante su servicio.

La sistemática empleada está basada en la metodología general aplicable a los estudios de análisis de fallo [1]. Tras la recopilación de los antecedentes de la rotura objeto de estudio, se efectuó una inspección visual de los elementos involucrados (eje, rodamiento, tapas laterales de cierre y tornillos de sujeción), caracterizando en laboratorio las roturas a nivel macro y microscópico (SEM). A partir de estos análisis se identificó el mecanismo de rotura actuante, que junto a los resultados de la caracterización del material de fabricación, proporcionaron la información suficiente y necesaria para establecer las causas del fallo. El material de fabricación del eje corresponde a un acero de temple y revenido de designación 30CrNiMo8 [2]



Figura 1. Fotografía de las muestras analizadas

En los siguientes apartados se describen las tareas llevadas a cabo y los resultados obtenidos en el estudio.

2. INSPECCIÓN VISUAL

Se lleva a cabo una inspección visual de los elementos eje principal, rodamiento, tapas laterales de cierre y tornillos de sujeción.

2.1 Fractura del Eje

La fractura del eje está contenida en un plano circunferencial y se localiza a 30mm de un cambio de sección, en el área de interferencia del eje con el anillo interior del rodamiento, donde su diámetro es de 600mm con un agujero central de 80mm de diámetro.



Figura 2. Fotografía de uno de los fragmentos del eje que contiene la superficie de fractura

La fractura está caracterizada por ser plana, con marcas de parada asociadas a ciclos de aplicación de carga, alineadas perpendicularmente en la dirección de propagación de la rotura y concéntricas a la zona de inicio de la rotura localizada en la superficie del eje coincidente con una de sus generatrices. Estos macrocaracteres de fractura son coherentes con la actuación de un mecanismo de fatiga mecánica bajo la actuación de esfuerzos de flexión rotativa. [3]



Figura 3. Fotografía de detalle del inicio de la fractura

Las playas de fatiga son prácticamente semicirculares en los primeros estadios de la progresión de la rotura. A medida que la grieta progresa y ofrece mayor extensión, estas marcas cambian a una forma elíptica como consecuencia de la distribución de tensiones existente en el frente de la grieta cerca de la superficie del eje y en seno de la misma. [3]

La extensión de la superficie de rotura asociada al inicio y progresión de la rotura por fatiga mecánica corresponde a más del 50% de la rotura lo que pone de manifiesto que el nivel tensional al que se ha producido la rotura es medio-alto. [3]



Figura 4. Fotografía de la rotura mecánica final

El resto de la rotura está asociada a la rotura mecánica final y presenta una macromorfología de tipo frágil caracterizada por una superficie con ausencia de deformación aparente y estricción asociada a la rotura, con presencia de chevrones orientados en la dirección de propagación de la grieta coherente con una progresión rápida de la fractura. [3]

2.2. Periferia del eje

La periferia del eje ofrece heterogenidades e irregularidades, distribuidas aleatoriamente a lo largo de dos bandas localizadas en zonas cercanas a los bordes de interferencia entre el anillo interior del rodamiento y el eje. Estas heterogeneidades consisten en adherencias de material, deformación plástica y transferencia de material entre las superficies en contacto.



Figura 5. Macrografía de la periferia del eje fracturado

La localización del origen de la fractura del eje es coincidente con una de estas heterogenidades superficiales.



Figura 6. Macrografía de la periferia del eje fracturado coincidente con el inicio de la rotura

Adicionalmente se detecta la presencia de agrietamientos secundarios paralelos a la rotura principal coincidentes con algunas de las heterogenidades detectadas.



Figura 7. Macrografía de la periferia del eje fracturado agrietamientos secundarios

La inspección visual llevada a cabo sobre otros ejes no fracturados de otros sistemas pone de manifiesto una morfología de daño similar en la zona de contacto con el anillo interior del rodamiento, pero en una grado cualitativamente menor que en el eje dañado (número de plastificaciones locales, coloración rojo en el área de contacto...)

2.3. Tapas de cierre, aro interior del rodamiento, tornillos

Los agrietamientos y las fracturas contenidas en el rodamiento, tapas de cierre, y tornillos se consideran secundarios a la rotura principal del eje. Su macromorfología de rotura es característica de sobrecargas, y son consistentes con los esfuerzos actuantes sobre estos elementos después de producirse la rotura principal.



Figura 8. Fotografías de roturas secundarias en tapas de cierre, aro interior y tornillos

3. ANÁLISIS POR MICROSCOPÍA ELECTRÓNICA DE BARRIDO (SEM) Y ENERGÍA DISPERSADA DE RAYOS X (EDS)

El análisis microfractográfico de la superficie de rotura y de la perfieria del eje se ha realizado mediante el uso de un microscopio electrónico SEM EDX Hitachi S-3400 N de presión variable con analizador EDX Röntec XFlash de Si(Li).

La zona de inicio de la fractura está caracterizada por acumulación de productos y deformación plástica del material. El área de progresión de la rotura ofrece plataformas irregulares y estrías de fatiga, perpendiculares a la dirección de progresión de la rotura características de la actuación de un mecanismo de rotura por fatiga mecánica de alto número de ciclos. [4]



Figura 9. Micrografías electrónicas de la periferia en la zona coincidente con zona de inicio de la rotura del eje

La superficie correspondiente a la zona de rotura mecánica final ofrece una micromorfología de rotura por "quasicleavage" de carácter frágil transgranular, micromorfología característica de una rotura por sobrecarga con dinamicidad en la aplicación de la carga. [5]



Figura 10. Micrografía electrónica estrías de fatiga



Figura 11. Micrografía electrónica de la zona de rotura mecánica final

4. CARACTERIZACIÓN QUÍMICA DEL MATERIAL DE FABRICACIÓN DEL EJE

Se lleva a cabo una caracterización química del material de fabricación del eje mediante analizador automático de carbono y azufre LECO y espectrometría de emisión por chispa. Los resultados se presentan en la tabla 1.

Tabla 1.- Resultados composición química expresados en % en peso.

REFERENCIA	%C	%S	%Si	%Mn	%P	%Cr	%Mo	%Ni
Eje	0,33	<0,005	0,34	0,49	0,012	1,96	0,35	2,13
30Cr NiMo8 (UNS 1.6580)	0,26- 0,34	Max 0,035	≤0,40	0,30- 0,60	Max 0,035	1,80- 2,20	0,30- 0,50	1,80- 2,20

La composición química del material del eje cumple con los requerimientos establecidos en la normativa aplicable para un acero de designación 30CrNiMo8 [2].

5. CARACTERIZACIÓN MECÁNICA DEL MATERIAL DE FABRICACIÓN DEL EJE

Se realiza una caracterización mecánica del material de fabricación de la placa basada en ensayos de tracción a temperatura ambiente y de resistencia al impacto efectuados sobre probetas mecanizadas en dirección longitudinal y transversal a partir de la muestra disponible. [6] y [7]

Tabla	2	Resultados	de	los	ensayos	de	tracción
efectua	ıdos						

REFERENCIA	Rm (MPa)	Rp (MPa)	A (%)
Eje RT (long)	992	830	16,9
Eje RT (trans)	945	757	16,6
30Cr NiMo8 (UNS 1.6580) [2] (160mm≤tr≤330mm)	850 min	630 min	8 min

Tabla 3.- Resultados del ensayo de impacto a 20°C y - 20°C

REFERENCIA	Resistencia al impacto (Julios)			
Eje 20°C (long)	90,5	84,0	89,5	
Eje -20°C (long)	44,5	38,0	42,5	
Eje 20°C (trans)	56,0	54,5	48,0	
30Cr NiMo8 (UNS 1.6580) (160mm≤t _t ≤330mm) [2]	22 min			

Las características del material de fabricación de la placa son acordes con las especificadas para un acero en estado de temple y revenido de designación 30CrNiMo8 [2].

6. ANÁLISIS POR MICROSCOPÍA ÓPTICA

Se preparan probetas metalográficas a partir de secciones radiales de manera coincidente con el inicio de la fractura [8].

La microestructura del núcleo del material del eje está formada por martensita revenida con carburos dispersos, característica de un acero en estado de tratamiento térmico de temple y revenido.



Figura 12. Micrografía óptica del núcleo del material

La periferia del eje revela la presencia de "White ething phase", relacionada con calentamientos locales debida al calor generado por fricción, característica de un desgaste de tipo adhesivo con carácter estático que ocurre cuando dos superficies en contacto tiene un movimiento oscilatorio relativo de pequeña magnitud (fretting). En la misma sección analizada se detectan evidencias de microsoldaduras y desprendimientos de fragmentos de pequeño tamaño de material superficial.



Figura 13. Micrografía óptica del origen y progresión de la fractura

El origen de la fractura se localiza en una de estas heterogeneidades superficiales. La fractura tiene una progresión transgranular, en ausencia de ramificaciones y deformación plástica del material asociada a la rotura.

Se observan agrietamientos secundarios, paralelos a la superficie de rotura principal cuyo inicio y progresión de rotura es en todos los casos de tipo transgranular.

7. MEDIDAS DE DUREZA VICKERS

Se llevan a cabo los ensayos de dureza Vickers HV0,3 a temperatura ambiente [9] sobre las secciones analizadas

por microscopía óptica. Los resultados se presentan en la tabla 4.

Los valores de dureza obtenidos en la periferia del eje son considerablemente más altos que en el núcleo del material coherente con la microestructura observada.

REFERENCIA	VALOR DE DUREZA HV0,3	VALOR MEDIO DE DUREZA HV0,3	
	662		
White etching phase	657	659 ± 65	
	657		
	310		
Núcleo	312	311 ± 8	
	311		

8. CONCLUSIONES

En base a los resultados de los análisis llevados a cabo se concluye que la causa más probable de la rotura del eje de la instalación es consecuencia de la actuación de un mecanismo de fatiga mecánica por flexión rotativa, a alto número de ciclos, cuyo inicio estaría inducido por el desarrollo de un fenómeno de fretting por movimiento relativo de las superficies en contacto del eje y del anillo interior del rodamiento.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer la colaboración del INSTITUTO DE CARBOQUÍMICA del CSIC de Zaragoza en la realización de la caracterización mediante microscopía electrónica.

REFERENCIAS

- [1] ASM HANDBOOK. *Failure Analysis and Prevention*, vol 11, Metals Park (OH, USA):ASM International 2002.
- [2] UNE EN 10250-3:2000. Piezas de forja libre en acero para uso general. Parte 3: Aceros especiales aleados.
- [3] ASM HANDBOOK. Failure Analysis and Prevention 9th ed, vol 11, Metals Park (OH, USA):ASM International 1992.
- [4] ASM HANDBOOK. Fractography 9th ed, vol 12, Metals Park (OH, USA):ASM International 1992.

- [5] Pintado Fe, J. M. Fallos en servicio de los materiales metálicos, INTA 1992.
- [6] UNE EN 10002-1: 2002. Materiales metálicos. Ensayos de tracción. Parte 1: Método de ensayo a temperatura ambiente.
- [7] UNE 7475-1:1992 Materiales metálicos. Ensayo de flexión por choque sobre probeta Charpy. Parte 1: método de ensayo.
- [8] ASM HANDBOOK. Metallography and Microstructures 9th ed, vol 9, Metals Park (OH, USA):ASM International 1995.
- [9] UNE-EN ISO 6507-1:1998 Materiales metálicos. Ensayo de dureza Vickers. Parte 1: Método de ensayo. (ISO 6507-1:1997).

ESTUDIO DE FRACTURA DE ESTRUCTURAS RETICULARES DE TERMOPLÁSTICOS FABRICADAS MEDIANTE MODELADO POR DEPOSICIÓN FUNDIDA

A. López-Pasarón¹, E. García-Rodríguez², J. Martínez¹, S. I. Molina¹, A. Illana² y D. L. Sales^{1*}.

¹Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica y Q. I., Universidad de Cádiz Avda. Ramón Puyol s/n, 11202 Algeciras, España

²Departamento de Ingeniería Industrial e Ingeniería Civil, Universidad de Cádiz, Avda. Ramón Puyol s/n, 11202

Algeciras, España

* Persona de contacto: david.sales@uca.es

RESUMEN

Las estructuras reticulares están presentando un auge especial, principalmente ligado al uso cada vez más extendido de equipos comerciales de fabricación aditiva o impresión 3D. Estas estructuras, utilizadas en planchas o perfiles, presentan una excelente rigidez a la vez que se maximiza la liviandad. El presente trabajo consiste en un estudio de la evolución de la fractura de paneles sándwich con núcleo de estructura reticular, cuando son sometidos a esfuerzos de compresión y de flexión. Se ha considerado el uso de retículas de tipo de celda abierta y de celda cerrada, fabricadas en ABS y PC mediante modelado por deposición fundida (FDM del inglés *Fused Deposition Modelling*). Se estudia la evolución de la fractura mediante grabación en vídeo con cámaras HD, que adquieren video desde dos direcciones de forma simultánea en el transcurso de ensayos de compresión y flexión a tres puntos. Aunque la evolución teórica de la fractura de este tipo de estructuras es ya conocida, el proceso de fabricación FDM introduce ciertas peculiaridades que son las que se esperan extraer tras este estudio.

PALABRAS CLAVE: Modelado por deposición fundida, Microrretícula, Fractura, Retícula abierta

ABSTRACT

Lattice structures are presenting a special interest lately, mainly linked to the increasingly widespread use of commercial equipment for additive manufacturing or 3D printing. These structures, used in plates or beams, present an excellent stiffness while maximizing lightweight. The present work consists in a study of the evolution of the fracture of sandwich panels with core of reticular structure, when subjected to compression and bending stresses. The use of open cell and closed cell type lattices, manufactured in ABS and PC using fused deposition modelling (FDM) has been considered. The evolution of the fracture is studied by using HD cameras acquiring video from two directions simultaneously in the course of compression and 3-point bend tests. Although the theoretical evolution of the fracture of this type of structures is already known, the FDM manufacturing process introduces certain peculiarities that are expected to be extracted after this study.

KEYWORDS: Fused Deposition Modelling, Microlattice, Fracture, Open-lattice.

INTRODUCCIÓN

El interés por obtener estructuras lo más ligeras posibles manteniendo una propiedades mecánicas adecuadas ha sido una constante en la industria del transporte en general, y en particular en el sector aeroespacial. Un ejemplo de esta búsqueda es el de la empresa Boeing, que en el año 2015 anunció que era capaz de fabricar un material que prometía una gran reducción de peso en un volumen en el que el 99,99% era aire, sin que esta reducción de material supusiese un inconveniente en su comportamiento a flexión.[1] Este material consiste en un panel sándwich con un núcleo del tipo "*microlattice*" o micro-retícula. Este nuevo material ha sido objeto de muchas investigaciones en estos últimos años, debido al amplio espectro de posibilidades que plantea para futuras aplicaciones. Entre las que destacan disminución de peso de estructuras, aislantes acústicos/térmicos, absorbedor de energía, protección para explosivos, etc. [2]

Las estructuras micro-reticulares se basan en la repetición de estructuras periódicas compuesta por pequeñas vigas. La resistencia mecánica de estas estructuras dependerá directamente de la densidad relativa (ρ) y de la topología de las vigas, estructura que formen y ángulo de estas.

Algunos estudios determinan que las estructuras piramidales proporcionan mayor resistencia, y que en la medida de lo posible se evite emplear vigas en el eje Z, ya que podría provocar colapsos menos homogéneos y por tanto no alcanzaría una gran rigidez. Sin embargo, otros autores como Luxner [3] sugiere que las estructuras más ordenadas son más fuertes, pero en contraposición, también son más sensibles a deformaciones localizadas y suelen sufrir un daño localizado en una cierta orientación. Por ello, propone el estudio de estructuras aleatorias que permitan mejorar las propiedades mecánicas en todas las direcciones, provocando el efecto de eliminar planos de fallas naturales que son el anticipo de un colapso general de la estructura.

El potencial que puede proporcionar este tipo de estructuras es muy alto, pero existen algunos inconvenientes. Uno de ellos se encuentra en el proceso de fabricación, a día de hoy la producción de este tipo de estructuras se lleva a cabo en laboratorios y no se ha llevado aún a escalas industriales. Está en un proceso de maduración en donde no se ha establecido un método de optimización eficaz para fabricar estructuras de este tipo con unas propiedades dadas, y, además no existe un modelo que permita predecir con la suficiente antelación el colapso de las estructuras. La resolución a estos pequeños inconvenientes logrará situar a este tipo de materiales como una gran alternativa a lo ya existente.

En cuanto a la fabricación, los métodos más empleados hasta ahora son variedades de fabricación 3D, que en función del tipo de material con el que se quiera construir determinará la tecnología de fabricación 3D. El material seleccionado, así, como el proceso de fabricación influirá directamente en las propiedades de la estructura microreticular. En relación con la impresión 3D en metales, se emplea la tecnología SLM (Selective Laser Melting). Esta consiste en una capa de polvo de metal en donde un láser funde ese polvo para crear una capa, tras esa nueva capa se vuelve a depositar polvo de metal y así progresivamente hasta que se construye la estructura. Si hablamos de impresión 3D con polímeros solemos hablar de modelado por deposición fundida (FDM del inglés Fused Deposition Modelling) que es el más conocido y extendido, gracias a la "democratización" de la impresora 3D doméstica. Las probetas que se emplearon en este estudio fueron fabricadas con este proceso. Un aspecto que aporta más interés al FDM es la posibilidad de aditivar el material polimérico que alimenta el proceso con nanoparticulas que añadan a la pieza fabricada un carácter funcional de utilidad en plasmónica, electrónica o fotónica.[4]

Si se quisiese usar los materiales micro-reticulares como unidad estructural de alguna construcción o elemento, lo normal sería que se usase como panel tipo sándwich. Este tipo de configuración permite dotar al material de una superficie plana que le ofrece la posibilidad de formar parte, por ejemplo, de un suelo u otra superficie plana. Además, el panel tipo sándwich permite distribuir las fuerzas a través de toda la estructura, lo cual hace realmente útil este tipo de configuración.

Algunos estudios previos determinan unas variables a tener en cuenta para la fabricación de las micro-retículas, en este caso para metales, pero pudiendo extrapolarse para materiales poliméricos alguna de ellas. Hasan [2] identifica cuatro variables para asignar de forma adecuada un metal en función de la aplicación en la que se requiera, estas variables son: morfología, tipo de celda, material y proceso de fabricación.

El presente trabajo consiste en un estudio sobre la evolución de la fractura de seis probetas sometidas a compresión, correspondientes a estructuras tipo sándwich con núcleo de material reticular de celda abierta (*microlattice*) y cerrada, fabricadas mediante FDM en poli-carbonato (PC), ABS o termoplástico de acrilonitrilo, butadieno y estireno, y ácido poliláctico (PLA). Se pretende así evaluar de forma preliminar la capacidad de la técnica de fabricación aditiva más común, la FDM, para fabricar estructuras con un comportamiento mecánico y una fiabilidad adecuados para un uso extendido en la industria. Este estudio también pretende ser el punto de partida

MATERIALES Y MÉTODOS

El estudio comprende un total de seis probetas tipo sándwich con núcleo reticular, tres de ellas con retícula de celda abierta, y las restantes de celda cerrada, fabricadas en tres polímeros termoplásticos distintos: PC, ABS y PLA. La tecnología de fabricación aditiva empleada fue FDM, y el equipo de fabricación el Fortus 450mc (Stratasys®), de alta precisión y rendimiento instalado en la División de Fabricación Aditiva de SCCYT-UCA. También se ha considerado el análisis comparativo de una de las probetas fabricada por una impresora 3D más convencional, la Witbox de BQ. La Tabla 1 resume los datos de identificación de cada probeta.

Tabla 1: Resumen del tipo, material y equipo de fabricación de las probetas consideradas en el estudio.

Probeta	Tipología	Material	Impresora	
1PC	Cerrada	PC	Fortus 450mc	
2PC	Abierta	PC	Fortus 450mc	
3ABS	Abierta	ABS M30	Fortus 450mc	
4ABS	Cerrada	ABS M30	Fortus 450mc	
5PLA	Cerrada	PLA	BQ Witbox	
6ABS	Abierta	ABS M30	Fortus 450mc	

La Tabla 2 muestra las dimensiones de las probetas, medidas tras la impresión. En el caso de las probetas con celdas abiertas, se incluye la medida promedio de la sección transversal de las vigas (espesor y ancho).
Probeta	Lado A (mm)	Diámetro de viga/ espesor de pared (mm)	Lado B (mm)	Alto (mm)
1PC	69,0	1,5	69,0	40,2
2PC	70,3	2,5	70,3	40,6
3ABS	70,0	2,3	70,0	40,4
4ABS	69,0	1,5	69,0	40,4
5PLA	69,0	1,5	69,0	40,0
6ABS	70,5	2,1	70,5	40,2

Tabla 2: dimensiones de las probetas tras la fabricación.

En cuanto al diseño de las probetas, como se muestra en el esquema de la Ilustración 1, las probetas con núcleo de celda abierta se corresponden con una estructura reticular o *microlattice* con una red cúbica de vigas repetida periódicamente. Ninguna de las vigas se encuentra contenida en las direcciones de los ejes X, Y, Z, sino que tienen ángulos de inclinación. La celda cerrada se ha diseñado conservando la misma estructura que la del tipo *microlattice*, con la peculiaridad de hacer desaparecer las vigas, sustituyéndolas por paredes, formando la misma geometría entre nodos.



Ilustración 1: Sección de las probetas de celda abierta (izquierda) y de celda cerrada (derecha).

Todas ellas han sido ensayadas a compresión a temperatura ambiente, con una velocidad de ensayo de 30mm/s, a excepción de la probeta 5PLA que fue ensayada a 3mm/s. Estos ensayos se han llevado a cabo en la máquina de ensayos universales SHIMADZU AG-X, de 50kN de carga máxima. Para dicho ensayo se han utilizado útiles de compresión de 100 mm de diámetro con suficiente área de apoyo en la pieza de ensayo. Además, los ensayos fueron grabados con tres cámaras de vídeo en formato HD, permitiendo una de las cámaras una tasa de 240fps.



Ilustración 2: Detalle de la configuración experimental del ensayo de compresión.

RESULTADOS

La Ilustración 3 muestra las curvas resultantes de los ensayos de compresión. En ella se aprecia que en la zona superior se concentran las curvas de las estructuras de celda cerrada, mientras que en la parte inferior lo hacen las de celda abierta. Se identifican tres puntos críticos en la evolución del grafo, donde se tiene una relación directa con la deformación de la pieza:

- Lineal, corresponde a la zona donde la probeta sufre una deformación elástica, alcanzando una mayor tensión en las de celda cerrada, antes de empezar a producirse el colapso de la estructura.
- Colapso, tras una deformación lineal, se alcanza un máximo tras el cual, o bien disminuye el esfuerzo que soporta la estructura de la probeta (estructuras microlattice), o bien en el caso de la celda cerrada se produce una meseta donde la estructura se sigue deformando a un valor de esfuerzo prácticamente constante. En cuanto a las probetas de celda abierta, al estar compuesta por pequeñas vigas, el colapso no es homogéneo, sino que se van produciendo fallas localizadas principalmente en los nodos. Estos pequeños colapsos se visualizan en el gráfico como pequeños dientes de sierra.
- **Densificación**, tras haberse colapsado toda la estructura de la probeta se produce un amontonamiento del material aumentando drásticamente el esfuerzo que soporta la probeta, lo que produce una curva de pendiente elevada hasta finalizar el ensayo, cuando alcanza la capacidad máxima de la máquina.



Ilustración 3: Curvas tensión-deformación resultantes de los ensayos de compresión.



Ilustración 4: Secuencia de compresión. La pieza superior corresponde a la probeta 1PC ensayada a 30mm/s; pieza inferior corresponde a la probeta 5PLA ensayada a 3mm/s

El posicionamiento de las curvas de ensayo en una zona superior o inferior está relacionada con la densidad relativa de las probetas. En el caso de las de celda abierta, las vigas de menor diámetro no han conseguido cotas tan altas de absorción de energía en los puntos críticos de las zonas de relación lineal y de colapso, siendo las de menor grosor las que se encuentran en la zona inferior. Las de celda cerrada, sin embargo, tienen niveles similares ya que las densidades relativas son similares, las pequeñas variaciones en los gráficos que puedan existir entre la probeta 4ABS y 1PC se deben a los posibles fallos durante el proceso de fabricación.

A pesar de estar fabricada con una impresora comercial más convencional, la probeta 5PLA consigue una resistencia a la compresión más elevada que las probetas fabricadas con el equipo de mejores prestaciones. Además del equipo de fabricación, hay otras dos

variables en estos resultados que pueden haber influido en este mejor comportamiento de la muestra 5PLA. Una es el material, PLA, y la otra es la velocidad de ensayo, 10 veces menor que la del resto de probetas ensayadas. La velocidad de ensayo es una variable que afecta directamente en la absorción de energía de deformación, ya que la probeta tiene más tiempo para distribuir el esfuerzo al que está sometido por toda la estructura, y por tanto, sufrir menor deformación en comparación con el resto (como se observa en las fotografías de la derecha en la Ilustración 4). Además, a una velocidad más lenta se produce una mejor disipación del calor generado por la deformación, aspecto importante a considerar en polímeros por su baja conductividad térmica. En cuanto al material, el PLA tiene una resistencia en el material masivo muy superior a la del ABS M30 y ligeramente inferior a la del PC (ver Ilustración 5). Para tener una visión más acertada sobre cómo afectan la velocidad de ensayo y el equipo de fabricación se van a llevar a cabo más estudios en el futuro.

En cuanto a la evolución de la deformación, se observa que ésta no se produce de forma homogénea a lo largo del núcleo de la probeta. La Ilustración 4 muestra que la fila superior de celdas (en contacto con el plato superior móvil de la máquina de ensayos) comienza a deformarse en mayor medida, le sigue la fila más inferior (en contacto con el plato inferior fijo de la máquina de ensayos), y finalmente la central.



Ilustración 5: Mapa de globos resistencia a compresión – densidad de los tres materiales utilizados en la fabricación de las probetas.

CONCLUSIONES

Se ha estudiado la evolución de la fractura de seis probetas sometidas a compresión, correspondientes a estructuras tipo sándwich con núcleo de material reticular de celda abierta (*microlattice*) y cerrada, fabricadas mediante fabricación aditiva FDM en PC y ABS haciendo uso de un equipo de altas prestaciones. A modo de comparación se ha fabricado la misma estructura en un equipo más convencional en material PLA.

La rotura a compresión de todas las probetas muestran las tres etapas típicamente encontradas en las estructuras reticulares: lineal – colapso – densificación. A pesar de que todas las probetas tenían el mismo tamaño de celda, las probetas de celda abierta presentaron una resistencia a la compresión muy inferior a las de celda cerrada. De forma relativa, las probetas de PC presentaron mayor resistencia a compresión que las de ABS, teniendo relación directa con las propiedades de los materiales masivos con los que fueron fabricados. Así mismo, a igualdad de condiciones las probetas de ABS tienen una rotura más suave y menos escalonada que las de PC.

De forma contraria a lo esperado, la probeta fabricada en el equipo comercial más convencional en material PLA presenta la mejor resistencia a compresión superior y la menor deformación. No obstante, es necesario ampliar el estudio para diferenciar cómo afectan por separado la velocidad de ensayo, el material y el equipo de fabricación utilizados.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a la División de Fabricación Aditiva de los Servicios Centrales de Investigación Científica y Tecnológica de la Universidad de Cádiz, al MINECO (proyecto TEC2017-86102-C2- 2-R), y a la Junta de Andalucía (grupo de investigación PAI TEP-946 INNANOMAT).

REFERENCIAS

- J. A. Kolodziejska, C. S. Roper, S. S. Yang, W. B. Carter, y A. J. Jacobsen, Research Update: Enabling ultra-thin lightweight structures: Microsandwich structures with microlattice cores, APL Materials 3 (2015), <u>http://dx.doi.org/10.1063/1.4921160</u>
- [2] R. Hasan, Progressive Collapse of Titanium Alloy Micro-lattice Structures Manufactured Using Selective Laser MetlingPhD thesis University of Liverpool, 2013, <u>http://research-archive.liv.ac.uk/11933/</u>
- M.H. Luxner, A.Woesz, J. Stampfl, P. Fratzl, H.E. Pettermann, A finite element study on the effects of disorder in cellular structures, Acta Biomater. 5 (2009) 381–390, http://dx.doi.org/10.1016/j.actbio.2008.07.025.
- [4] H. Kim, F. Torres, M. Li, Y. Lin y T.-L. B. Tseng, Fabrication and characterization of 3D printed BaTiO3/PVDF nanocomposites, Journal of Composite Materials 52 (2018) 197–206, http://dx.doi.org/10.1177/0021998317704709.

APROXIMACIÓN EXPERIMENTAL DE LOS PARÁMETROS REOLÓGICOS Y DE LA CURVA DE FLUJO EN SUSPENSIONES CEMENTICIAS MEDIANTE EL EMBUDO DE MARSH

A. de la Rosa^{1*}, E. Poveda¹, G. Ruiz¹, H. Cifuentes²

¹E.T.S. de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos, Universidad de Castilla-La Mancha Avda. Camilo José Cela s/n, 13071, Ciudad Real, España ² E.T.S. de Ingenieros, Universidad de Sevilla Camino de los Descubrimientos s/n, 41092, Sevilla, España

*Persona de contacto: Angel.delaRosa@uclm.es

RESUMEN

Por su sencillez, practicidad y coste, el embudo de Marsh es un instrumento que se ha empleado con frecuencia para medir, en trabajos de campo, el comportamiento reológico de fluidos no Newtonianos, como lodos de perforación (industria petrolífera) y suspensiones cementicias (construcción). Ello ha dado pie a diversas investigaciones con el fin de establecer relaciones entre las variables medidas con dicho utensilio y los parámetros reológicos asociados a su modelo de comportamiento. El flujo de un hormigón autocompactante depende significativamente de la reología de su pasta, por lo que es fundamental conocer la curva de flujo y los parámetros constitutivos de la misma. A tal efecto, se ha realizado un estudio experimental en varias suspensiones cementicias con el objetivo de comprobar si es posible describir completamente sus curvas de flujo. Para ello se han utilizado ecuaciones desarrolladas para fluidos no Newtonianos destinados a aplicaciones de diversa índole. Los resultados obtenidos con el embudo de Marsh se han comparado con las mediciones efectuadas en un viscosímetro rotacional cono-placa, obteniéndose buenas aproximaciones en la descripción del comportamiento reológico de las suspensiones ensayadas.

PALABRAS CLAVE: Embudo de Marsh, Reología, Suspensión cementicia, Hormigón autocompactante

ABSTRACT

Because of its simplicity, practicality and cost, the Marsh funnel is an instrument that has been used frequently to measure, in field work, the rheological behavior of non-Newtonian fluids, such as drilling muds (oil industry) and cement suspensions (construction). This has led to several investigations in order to establish relationships between the variables measured with this tool and the rheological parameters associated with its model. The flow of a self-compacting concrete depends significantly on the rheology of its paste, so it is essential to know the flow curve and its constituent parameters. For this purpose, an experimental study has been carried out on several cement suspensions in order to check if it is possible to completely describe their flow curves. For this, equations developed for non-Newtonian fluids have been used for applications of various kinds. The results obtained with the Marsh funnel have been compared with the measurements made in a cone-plate rotational viscometer, obtaining good approximations in the description of the rheological behavior of the tested suspensions.

KEYWORDS: Marsh funnel, Rheology, Cement suspension, Self-compacting concrete

1. INTRODUCCIÓN

Las suspensiones cementicias constitutivas de hormigones autocompactantes exhiben un comportamiento en estado fresco no Newtoniano, el cual se conoce a partir de la medida de su curva de flujo, que depende de la velocidad de cizalla a la que estén sometidas. Durante la fabricación y puesta en obra, estas pastas de cemento constituyentes de hormigones de altas prestaciones experimentan diferentes velocidades de cizalla: en el mezclado, las velocidades de cizalla son inferiores a las que soportan en la fase posterior de puesta en obra en el caso de ser vertido. bombeado 0 proyectado [1]. Este comportamiento está inherentemente asociado a la naturaleza coloidal de las partículas finas del cemento y sus adiciones, en el caso de llevarlas, así como a la química de los aditivos superplastificantes, que son para imprescindibles fabricar el hormigón autocompactante. Es extensa la literatura científica que ha estudiado el estado fresco de las pastas de cemento analizando sus principales parámetros reológicos, como son la tensión de fluencia, la viscosidad plástica y el comportamiento pseudo-plástico o dilatante que pueden mostrar. Las referencias a dichas investigaciones no son objeto de esta comunicación.

En la actualidad, el diseño de hormigones avanzados, en los cuales se requiere que cumplan determinadas prestaciones, tanto en estado fresco como en estado endurecido, implica la necesidad de conocer a fondo la reología de las suspensiones de base cemento, pues van a condicionar el comportamiento del hormigón en ambos estados. Evidentemente, cuanto más precisos sean los equipos de los que se disponen para realizar una correcta reometría, como es el caso de los modernos reómetros. los resultados obtenidos serán significativamente mejores. Sin embargo, a veces el coste de este instrumental no está al alcance de todos los laboratorios, por lo que esta investigación tiene como objetivo determinar la curva de flujo de pastas de cemento constitutivas de hormigones autocompactantes a partir de expresiones analíticas desarrolladas para el embudo de Marsh.

2. INVESTIGACIÓN TEÓRICA SOBRE EL EMBUDO DE MARSH

El embudo de Marsh (ver Fig. 1) fue inventado a principios de la década de 1930 [2]. Se trata de un instrumento en forma de tronco de cono con una salida cilíndrica. Sus dimensiones pueden variar, dependiendo de la normativa, siendo el radio del cilindro de salida uno de los parámetros más importantes. El ensavo consiste en fijar verticalmente el instrumento por medio de su asa, cerrar el orificio de salida e introducir una cantidad del material a ensayar, que es variable según autores o la normativa empleada (Le Roy, Roussel [3,4], ASTM C939-94a, EN 445, EN12715). En primer lugar se mide la altura inicial de la muestra en el embudo y, seguidamente, se abre el orificio midiendo el tiempo que tarda en salir unos determinados volúmenes de material, que están relacionados con la velocidad de cizalla en la pared del embudo y la tensión cortante asociada. Cuando ha salido el volumen establecido se cierra el orificio y se mide de nuevo la altura del material que queda en el instrumento.

2.1. Cálculo de la curva de flujo

Guria *et al.* [5] establecen un modelo que aproxima la curva de flujo de un material, es decir, la representación gráfica de la velocidad de cizalla y la tensión cortante asociada que experimenta una suspensión en el embudo de Marsh. El nivel del fluido dentro del instrumento es una medida de la tensión cortante en la pared y la relación volumen-tiempo de salida es una medida de la velocidad de cizalla en la pared. Las hipótesis que establecen para el modelo son:



Figura 1. Embudo de Marsh.

- El flujo es cuasi-estacionario a través de la sección del embudo de Marsh.

- La distribución de velocidades no se ve afectada por los cambios de longitud y de diámetro en el instrumento, lo cual es casi cierto donde la variación del diámetro con la altura es muy pequeña.

- La velocidad de cizalla en la pared es una medida de la velocidad del fluido a la salida del cilindro.

- El fluido es independiente del tiempo e incompresible.

- El flujo a través del embudo es laminar e isotermo.

- No hay deslizamiento en la pared y el fluido se comporta como un continuo.

- No hay elongación en el flujo al tratarse de un fluido puramente viscoso.

2.1.1. Tensión cortante en la pared τ_w

El balance de la fuerza hidrostática y cortante en la pared de embudo, diferenciando la parte cónica de la cilíndrica, establece la pérdida de presión a lo largo del instrumento:

$$\Delta P = \Delta P_{cono} + \Delta P_{cilindro} =$$

$$= \frac{\tau_w Z}{\cos \alpha \left[r + (R-r)(Z/Z_1)\right]} + \frac{2\tau_w + Z_2}{r}$$
(1)

donde Z es la altura del fluido sobre la sección del cilindro capilar, Z_1 la altura inicial del fluido para un volumen inicial V_0 , R el radio correspondiente a la altura inicial Z_1 , r el radio del cilindro capilar (0.23 cm), Z_2 la altura del cilindro capilar (4.86 cm) y α el ángulo de la generatriz del cono respecto al eje vertical (13.5°).

Al introducir esa caída de presión, en función del nivel de fluido dentro del instrumento, se puede calcular el valor de la tensión cortante en la pared:

$$\tau_w = \frac{\rho g (Z+Z_2)}{\{Z/_{\cos \alpha} [r+(R-r)(Z/Z_1)]\} + \binom{2 Z_2}{r}}$$
(2)

donde ρ es la densidad de la suspensión y g la aceleración de la gravedad.

En la pared del cilindro de salida, la tensión cortante es:

$$\tau_w = \frac{\rho \, g \, r}{2} \tag{3}$$

La altura Z depende del volumen drenado, V, y de la geometría del embudo de Marsh:

$$Z = \sqrt[3]{\frac{V_0 - V - \pi r^2 Z_2}{\left(\frac{\pi}{3}\right) \left(\frac{R}{Z_1}\right)^2}}$$
(4)

2.1.2. Tensión de fluencia τ_0

La tensión de fluencia o punto de flujo, τ_0 , se calcula al final del ensayo con la condición de no ocurrencia de flujo a través de las Ecs. 2 y 3. Notese que su valor es cero si se produce el drenaje completo. Balhoff *et al.* [6] proponen la siguiente expresión para calcular τ_0 en las mismas condiciones:

$$\tau_0 = \frac{\rho g(Z_3 + Z_2)}{\left(\frac{2Z_2}{r} + \frac{2Z_1}{R}\right)}$$
(5)

donde Z_3 es la altura de suspensión que permanece en el embudo tras dejar de drenar.

2.1.3. Velocidad de cizalla en la pared $(d\gamma/dt)_w$

Se trata de la velocidad a la que sale el fluido por el orificio del cilindro del embudo de Marsh y se calcula según:

$$-\left(\frac{d\gamma}{dt}\right)_{w} = \frac{3 n' + 1}{4 n'} \frac{4 Q}{\pi r^{3}}$$
(6)

donde Q es el caudal a la salida del embudo de Marsh y n' el índice de comportamiento de flujo definido como:

$$\frac{1}{n'} = \frac{d \log\left(\frac{4 Q}{\pi r^3}\right)}{d \log \tau_W} \tag{7}$$

2.1.4. Viscosidad aparente η

A partir del diagrama de consistencia resultante τ_{w} - $(d\gamma/dt)_{w}$ se calcula la viscosidad aparente, η , de la suspensión, ajustando la curva a un modelo no Newtoniano no lineal, como la derivada en cada punto de la curva de flujo.

3. MATERIALES Y MÉTODOS

3.1. Materiales

Los materiales empleados son cemento portland CEM I 52.5 SR, con una densidad de 3130 kg/m³, y una escoria granulada de alto horno como adición mineral, con una densidad de 2630 kg/m³. Se ha realizado granulometría láser para obtener la distribución del tamaño de partícula de ambos materiales (ver Fig. 2). El aditivo superplastificante es Sika ViscoCrete-20 HE, basado en policarboxilatos modificados en base acuosa, con una densidad de 1090 kg/m³ y un residuo seco del 40%. Se han preparado un total de 12 pastas de cemento y

Se nan preparado un total de 12 pastas de cemento y cemento más escoria granulada de alto horno con la siguiente composición: tres relaciones agua-materiales cementicios (w/cm = 0.35, $0.47 ext{ y } 0.63$) formadas por 100% CEM I 52.5 SR y 75% CEM I 52.5 SR con 25% de escoria granulada, y dos cantidades de aditivo superplastificante en relación a los materiales cementicios (SP/cm), $0.4 ext{ y } 0.8\%$.



Figura 2. Distribución del tamaño de partícula.

3.2. Mezclado

El mezclado de las pastas se ha hecho con una batidora con capacidad de 4.8 l. El procedimiento ha sido el siguiente: en primer lugar se añaden los materiales cementicios junto con el 90% del agua, dejándolos 30 segundos en reposo. Después se amasa con una velocidad de rotación de la batidora lenta (64 revoluciones por minuto, r.p.m.) durante 60 segundos. Se detiene el proceso y se raspa el material adherido a los bordes del recipiente y a las palas. Seguidamente se añade el aditivo superplastificante junto con el resto del agua. Se mezcla durante 90 segundos a una velocidad más alta (92 r.p.m.) y se finaliza.

3.3. Ensayos en viscosímetro rotacional cono-placa

Los ensayos se han realizado en un viscosímetro rotacional cono-placa bajo control de la velocidad de cizalla, en los laboratorios del Instituto de la Cerámica y el Vidrio (CSIC), en Madrid, y cuyas mediciones servirán como referencia. Una vez mezcladas las suspensiones de material cementicio se introduce una muestra en el viscosímetro rotacional y se realiza un primer ensavo y, con intervalo de 60 segundo, se efectúa un segundo ensayo. Los ensayos se han efectuado a temperatura constante de 23 °C. El protocolo que permite determinar la curva de flujo de las suspensiones consiste en una rampa de ascenso de la velocidad de cizalla, $d\gamma/dt$, desde el reposo hasta 600 s⁻¹ durante 180 segundos; a continuación se mantiene este último valor constante durante 120 segundos y, por último, se establece una rampa de descenso de la velocidad de cizalla hasta 0 s⁻¹ durante 180 segundos. La curva de flujo resultante τ - $d\gamma/dt$ de la rampa de descenso del segundo ensayo es la que se va a considerar para el estudio de la viscosidad.

La curva de flujo se ajusta a un modelo constitutivo de tipo Herschel-Bulkley (Ec.8), y su intersección con el eje de ordenadas establece el valor de τ_0 ; la pendiente en cada punto de la curva de flujo equivale a η , y el exponente n indica el comportamiento del material.

$$\tau = \tau_0 + \eta \, \dot{\gamma}^n \tag{8}$$

3.4. Ensayos en embudo de Marsh

Los ensayos en el embudo de Marsh y la medición de la densidad de las pastas se han efectuado en el laboratorio de Materiales y Estructuras de la Escuela de Ingenieros de Caminos de Ciudad Real. En todo momento se controla la temperatura del laboratorio de forma que sea lo más uniforme y parecida entre condiciones de los ensayos (la temperatura mínima y máxima del laboratorio durante los ensayos osciló entre 22.6 y 24.7 °C). El procedimiento general del ensayo está descrito en las normas EN 445, ASTM 939 94a, EN 12715. El embudo de Marsh se fija verticalmente a un pie de apoyo y a su salida se coloca un vaso graduado con marcas volumétricas que recibirá la suspensión drenada, dispuesto sobre una balanza que irá midiendo la masa del fluido que sale del embudo. La secuencia del ensayo será grabada mediante una video-cámara con el fin de determinar con precisión las medidas de volumen, de masa y de tiempo. Se introduce un volumen inicial V_0 de 1.5 l de suspensión cementicia y se va dejar salir 1 l de la misma. Por medio de la grabación se obtendrán los tiempos para distintas fracciones volumétricas drenadas (a partir de la masa medida en la balanza ya que también se calcula la densidad de la suspensión). Primero se mide la altura inicial en el embudo correspondiente a un volumen de 1.5 l, obteniendo el valor de Z_l ; seguidamente se abrirá el orificio y se iniciará la grabación. Al drenar 1 l de suspensión, se cerrará el orificio y se detendrá la grabación. A continuación se medirá la altura del volumen que permanece en el embudo de Marsh, obteniendo Z_3 . El tiempo de flujo depende tanto del material ensayado como de la geometría del instrumento. Por último, rápidamente se abre de nuevo

el orificio para calcular el valor de la tensión de fluencia.

4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Las Figs. 3 y 4 representan dos ejemplos de curva de drenaje del embudo de Marsh en pastas de cemento para 100% CEM I y 75% CEM I + 25% escoria con w/cm = 0.47 y SP/cm = 0.8. Se aprecia un menor tiempo de drenaje para la composición 75% CEM I + 25% escoria. Las Figs. 5 y 6 muestran dos ejemplos de curvas de comportamiento para las mismas pastas.



Figura 3. Curva de drenaje 100% CEM I.



Figura 4. Curva de drenaje 75% CEM I+25% escoria.



Figura 5. Curva de comportamiento 100% CEM I.

El objetivo es encontrar la ecuación de ajuste para, a partir de su derivada, obtener los valores de $(d\gamma/dt)_w$ y poder representar la curva de flujo correspondiente a cada pasta (ver Figs. 7 y 8).



Figura 6. Curva de comportamiento 75% CEMI+25% escoria.



Figura 7. Curva de flujo embudo de Marsh 100% CEMI.



Figura 8. Curva de flujo embudo de Marsh 75% CEMI + 25% escoria.



Figura 9. Curva de flujo reómetro cono-placa 100% CEM I.



Figura 10. Curva de flujo reómetro cono-placa 75% CEM I + 25% escoria.

Al comparar estas curvas de flujo con las obtenidas por medio del reómetro rotacional cono-placa mostradas en las Figs. 9 y 10, las diferencias son apreciables:

en primer lugar el embudo de Marsh mide un rango de $\tau_{\rm w} \vee (d\gamma/dt)_{\rm w}$ acorde a las características de la pasta y su geometría mientras que en el reómetro cono-placa se selecciona la rampa y el control de ensayo. Ambos instrumentos captan la variación en el comportamiento pseudo-plástico y dilatante característico de las suspensiones cementicias con aditivos poliméricos. Es necesario realizar un análisis detallado del embudo de Marsh en el rango de medida de $d\gamma/dt$ del reómetro cono-placa para comparar la proximidad de las mediciones de ambos instrumentos. La viscosidad plástica se calcula como la pendiente de la curva de flujo en ambos aparatos y es dependiente de numerosos parámetros como $d\gamma/dt$, la temperatura, el tamaño y forma de las partículas, geometría y tipo de viscosímetro (capilar en el caso del embudo de Marsh y rotacional en la tipología cono-placa). Por último, la tensión de fluencia, o punto de flujo, es un parámetro difícil de calcular. con discrepancias entre investigadores [7], incluso en reómetros rotacionales, donde es necesario llevar a cabo ensayos en control de tensión en lugar de control de velocidad [7], como son los realizados en esta campaña. No obstante, todas las suspensiones, excepto 100% CEM I, w/cm = 0.35 y SP/cm = 0.4, han drenado por completo en el ensavo del embudo de Marsh, por lo que su valor de τ_0 sería cero, que coincide con las Figs. 9 y 10 obtenidas del reómetro. La suspensión mencionada anteriormente tiene un valor no nulo de τ_0 del ensayos del embudo de Marsh, que es también lo que se aprecia en la Fig. 9. Sin embargo, aplicando las ecuaciones de Guria et al. [5] y Balhoff et al. [6] para esa suspensión medida con el cono de Marsh, se obtienen valores de τ_0 iguales a 106 y 126 Pa, respectivamente que, si bien están próximos entre sí, se alejan mucho del resultado proporcionado por el reómetro rotacional, 2.4 Pa (ver Fig. 9).

5. CONCLUSIONES

Se han medido las curvas de flujo de suspensiones cementicias por medio de un embudo de Marsh y se ha

comparado con su homóloga en un reómetro rotacional cono placa. El comportamiento no Newtoniano de estas suspensiones está condicionado por múltiples parámetros, entre ellos la geometría y características del instrumento de medida y del ensayo. No obstante, a partir del análisis de resultados a bajas velocidades de cizalla en el embudo de Marsh, se puede comparar la variación del comportamiento reológico en términos de viscosidad, aunque no así respecto a la tensión cortante ni la tensión de fluencia.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen la financiación recibida al Ministerio de Economía y Competitividad a través del proyecto BIA2015-68678-C2-1-R. También agradecen al Dr. D. Rodrigo Moreno Botella, del Instituto de la Cerámica y el Vidrio (CSIC), por su colaboración y cesión de los laboratorios, así como a Francisco Minguez su ayuda en los ensayos del embudo de Marsh. A. de la Rosa agradece la ayuda económica recibida mediante la beca FPI BES-2016-077458.

REFERENCIAS

- A.W. Saak, H.M. Jennings, S.P. Shah. New methodology for designing self-compacting concrete, ACI Materials Journal, 98, 6 429-439, 2001.
- [2] M.J. Pitt, The Marsh funnel and drilling fluid viscosity: a new equation for field use, **15**, 1, *SPE Drilling and Completion*, 2000.
- [3] R. Le Roy, N. Roussel. The Marsh cone as a viscometer: theoretical analysis and practical limits, *Materials and Structures*, **38**, 25-30, 2004.
- [4] N. Roussel, R. Le Roy, The Marsh cone: a test or a rheological apparatus, *Cement and Concrete Research*, **35**, 823-830, 2005.
- [5] C. Guria, R. Kumar, P. Mishra, Rheological analysis of drilling fluid using Marsh Funnel, *Journal of Petroleum Science and Engineering*, 105, 62-69, 2013.
- [6] M.T. Balhoff, L.W. Lake, P.M. Bommer, R.E. Lewis, M.J. Weber, J.M. Calderin, Rheological and yield stress measurements of non-Newtonian fluids using a Marsh Funnel, *Journal of Petroleum Science and Engineering*, 77, 393-402, 2011.
- [7] R. Moreno, Reología de suspensiones cerámicas, Consejo Superior de Investigaciones Científicas, Madrid, 2005.

SEGURIDAD Y DURABILIDAD DE ESTRUCTURAS

STUDY OF THE INFLUENCE OF CURRENT DENSITY ON CONCRETE CRACKING IN ACCELERATED CORROSION TESTS

B. Sanz^{1*}, J. Planas¹, J.M. Sancho²

¹Dep. de Ciencia de Materiales, E.T.S. de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos, Universidad Politécnica de Madrid, C/ Profesor Aranguren 3, 28040 Madrid, España.

> ²Dep. de Estructuras de Edificación, E.T.S. de Arquitectura, Universidad Politécnica de Madrid, Avda. Juan de Herrera 4, 28040 Madrid, España.

> > *Corresponding author: beatriz.sanz@upm.es

RESUMEN

La corrosión del acero en estructuras de hormigón armado puede llevar a la fisuración del recubrimiento, debido a la expansión volumétrica del óxido. En la simulación de este efecto resulta fundamental conocer el comportamiento de fractura del hormigón y mecánico del óxido. Para obtener información sobre el comportamiento del óxido, en trabajos anteriores se presentó un método que combina experimentos y simulaciones, con resultados satisfactorios para probetas ensayadas con una cierta densidad de corriente. Las probetas fueron prismas de hormigón con tubo liso como armadura que se instrumentaron de manera específica y original para medir la deformación del tubo, lo que resultó esencial. El presente trabajo estudia la influencia de la densidad de corriente en la fisuración del hormigón, aplicando este método. En concreto, se presentan los resultados principales de una campaña experimental de ensayos de corrosión acelerada con varias densidades de corriente y profundidades de corrosión, y de simulaciones numéricas, para estados de fisuración inicial. Además, se analiza el patrón de fisuración de las probetas. Los resultados muestran una marcada influencia de la densidad de corrosión necesaria para la iniciación de las fisuras, la expansión volumétrica neta y el patrón de fisuración.

PALABRAS CLAVE: Corrosión acelerada, Fisura cohesiva, Densidad de corriente, Hormigón armado, Elementos finitos

ABSTRACT

Corrosion of steel in reinforced concrete structures can lead to cracking of the cover, due to the volumetric expansion of the oxide. In the simulation of this effect, it is essential to determine the fracture behavior of concrete and the mechanical behavior of oxide. In order to obtain information about the oxide behavior, a method that combines experiments and simulations was presented in previous works, with satisfactory results for specimens corroded under a given current density. The specimens were concrete prisms with a smooth steel tube as reinforcement. They were originally instrumented, in order to measure the tube deformation, which was essential. The present study investigates influence of the current density on concrete cracking, applying that method. In particular, the main results of accelerated corrosion tests are presented for several densities of current and corrosion depths and of numerical simulations, for initial cracking stages. In addition, the pattern of cracking of the specimens is analyzed. The results reveal a clear influence of the current density on the corrosion depth necessary for crack initiation, net volumetric expansion and pattern of cracking.

KEYWORDS: Accelerated corrosion, Cohesive crack, Current density, Reinforced concrete, Finite Element

1 INTRODUCTION

Corrosion of steel in reinforced concrete structures can lead to cracking of the cover, among other effects, due to the generation of an oxide layer which occupies a volume greater than that of steel [1]. In the simulation of this effect, it is essential to determine the fracture behavior of concrete and the mechanical behavior of oxide [2].

Since there is a lack of experimental information regarding the oxide behavior, in previous works a methodology was presented which combines the results of experiments and simulations, in order to obtain indirectly information about the mechanical parameters of oxide [3]. In that method, the specimens are concrete prisms reinforced with a smooth steel tube which are specially instrumented in order to measure the tube deformation. In addition, opening of the main crack developed through the cover and the crack pattern are analyzed. The simulations are carried out using a model that combines finite elements with an embedded adaptable crack to simulate fracture of concrete [4] following the standard cohesive model [5], and expansive joint elements to simulate the oxide expansion and its mechanical behavior [2]. Such methodology was applied with successful results to specimens corroded under a given constant current in laboratory conditions [6].

The density of current, though, may affect the corrosion product generated [7] and, therefore, its mechanical properties as well. For that reason, influence of the corrosion rate on the mechanical interaction of reinforcing steel, concrete and oxide was sought in a previous work [8]. In particular, specimens were corroded under three different current densities up to three corrosion depths.

The current study continues that presented in [8], with special focus on the comparison between the experimental results and those of numerical simulations, and the crack pattern of the specimens. In the paper, the main aspects of the applied methodology are briefly summarized. Then the experimental and numerical results are presented and discussed.

2 OVERVIEW OF THE METHOD

2.1 Specimens and materials

The specimens and materials of this study are those presented in [8]. The main aspects are reviewed next for completeness of the text. The specimens are concrete prisms reinforced with a smooth steel, instead of a ribbed bar, as those in [2, 3]. They were designed to obtain a single main crack through the cover during accelerated corrosion. The dimensions are displayed in Fig. 1.

The concrete was fabricated using Portland Cement type I 52,5 R, siliceous sand and aggregate with maximum size of 8 mm, superplasticizer and calcium chloride in the mix proportions displayed in Table 1. Prior to casting, the steel surface was cleaned and an enamel coating applied to the tube ends, in order to protect them from corrosion during curing, while keeping a centered length of 80 mm free to corrode.



Figure 1. Sketch and dimension of the specimens.

Table 1. Mix proportions of concrete by weight of cement.

Water	Cement	Sand	Aggreg.	$CaCl_2$	Superp.
0.5	1	2.85	2.05	0.03	0.0055

<i>Table 2. Series of accelerated corrosion</i>	tests, indicating
the batch of concrete, density of curren	$t \ i \ and \ nominal$
corrosion depth x at the end of the test.	

Sei	ies	Batch	$i (\mu \text{A/cm}^2)$	<i>x</i> (µm)
	l	1	400	38
	2		100	25
1	3		25	13
4	1	2	400	38
4	5		100	25
(5		100	25
	7		100	25
8	3		25	13
Ģ)	3	400	38
1	0		400	25
1	1		400	13

* Series 6 was discarded due to long-lasting power failure

The prisms were casted from three batches. Standard specimens were also prepared for mechanical characterization of each batch at 28 days of age, in particular cylinders 150 mm in diameter and 300 mm in height for compression and brazilian tests, and beams $100 \times 100 \times 500$ mm³ for stable three-point bending tests. The specimens were fabricated in laboratory conditions and cured submerged in a bath of lime saturated water in a temperature-controlled chamber at 20°C until testing time. See [2] for details in the fabrication of the specimens.

2.2 Experiments

Accelerated corrosion tests were carried out in laboratory conditions using the impressed current technique [9, 10]. Series of test were conducted with three specimens being corroded in parallel. Table 2 displays the current density and final corrosion depth for the specimens of each series.

In the test the specimen was submerged with the tube in vertical position, taking the necessary precautions to ensure electrical insulation of that and create plane field of current; thus, uniform corrosion was expected to occur along the tube length (see [2] for the details). The width of the main crack, called *main CMOD*, was recorded at specimen mid-height, at 5 mm from the concrete surface (points A and B in Fig. 1). The variation of the inner diameter perpendicular to the expected main crack (points C and D in Fig. 1) and variation of inner volume of the tube, through the capillary height of a circuit, were measured using special instruments (see [3] for their design), in two and one specimen per series, respectively. The electrical variables and temperature of the working electrode were measured using standard means.

After accelerated corrosion, the gravimetric loss was measured, finding that the difference between the theoretical and experimental loss was acceptable according to the values reported in the literature [11]. Therefore, Faraday's law is applicable to the present tests and the nominal corrosion depth was calculated from the records of intensity, assuming uniform corrosion and perfect effectiveness of the current.



Figure 2. Softening curve of concrete and bilinear approximation. This is defined by the tensile strength f_t , fracture energy G_F , horizontal intercept of the initial linear segment w_1 and cohesive stress at the kink point σ_k .

Besides, the specimens were cut into five slices. The external ones were discarded and normally the central slice was used in adherence tests which are out of the scope of this paper. The remaining slices were impregnated with fluorescent resin, following the method described in [2], in order to study the pattern of cracking. In particular, it was analyzed at four cross-sections for each specimen.

2.3 Numerical simulations

The model used for numerical simulations has the following main characteristics. Fracture of concrete is assumed to follow the standard cohesive model introduced by Hillerborg et al. [5]. Such behavior is implemented in elements with an embedded adaptable crack [4], in which the crack can reorient according to the principal stresses until a threshold opening w_{th} is reached. Particularly, in this work a bilinear softening curve was used as input, whose main parameters are defined in Fig. 2.

For the oxide, expansive joint elements were used, which simulate the oxide expansion and its mechanical behavior [2, 12]. Those are four-node elements with zero initial thickness which simulate a free expansion βx , where β is the expansion factor and x the corrosion depth, i.e., the amount of steel that is transformed into oxide. They reproduce a fluid-like behavior, as proposed in [13]. Moreover, they incorporate separation and debonding effects by reducing the normal stiffness k_n in tension using a directionality factor η and the shear stiffness k_t .

The tests were simulated using two-dimensional models of the specimens. The mesh was generated using Gmsh [14]. Concrete was modeled with constant strain triangles (CST) with an embedded cohesive crack, steel with CST and linear elastic material, and oxide with expansive joint elements. A free radial expansion of $20 \,\mu\text{m}$ was simulated in 40 steps.

Table 3 displays the material parameters. The concrete parameters were determined in mechanical experiments for each batch, following the method described in [15]. Simulations were carried out for Concrete 1 and 2, but

also the experimental parameters of Concrete 3 are displayed in the table for completeness of the text. For the steel, standard values were assumed. The reference oxide parameters were as those in [6], which were determined for specimens corroded with a current density of $400 \,\mu\text{A/cm}^2$. Apart from the simulations with the reference values, simulations were conducted for Concrete 1 and 2 with 30% of reduction in toughness, for oxide with expansion factor $\beta = 1.2$, and both with reduction in toughness and small expansion factor.

3 RESULTS

3.1 Results of accelerated corrosion

Figure 3 shows the main experimental results of accelerated corrosion tests (continuous lines). For convenience of the text, the results of simulations are included in the same figure (dashed lines).

The main CMOD, Fig. 3(a) and (b), grew slowly during the first microns of corrosion depth, but then suddenly increased, indicating development of the main crack. The corrosion depth corresponding to the break in the curves is called the *critical corrosion depth*. It increased as the density of current decreased, indicating that more consumed steel was necessary for crack initiation. This could be due to different species of oxide being formed with smaller expansion factor, or to the effect of diffusion of oxide into the pores and cracks of concrete. As an exception, a specimen of Series 5 with 100 μ A/cm², dotted line with a crossed square, presented a critical depth smaller than that of specimens with 400 μ A/cm²; for that reason Series 7 was launched, which provided reliable results.

The variation of capillary height, Fig. 3(c) and (d), presented a step rise up to a peak, which coincides with the critical corrosion depth, and then decreased. It indicates a diminution in the inner volume of the tube up to development of the main crack and then a partial recovering. Moreover, the variation of inner volume is related to the mean pressure over the tube, as explained in [3]; thus, an increase in pressure until crack development is detected. An important observation is that as the current density decreases, the slope in the curves is smaller and there is an initial nonlinear delay in the pressure build-up, as especially noticed in the specimens corroded with 25 μ A/cm²; in addition, the peak in the curves is smaller.

The variation of inner diameter is not used in the discussion and the corresponding curves are not included in this paper (see [8] for the results). As a summary, they revealed that deformation of the tube is not uniform, with a change of shape from circular to oval, as assessed in a numerical study with similar specimens [6].

The numerical curves for reference simulations (Fig. 3, β =2.0 and 0% of toughness reduction) overall reproduce the experimental results of specimens with 400 μ A/cm², except for the differences mentioned in [3]: firstly, the main CMOD may be overestimated for high corrosion

Table 3. Mechanical parameters determined in experiments for each batch of concrete, and material properties in the simulations, where E is the elastic modulus, ν Poisson's ratio, f_t , G_F , w_1 and σ_k are defined in Fig. 2, α' is the adaption factor of the crack, Red. 30% toughness indicates a down-scaling of 30% in the softening curve, β is the volumetric expansion factor, x_0 the cutoff corrosion depth to avoid numerical instability, k_n^0 and k_t^0 are the normal and shear stiffnesses corresponding to x_0 (see [12] for a detailed definition), and η the reduction factor of the tensile stiffness.

		E (GPa)	ν	f_t (MPa)	G_F (N/mm)	$w_1 \text{ (mm)}$	σ_k (MPa)	α'
	Steel	200	0.3	—	—	—		—
Base	Concrete 1	32.1	0.2	2.88	0.102	0.0311	0.338	0.2
materials	Concrete 2	34.1	0.2	3.15	0.107	0.0281	0.337	0.2
	Concrete 3	34.2	0.2	3.33	0.110	0.0206	0.521	0.2
Red. 30%	Concrete1	32.1	0.2	2.01	0.0501	0.0218	0.237	0.2
toughness	Concrete2							
		β	$x_0 \text{ (mm)}$	$k_n^0 ({ m N/mm^3})$	$k_t^0 ({ m N/mm^3})$	η		
	Oxide Ref.	2.0	1.0×10^{-3}	1.0×10^6	1.0×10^{3}	1.0×10^{-11}		



Figure 3. Experimental and simulated curves of main CMOD (a, b) and variation of capillary height (c, d) for Batches 1 (a, c) and 2 (b, d).

depths, since diffusion of oxide is not considered in the model; secondly, the peak of capillary height is also overestimated, which could be explained by the difference in the loading rate of the mechanical and corrosion tests. A diminution in the effective volumetric expansion of oxide, which in the simulations is achieved by a reduction in the expansion factor (dashed curves with squares), explains the increase in the critical corrosion depth and the variation in the slope of capillary-height curves. The reduction in the peak of capillary height could be explained by a reduction in toughness of the specimens, as shown in Fig. 3(c) and (d), dashed curves with triangles pointing up. However, a combination of both effects (dashed curves with triangles pointing down) is not enough to reproduce the experimental curves for small current densities. In order to reproduce the initial nonlinear delay in the pressure build-up, time dependent effects should be considered, as diffusion of oxide into the cracks and pores and expansion factor depending on the corrosion rate and corrosion depth.

3.2 Crack pattern

The impregnated slices were inspected under ultraviolet light. In all the cases, the crack pattern consisted of a main crack through the concrete cover, which was visible by the naked eye, and several thin secondary cracks, only detected under ultraviolet light. However, the number of secondary cracks varied with the corrosion depth and current density. See [2] for a picture of the crack pattern of specimens with 400 μ A/cm² and 38 μ m of corrosion depth. For a quantitative analysis, the number of visible cracks and their angular position was evaluated for each cross-section and the mean position of a given crack was computed for each specimen as in [2]. Table 4 displays the number of cracks for each variant of test. Figure 4 shows polar plots of the crack position for selected specimens of each current density and corrosion depth.

From the results of specimens of Batch 3, it is observed that the number of secondary cracks diminished nearly linearly with the corrosion depth, for a given current density. The specimens of Batches 1 and 2 corroded with $400 \,\mu\text{A/cm}^2$ and 38 μm displayed a crack pattern similar to those of Batch 3, with differences within the experimental error reported for specimens corroded in similar conditions [2]. Thus, their crack patterns can be compared. With respect to specimens corroded with 100 and $400 \,\mu\text{A/cm}^2$ and similar corrosion depth, no significant differences are observed in the number of cracks. However, for specimens with $25 \,\mu\text{A/cm}^2$ it was smaller than for specimens with 400 μ A/cm², although the difference was less than the scatter in the measurements. Moreover, for the specimens with $25 \,\mu\text{A/cm}^2$ the crack distribution was more irregular, as seen in Fig. 4.

4 CONCLUSIONS

As the density of current decreases, crack initiation of the specimens occurs for a greater corrosion depth, which



Figure 4. Polar plots of the mean angular position of the cracks of selected specimens for each density of current and final corrosion depth. The number of sections at which the cracks were visible is indicated according to the legend.

means that more consumption of steel is necessary. In addition, there is a diminution in the mean pressure and an initial nonlinear delay in the pressure build-up.

As assessed from simulations, the increase in the critical corrosion depth necessary for crack development is explained by a diminution in the effective volumetric expansion of the oxide, which can be due to a smaller expansion factor and to diffusion of oxide into the pores and cracks of concrete. The diminution in pressure could be explained by a reduction in concrete toughness.

Finally, as the current density decreases, the number of cracks of the specimens diminishes and their distribution is more irregular. This effect is more noticeable for the specimens corroded with the smallest current density.

Table 4. Results of crack pattern for each variant of accelerated corrosion tests: batch, density of current *i*, theoretical corrosion depth *x*, number of slices analyzed for each variant of accelerated corrosion, number of cracks per section –mean, standard deviation, maximum and minimum– and overall standard deviation of the angular position of the cracks.

Batch	i	x	No. slices		Number of	cracks		Position
	$(\mu A/cm^2)$	(µm)		mean	std. dev.	max.	min.	std. dev. (°)
1	400	38	6	6.67	0.89	8	5	8.27
	100	25	6	5.67	0.89	7	4	8.70
	25	13	6	3.17	0.83	5	2	12.07
2	400	38	6	6.42	1.16	8	4	8.58
	100	25	12	5.08	0.97	7	3	6.61
	25	13	6	3.08	1.00	5	2	10.21
3	400	38	6	6.83	1.34	9	4	7.35
	400	25	6	5.42	0.79	7	4	7.62
	400	13	6	4.33	0.98	6	3	8.17

ACKNOWLEDGEMENTS

The authors gratefully acknowledge the *Secretaría de Estado de Investigación, Desarrollo e Innovación* of the Spanish *Ministerio de Economía y Competitividad* for providing financial support for this work under the project BIA2014-54916-R.

REFERENCES

- C. Andrade, C. Alonso, and F. J. Molina. Cover cracking as a function of bar corrosion: Part iexperimental test. *Mater. Struct.*, 26(8), 453–464, 1993.
- [2] B. Sanz, J. Planas, and J. M. Sancho. An experimental and numerical study of the pattern of cracking of concrete due to steel reinforcement corrosion. *Eng. Fract. Mech.*, **114**, 26–41, 12 2013.
- [3] B. Sanz, J. Planas, and J. M. Sancho. A closer look to the mechanical behavior of the oxide layer in concrete reinforcement corrosion. *Int. J. Solids Struct.*, 62(1), 256 – 268, 2015.
- [4] J. M. Sancho, J. Planas, D. A. Cendón, E. Reyes, and J. C. Gálvez. An embedded crack model for finite element analysis of concrete fracture. *Eng. Fract. Mech.*, 74(1-2), 75–86, 2007.
- [5] A. Hillerborg, M. Modéer, and P.-E. Petersson. Analysis of crack formation and crack growth in concrete by means of fracture mechanics and finite elements. *Cem. Concr. Res.*, 6(6), 773–781, 1976.
- [6] B. Sanz, J. Planas, and J.M. Sancho. A method to determine the constitutive parameters of oxide in accelerated corrosion tests of reinforced concrete specimens. *Cement and Concrete Research*, **101**, 68 – 81, 2017.
- [7] C. Andrade, C. Alonso, J. Rodríguez, and M. García. Cover cracking and amount of rebar corrosion: importance of the current applied in accelerated tests. In R. K. Dhir and M. R. Jones, editors,

Concrete in the Service of Mankind, Concrete Repair, Rehabilitation and Protection, pages 263–273. E&FN Spon, London, UK, 1996.

- [8] B. Sanz, J. Planas, and J. M. Sancho. Influence of corrosion rate on the mechanical interaction of reinforcing steel, oxide and concrete. *Materials and Structures*, **50**(4), 195, Jun 2017.
- [9] T. A. El Maaddawy and K. A. Soudki. Effectiveness of impressed current technique to simulate corrosion of steel reinforcement in concrete. *J. Mater. Civ. Eng.*, 15(1), 41–47, 2003.
- [10] S. Caré and A. Raharinaivo. Influence of impressed current on the initiation of damage in reinforced mortar due to corrosion of embedded steel. *Cem. Concr. Res.*, 37(12), 1598–1612, 12 2007.
- [11] C. Alonso, C. Andrade, J. Rodríguez, and J. M. Díez. Factors controlling cracking of concrete affected by reinforcement corrosion. *Mater. Struct.*, 31(7), 435–441, 1998.
- [12] B. Sanz, J. Planas, A. M. Fathy, and J. M. Sancho. Modelización con elementos finitos de la fisuración en el hormigón causada por la corrosión de las armaduras. *Anales de Mecánica de la Fractura*, 25(2), 623–628, 2008.
- [13] F. J. Molina, C. Alonso, and C. Andrade. Cover cracking as a function of rebar corrosion: Part 2 numerical model. *Mater. Struct.*, 26(9), 532–548, 1993.
- [14] C. Geuzaine and J.-F. Remacle. Gmsh: A 3-d finite element mesh generator with built-in pre- and postprocessing facilities. *Int. J. Numer. Methods Eng.*, 79(11), 1309–1331, 2009.
- [15] J. Planas, G.V. Guinea, J.C. Gálvez, B. Sanz, and A.M. Fathy. Indirect tests for stress-crack opening curve. In J. Planas, editor, *Report 39: Experimental Determination of the Stress-Crack Opening Curve* for Concrete in Tension - Final report of RILEM Technical Committee TC 187-SOC, pages 13–29. RILEM Publications SARL, 2007.

IMPLEMENTACIÓN Y COMPARATIVA DEL CÁLCULO DE LA TENACIDAD A FRACTURA MEDIANTE EL USO DE PROBETAS SEN(T) Y SEN(B)

H. Pérez^{1*}, P. García¹, L. Fernández¹, M. Palacios¹

¹ ITMA Materials Technology

* Persona de contacto: <u>h.perez@itma.es</u>

RESUMEN

Actualmente, en los procesos de soldadura, tanto para la industria offshore como para aplicaciones a baja temperatura, es necesario evaluar el comportamiento de las uniones en presencia de grietas e imperfecciones. Por esta razón se exige, habitualmente, la realización de ensayos de tenacidad a fractura para garantizar cierto nivel de ductilidad en la unión, evitando así una posible fractura frágil sin deformación plástica previa y de consecuencias catastróficas.

Los ensayos más empleados en la caracterización elastoplástica de las uniones son: la apertura del frente de grieta (CTOD, Crack Tip Opening Displacement) y la integral de contorno J. Dentro de estos ensayos, las normas contemplan diferentes configuraciones de probetas, siendo unas de las más empleadas las probetas del tipo SEN(B) (Single Edge Notched Bend) y CT.

En el presente trabajo se ha implementado el método de cálculo de la tenacidad a fractura orientado a probetas del tipo SEN(T) (Single Edge Notched Tension), y se ha realizado un estudio comparativo frente a los valores obtenidos en probetas SEN(B). El objetivo que se busca es optimizar el diseño de estructuras soldadas donde las grietas presentes tanto en tuberías como en depósitos a presión son poco profundas y están sometidas, principalmente, a esfuerzos de tracción, por lo que una probeta del tipo SEN(T) reproducirá mejor su comportamiento en servicio.

PALABRAS CLAVE: Tenacidad a fractura, CTOD, SEN(B), SEN(T)

ABSTRACT

Nowadays, in welding processes, both for the offshore industry and for low temperature applications, it is necessary to evaluate the behaviour of joints in the presence of cracks and imperfections. For this reason, tests of fracture toughness are usually required to guarantee a certain level of ductility in the joint, thus avoiding a possible brittle fracture without prior plastic deformation and catastrophic consequences.

The most commonly used tests in elastoplastic characterization of the joints are: crack tip opening displacement (CTOD), and the integral contour J. Within these tests, the standards consider different specimen configurations, being some of the most commonly used specimens those of the SEN (B) (Single Edge Notched Bend) and CT types.

In the present work, the method of calculating fracture toughness oriented to specimens of the SEN (T) type (Single Edge Notched Tension) has been implemented, and a comparative study has been carried out with respect to the values obtained in SEN (B) specimens. The aim is to optimize the design of welded structures where cracks in both pipelines and pressure vessels are shallow and subject to tensile stress, so that a specimen of the SEN (T) type will better reproduce its behaviour in service.

KEYWORDS: Fracture toughness, CTOD, SEN(B), SEN(T)

INTRODUCCIÓN

La normativa actual sobre construcción de plataformas offshore exige la realización de CTOD ensayos (Crack Tip Opening Displacement) para la homologación de los procedimientos de soldadura que se emplearán durante la fabricación. Estos ensayos, que determinan la apertura del frente de grieta como consecuencia del efecto de plastificación, se realizan sobre probetas normalizadas tipo SEN(B) y CT. Sin embargo, estudios recientes demuestran que las condiciones de contorno que se dan en una grieta generada en una estructura (especialmente en tuberías y depósitos a presión) se asemejan más a las que se pueden simular con probetas tipo SEN(T) (single edgenotch tension), obteniéndose por tanto valores más reales en este último caso. A pesar de ello, existe poca información sistematizada en la bibliografía especializada sobre este tipo de probetas.

En los últimos años se han realizado estudios en los que se analiza la influencia de la geometría de la probeta de ensayo en los valores obtenidos de la tenacidad a fractura. La conclusión extraída de las investigaciones desarrolladas es que, en condiciones de baja constricción se obtiene una tenacidad a fractura superior que en condiciones de elevada constricción (véase la figura 1).



Figura 1. Efecto de la constricción en las curvas de tenacidad.

Uno de los problemas que se presentan a la hora de ensayar en condiciones de baja constricción es que, mientras que los ensayos sobre probetas convencionales SEN(B) (elevada constricción) están perfectamente estandarizados, los ensayos sobre probetas SEN(T) (baja constricción) están basados en normativa que se encuentra en fases muy iniciales y susceptibles de ir sufriendo modificaciones. Dentro de este escenario de indefinición, se ha tomado como referencia la norma BS 8571 [1] para la realización de los ensayos en probetas SEN(T), mientras que la realización de ensayos sobre probetas SEN(B) se ha basado en la norma ASTM E1820 [2].

Para la determinación de la tenacidad a fractura, existen diferentes técnicas independientemente de la geometría de la probeta que se esté utilizando: ensayo CTOD mediante gráfica "Carga *versus* COD", determinación de la curva J- Δ a mediante cargas y descargas (método uniprobeta), y determinación de la curva J- Δ a mediante el método multi-probeta.

Este trabajo se centra, en la implementación de los ensayos sobre probetas SEN(T) y, el análisis de los resultados obtenidos frente al estudio realizado sobre probetas SEN(B), modificando algunos de los parámetros de ensayo, como la relación de tamaño de grieta, con el objetivo de analizar y comprender la relación existente entre las dos configuraciones de probeta así como el efecto del tamaño de grieta en los valores de tenacidad a fractura obtenidos.

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Geometría y probetas empleadas

Las probetas fueron extraídas de una tubería soldada, de acero F1515. En todos los casos las probetas fueron entalladas y pre-agrietadas antes del ensayo.

De acuerdo con la norma BS 8571 [1], se contemplan dos tipos de geometrías para las probetas SEN(T). Por un lado las probetas para agarre mediante mandíbulas, y por otro lado las probetas para agarre mediante bulones (véase la figura 2).



Figura 2. Configuraciones de probeta SEN(T).

En este caso se ha empleado la configuración para agarre mediante bulones (véase figura 2, b), optando por una sección cuadrada de 23 mm de lado.

Por otro lado, las probetas SEN(B), fueron mecanizadas con una sección rectangular de dimensiones: B= 23mm y W= 46mm.

En las siguientes tablas se muestran las probetas empleadas durante los ensayos, así como sus dimensiones y las respectivas relaciones a/W empleadas.

		¥
Codificación	Tipo de	Método de ensavo
de probeta	probeta	Wictout uc clisayo
SEN(B)-1	SEN(B)	CTOD
SEN(B)-2	SEN(B)	J-cargas y descargas
SEN(T)-1	SEN(T)	CTOD
SEN(T)-2	SEN(T)	J-cargas y descargas

J-cargas y descargas

Tabla 1. Probetas empleadas para los ensayos

Tabla 2. Probetas empeladas para los ensayos

SEN(T)

Codificación de probeta	a/W	B (mm)	W (mm)
SEN(B)-1	0.5	23	46
SEN(B)-2	0.5	23	46
SEN(T)-1	0.5	23	23
SEN(T)-2	0.3	23	23
SEN(T)-3	0.5	23	23

Cálculo del CTOD en SEN(T)

SEN(T)-3

Para el cálculo del CTOD la norma BS 8571 [1] establece un método de cálculo mediante el uso de dos extensómetros, colocados a diferentes alturas, con el objetivo de aprovechar el principio de los triángulos semejantes para conocer la apertura en el frente de grieta (CTOD).



Figura 2. Geometría de cálculo para el CTOD mediante el método del doble extensómetro.

Mediante la obtención de dos gráficas "Carga versus COD" se procede al cálculo numérico del CTOD mediante aplicación directa de la fórmula que nos da la norma previamente mencionada.

$$\delta = \frac{(1-u^2)}{2Rp_{0.2}E} + \nu p1 - \frac{a_0 + z_1}{z_2 - z_1} (Vp2 - Vp1)$$
(1)

Cálculo de J y obtención de la curva J-∆a

El método de cálculo varía para el caso de las probetas SEN(T) con respecto a otras configuraciones más tradicionales, destacando en nuestro caso la ausencia de un software implementado para facilitar el proceso de cálculo, obligando a la realización del proceso de una forma prácticamente manual.

Para el cálculo de la integral J la norma BS 8571 [1] plantea dos opciones, centrándonos siempre en probetas SEN(T);

Por un lado, el método multi-probeta en el cual se ensaya un mínimo de 6 probetas con diferentes tamaños de grieta, con una diferencia máxima de 0.2 mm entre cada una. A partir de los resultados se iría trazando la curva J- Δ a correspondiente.

Por otro lado, el método de las cargas y descargas, en el cual a partir de una gráfica "Carga *versus* COD", con cargas y descargas realizadas sucesivamente, se obtienen diferentes valores de J para los incrementos en el tamaño de la grieta que se van produciendo a cada ciclo carga-descarga realizado.

La integral J se estima normalmente combinando las componentes elástica y plástica:

$$J = J_{el} + J_{pl} = \frac{K_l^2}{E} + \frac{\eta_J A_{pl}}{B_n b_0}$$
(2)

Donde K_I es el factor de intensidad de tensiones elástico, A_{pl} es el área plástica bajo la curva "Carga *versus* COD", B_n es el espesor neto en caso de existir entallas laterales (B_n=B en caso de no haber entalla lateral), b₀ es el ligamento resistente (W-a₀). El valor de E´ es obtenido a partir del valor original del módulo elástico (E´= E/ (1-v²)), siendo v el valor del coeficiente de Poisson.



Figura 3. Descripción gráfica del área plástica bajo la curva.



Figura 4. Gráfica típica de cargas-descargas.

Los términos de la ecuación 2 deben ser adaptados a la evolución de las cargas y descargas, así como al crecimiento de la grieta producido durante el ensayo. Suponiendo la determinación de J en un punto k del gráfico Carga versus COD:

$$J_k = J^k_{\ el} + J^k_{\ pl} \tag{3}$$

$$J^{k}{}_{el} = \frac{\kappa^{k}{}_{I}{}^{2}}{E'} \tag{4}$$

$$K^{k}{}_{I} = \frac{P_{k}}{B_{n}\sqrt{W}}F(\frac{a_{k}}{W})$$
(5)

Siendo $F(a_k/W)$ un factor de forma adimensional, definido para las probetas de agarre mediante bulones por la siguiente ecuación, de acuerdo con la norma BS 8571 [1]:

$$F\left(\frac{a}{w}\right) = -0.0720 + 11.6294\left(\frac{a}{w}\right) - 61.6928\left(\frac{a}{w}\right)^{2} + 223.4007\left(\frac{a}{w}\right)^{3} - 355.5166\left(\frac{a}{w}\right)^{4} + 239.3969\left(\frac{a}{w}\right)^{5}$$
(6)

La parte plástica de la ecuación 2 se calcula de la siguiente forma:

$$J^{k}{}_{pl} = [J^{k}{}_{pl} + \frac{\eta_{k-1}}{b_{k-1}B_{N}} (A^{k}{}_{pl} - A^{k-1}{}_{pl})]\Gamma$$
(7)

En la cual Γ viene definido por:

$$\Gamma = 1 - \frac{\gamma_{k-1}}{b_{k-1}} (a_k - a_{k-1}) \tag{8}$$

$$\gamma_{k-1} = \left[-1 + \eta_{k-1} - \frac{b_{k-1}\eta'_{k-1}}{W\eta_{k-1}}\right] \tag{9}$$

Con el objetivo de simplificar lo máximo posible el cálculo del factor η , en lugar de tomar las expresiones referenciadas en la norma BS BS 8571 [1], se emplean las expresiones dadas por Cravero y Ruggieri [3] en su estudio de la mecánica de la fractura en probetas SEN(T):

$$\eta = 0.9095 + 0.1227 \frac{a}{w} \tag{10}$$

$$\eta'_{k-1} = W \frac{d\eta_{k-1}}{da_{k-1}} \tag{11}$$

uni-probeta La opción de ensayo es económicamente más viable que el método multi-probeta, ya que tan solo obliga a disponer de una probeta para generar toda la curva, por tanto el número de probetas necesarias para caracterizar un material será mucho menor. Sin embargo, requiere del empleo de ciertas técnicas para la determinación del incremento del tamaño de la grieta (Δa) durante el ensayo. Es aquí donde toma gran importancia el método de la flexibilidad, va empleado y normalizado en el caso de las probetas SEN(B), adaptado, entre otros, por Cravero y Ruggieri [3] para el caso de las probetas SEN(T).

El método de la flexibilidad basa su principio en la pendiente obtenida en cada descarga (ver figura 4), y relaciona la variación en dicha pendiente con el incremento en el tamaño de grieta. Llegados a un punto de la gráfica (aproximadamente cercano a la carga máxima), se comenzará a producir un incremento del tamaño de la grieta, acompañado de una variación en el parámetro de flexibilidad (C). Por tanto a partir de dicho punto, se comienzan a calcular los incrementos en el tamaño de la grieta producidos en cada ciclo carga-descarga. El cálculo de dichos incrementos se realiza mediante las siguientes expresiones, válidas para probetas de agarre mediante bulones:

$$\frac{a}{W} = 1.0056 - 2.8744\mu + 5.4420\mu^2 - 12.510\mu^3 + 16.102\mu^4 - 7.0642\mu^5$$
(12)

Donde μ se calcula:

$$\mu = \frac{1}{1 + \sqrt{E'B_{ef}C}} \tag{13}$$

El parámetro de flexibilidad C se puede definir como la inversa de la pendiente de cada una de las descargas.

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

En primer lugar se realizaron ensayos CTOD sobre ambas configuraciones de probeta, con el objetivo de obtener una primera referencia de las diferencias producidas entre las dos geometrías empleadas.

Se puede observar en la figura 5, de forma muy evidente, que la configuración de probeta SEN(T) alcanza unas cargas muy superiores, mayores del doble para este caso, manteniendo su comportamiento dúctil. Esta modificación en la geometría de la probeta se traducirá, por consiguiente, en un aumento del parámetro CTOD (δ_m) obtenido, lo cual va en consonancia con lo demostrado en algunos artículos acerca de la influencia de la constricción en la tenacidad a fractura del material.



Figura 5. Gráficas obtenidas de los ensayos CTOD en las dos geometrías ensayadas.

Como se ha indicado previamente, el método empleado en las probetas SEN(T) es el del doble extensómetro, de ahí que se obtengan dos gráficas con diferentes aperturas de COD. Los resultados numéricos obtenidos se muestran en la siguiente tabla:

Tabla 3. Resultados ensayos CTOD

Codificación de probeta	a/W	$\delta_{\rm m}$ (mm)
SEN(B)-1	0.5	0.42
SEN(T)-1	0.5	0.84

Partiendo de la referencia obtenida de los ensayos CTOD, se procedió a la realización de los ensayos de integral J.

En la figura 6 se muestra la gráfica obtenida en el ensayo J para la probeta de flexión en tres puntos SEN(B)-2.



Figura 6. Gráfica J-∆a en probeta SEN(B)-2

De cara a obtener una comparativa, se ensayó la probeta SEN(T)-2, obteniendo la siguiente curva:



Figura 7. Gráfica J- Δa en probeta SEN(T)-2

Para conocer la influencia del tamaño de grieta se ensayó la probeta SEN(T)-3 con una mayor relación a/W, la gráfica obtenida se muestra a continuación:



Figura 8. Gráfica J-∆a en probeta SEN(T)-3

La gráfica comparativa con los ensayos J realizados se muestra en la siguiente figura, en la que se puede ver de manera muy visual la diferencia entre configuraciones de probeta.



Figura 9. Gráfica comparativa J-∆a

Los resultados numéricos de los ensayos J realizados se muestran en la tabla 4. Cabe destacar que, una vez obtenida la gráfica J- Δ a, el método para calcular la J_{0.2} varía ligeramente entre ambas geometrías de probeta.

i adia 4. Resultados ensayos integral-J					
Codificación	$\mathbf{I}_{\rm c}$, $[\mathbf{I}_{\rm c}]/m^2$	J 0.2(B L)			
de probeta	J0.2 [KJ/III]	$[kJ/m^2]$			
SEN(B)-2	-	519			
SEN(T)-2	759	-			
SEN(T)-3	751	-			

Tabla 4. Resultados ensayos integral-J

CONCLUSIONES

De los resultados obtenidos se deduce en primer lugar que, para el caso de los ensayos CTOD, las probetas de geometría SEN(T) alcanzan cargas superiores que las probetas de geometría SEN(B) en las mismas condiciones de ensayo. Los valores de CTOD obtenidos son del orden del 50% superiores para la configuración de probeta SEN(T). Esta tendencia se confirma nuevamente en el caso del cálculo de la integral J, donde se obtienen valores de tenacidad un 45% superiores para el caso de geometría SEN(T) (véase tabla 4).

Por lo que respecta a la relación del tamaño de grieta (a) con respecto al ancho de la probeta (W) en probetas SEN(T), se observa una diferencia del 1% en los valores de tenacidad finalmente obtenidos en probetas con relación a/W= 0.2 y probetas con relación a/W= 0.5.

Finalmente se concluye que existe una diferencia significativa entre los valores de tenacidad a fractura alcanzados dependiendo de la configuración de la probeta utilizada. Con el uso de probetas SEN(B) se obtienen valores más bajos (más conservadores), que pueden obligar al fabricante a modificar el procedimiento de soldadura para cumplir con las exigencias de la entidad clasificadora correspondiente (DNV-GL, etc.).

REFERENCIAS

[1] BS 8571: 2014. Method of test for determination of fracture toughness in metallic materials using single edge notched tension (SENT) specimens.

[2] ASTM E1820-16. Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness.

[3] Cravero, S. y Ruggieri, C. Estimation procedure of J-resistance curves for SE(T) fracture specimens using unloading compliance. *Engineering Fracture Mechanics* 74, 2007, 2735-2757.

[4] J. Xu, Z.L. Zhang, E. Ostby, B. Nyhus, D.B. Sun. Effects of crack depth and specimen size on ductile crack growth of SENT and SENB specimens for fracture mechanics evaluation of pipeline steels. *International Journal of Pressure Vessels and Piping* 86, 787-797.

[5] Moore, P. L., y Pisarski, H.G. Validation of Methods to Determine CTOD from SENT Specimens. *International Offshore and Polar Engineering Conference*, 577-582.

[6] M.A. Verstraete, S. Hertelé, R.M. Denys, K. Van Minnebruggen y W. De Waele. Evaluation and interpretation of ductile crack extension in SENT specimens using unloading compliance technique. *Engineering Fracture Mechanics* 115, 190-203.

[7] M.A. Verstraete, W. De Waele, K. Van Minnebruggen, S. Hertelé. Single-specimen evaluation of tearing resistance in SENT testing. *Engineering Fracture Mechanics* 158, 324-336.

[8] K. Van Minnebruggen, D. Van Puyvelde, W. De Waele, M. Verstraete, S. Hertelé, R. Denys. Implementation of an unloading compliance procedure for measurement of crack growth in pipeline steel. *Sustainable Construction and Design* 2, 397-406.

[9] Jidong Kang, Guowu Shen, Jie Liang, James Gianetto. Influence of constraint on J-resistance curves for an X100 pipe steel. *Procedia Materials Science* 3, 239-244.

CALCULO POR PRIMEROS PRINCIPIOS DEL COEFICIENTE DE DIFUSIÓN DEL H EN UNA RED DE FE PURA

P. de Andres¹, J. Sanchez^{2*}, A. Ridruejo³

 ¹Instituto de Ciencias de Materiales de Madrid (ICMM-CSIC) Sor Juana Inés de la Cruz, 3, Cantoblanco, 28049 Madrid.
 ²Instituto de Ciencias de la Construcción Eduardo Torroja (IETcc-CSIC) Serrano Galvache 4, 28033, Madrid. España.
 * Persona de contacto: javier.sanchez@csic.es
 ³Departamento de Ciencia de Materiales, Universidad Politécnica de Madrid, E.T.S.I. de Caminos, Canales y Puertos. Profesor Aranguren 3,28040, Madrid. España.

RESUMEN

La fragilización por hidrógeno es una de las principales causas de fallo de los aceros de alta resistencia basados en hierro BCC. Debido a su importancia tecnológica, se han realizado numerosos estudios sobre el transporte de hidrógeno en la red de hierro. Sin embargo, los datos experimentales y los cálculos teóricos muestran una gran dispersión debida a los diferentes métodos de ensayo, los defectos inherentes del material (vacantes, dislocaciones o bordes de grano) y las diferentes aproximaciones teóricas.

Utilizando una teoría de primeros principios hemos calculado el espectro de vibraciones (fonones) de una red de hierro BCC en presencia de hidrógeno intersticial para obtener la energía libre de Helmholtz, F. Se han encontrado diferencias significativas entre el régimen de alta (Fe:H = 1:1) y de baja concentración (Fe:H = 16:1), en particular una ocupación diferente de los intersticiales en huecos octaédricos y tetraédricos. Aplicando la ley de las mezclas para estas poblaciones y utilizando la dependencia de F con la temperatura hemos estimado la dependencia del coeficiente de difusión de Hidrógeno con la temperatura. La comparación con los datos experimentales seleccionados por Kiuchi y McLellan (Acta Metal. 31, 961) es satisfactoria y refrenda el método teórico utilizado.

PALABRAS CLAVE: Cálculos Ab-Initio; Fragilización por hidrógeno.

ABSTRACT

Hydrogen embrittlement is one of the main causes of premature failure for high strength steels based on bcc-iron. Due to the technological importance of this phenomenon, many works have addressed the problem of hydrogen transportation in the iron lattice. However, both experimental data and theoretical calculations are significantly scattered due to different testing methods, intrinsic material defects (vacancies, dislocations or grain boundaries), or modelling assumptions.

Utilizing *ab-initio* Density Functional Theory, the phonon spectrum of an iron bcc lattice with interstitial hydrogen has been calculated in order to obtain the vibrational contribution to Helmholtz's free energy, F. Clear differences between the high (Fe:H =1:1) and low (Fe:H)= 16:1) concentration regimes have been observed, particularly regarding the relative occupation by H of octahedral and tetrahedral sites in the lattice. By applying a simple mixing rule to these populations and by taking into account the temperature dependence of F, the variation of the diffusion coefficient with temperature has been estimated. This prediction shows a good agreement with experimental results analysed by McLellan (Acta Metal. 31, 961).

KEYWORDS: Ab-initio calculations, Hydrogen Embrittlement

1 INTRODUCCIÓN

La Fragilización por Hidrógeno (FH) es una de las principales causas de fallo en los componentes metálicos expuestos a ambientes agresivos y normalmente se considera asociada a otros tipos de degradación, como es la corrosión o la corrosión bajo tensión [1-3]. Desde el punto de vista teórico, existen diversas aproximaciones al fenómeno de la FH que pueden reproducir en mayor o menor medida el comportamiento de los diferentes metales o aleaciones frente a la FH [4-15]. En el caso del acero ferrítico se ha demostrado que el H no establece enlace con los átomos de Fe [16], pero introduce unas tensiones/distorsiones en la red bcc-Fe que condicionan el camino de difusión de los intersticiales [17, 18] y al mismo tiempo debilitan el enlace Fe-Fe [9], o lo que es lo mismo reduce la energía de fractura del acero [4, 6, 19, 20].

Existe una amplia bibliografía para el caso del acero dedicada al fenómeno de difusión en función del medio y considerando las diferentes trampas existentes y su desorción [21, 22], y el comportamiento mecánico y la reducción en la tenacidad de fractura [2, 8, 23]. Por otra parte, desde la mecánica de fractura se ha abordado el problema del crecimiento de las fisuras desde diferentes puntos de vista, siendo uno de los más utilizados el modelo de fisura cohesiva cuando se trata de estudiar el crecimiento de una fisura discreta [24-26]. Algunos autores han aplicado esta metodología para el caso de la FH en aceros [10].

Numerosos trabajos han tratado de forma experimental o teórica el tema del coeficiente de difusión del hidrógeno dentro de la red de hierro. Los experimentos muestran una gran dispersión debida a diferentes variables como el método de ensayo, la pureza del material, etc. Por otra parte, los cálculos teóricos permiten calcular energías de activación y estados de transición. Sin embargo, en estos cálculos teóricos no se ha introducido de forma precisa el término relativo a la entropía en la función de Helmholtz.

El objetivo de este artículo es usar la energía libre de Helmholtz para estimar de forma teórica la variación con la temperatura de el coeficiente de difusión de H intersticial en la red de hierro alfa. El resultado será ampliar el rango de temperaturas en la estimación del coeficiente de difusión.

2 METODOLOGÍA

Los cálculos teóricos se basan en el formalismo del Funcional de la Densidad, la teoría de pseudo-potenciales y el teorema de Bloch [27]. Se han realizado utilizando una base de ondas planas para representar las funciones de onda de Kohn-Sham [28]. En esta aproximación, la precisión de los cálculos viene determinada básicamente por dos parámetros: (i) la máxima energía de corte ("cutoff") y (ii) el número de puntos usados en espacio reciproco para representar las funciones de onda ("puntos k"). El problema del canje y la correlación electrónica se ha representado a través de un funcional de canje y correlación aproximado calculado con correcciones de gradientes [29], y se han utilizado pseudopotenciales ultra-suaves [30]. Para resolver autoconsistentemente este problema, hemos empleado el código de ordenador CASTEP [31], donde se ha implementado un método iterativo muy eficiente, basado en las ideas de Carr y Parrinello [32].

Los cálculos Ab-Initio se han llevado a cabo sobre dos tipos de celdas para reproducir las condiciones de alta y baja concentración de hidrógeno: i) celda cúbica (Fe₂H), y ii) sobre una celda 2x2x2 (Fe₁₆H). Para ambas celdas se han calculado los fonones ocupando el H los huecos octaédrico y tetraédrico de alta simetría (ver figura 1).



Figura 1. Huecos de alta simetría en la red de hierro: octaédrico y tetraédrico.

Para comprobar el modelo se ha realizado la simulación para el caso del hierro puro cuyas frecuencias de vibración son bien conocidas. En la figura 2 se muestran los resultados teóricos obtenidos en el cálculo (puntos azules) y los resultados experimentales (triángulos rojos).



Figura 2. Cálculo de fonones para el hierro bcc ferromagnético. Los puntos azules representan los cálculos teóricos y los triángulos rojos los datos experimentales.

A partir de las frecuencias de vibración se puede obtener la energía libre de Helmholtz (F) y con ella otras variables termodinámicas como la entropía (S):

$$F = -k_B T \ln \left(Z \right) = -k_B T \sum_k \ln z(T, w_k) \tag{1}$$

$$Z(N, V, T) = \Pi_k \frac{e^{-\frac{\hbar w_k}{2k_B T}}}{1 - e^{-\frac{\hbar w_k}{k_B T}}} = \Pi_k z(T, w_k)$$
(2)

$$S = -\left(\frac{\partial F}{\partial T}\right)_{V,N} = k_B T \left(\frac{\partial Z}{\partial T}\right)_{V,N} + k_B \ln\left(Z\right)$$
(3)

3 RESULTADOS Y DISCUSIÓN

A continuación se muestran los resultados para los cálculos de alta densidad y de baja densidad para los dos huecos de alta simetría. Siguiendo la metodología descrita anteriormente, se calcula la barrera de difusión de acuerdo con la ecuación:

$$U_T = F + TS = k_B T^2 \left(\frac{\partial Z}{\partial T}\right)_{V,N} \tag{4}$$

En la figura 3 se muestra la variación de la barrera de difusión para el caso de alta densidad de hidrógeno en la red de Fe. Y en la figura 4 se muestra la figura análoga para el caso de baja densidad de hidrógeno en la red de Fe.





Una vez que se ha estimado la barrera de difusión corregida con el cálculo de la entropía, se puede estimar el coeficiente de difusión para cada uno de los escenarios contemplados según la ecuación siguiente:

$$D = D_0 * exp\left[\frac{U_T}{kT}\right]$$
So he employed all coefficients D, propulses per lisers (5)

Se ha empleado el coeficiente D_0 propuesto por Jiang y Carter [33].

En la figura 5 se ha representado el coeficiente de difusión en función de la temperatura en un diagrama tipo Arrhenius para los saltos octaédrico-octaédrico y tetraédrico-tetraédrico. De acuerdo con las barreras calculadas, el camino de difusión más rápido es el del salto tetraédrico-tetraédrico, dando valores sensiblemente mayores que el otro camino de difusión en el que se estabiliza el hueco octaédrico.



Figura 5. Variación del coeficiente de difusión con la temperatura para los saltos octaédrico-octaédrico y tetraédrico- tetraédrico.

La estabilización, ya sea de los huecos tretaédricos o de los octaédricos, facilita o permite diferentes caminos de difusión. En el caso de que el hidrógeno ocupe el hueco tetraédrico, se estabiliza el salto tetraédrico-tetraédrico. Sin embargo, cuando el hidrógeno ocupa un hueco octaédrico, se estabiliza el salto octaédrico-octaédrico que, como se ha visto, tiene un coeficiente de difusión sensiblemente menor.

En estudios anteriores [17], mediante cálculos de dinámica molecular ab-initio, se ha calculado el tiempo de residencia del H en el hueco octaédrico en función de la temperatura para las dos condiciones de alta y baja densidad de H (ver figura 6).



Figura 6. Porcentaje de ocupación de .los huecos octaédricos con la temperatura para las condiciones de baja y alta concentración de H.

Teniendo en cuenta el porcentaje de tiempo que el H permanece en cada uno de los huecos en función de la densidad del propio H en la red de Fe, se puede predecir que se produzca un salto u otro. Aplicando la ley de las mezclas a este problema [34], se puede predecir el coeficiente de difusión (en función de la temperatura) como la combinación lineal de ambos caminos de difusión (octaédrico-octaédrico o tetraédrico-tetraédrico), cuyo porcentaje depende de la ocupación de cada uno de los huecos respectivamente.

$$D(T) = n_O(T)D_O(T) + n_T(T)D_T(T)$$
(6)

Donde n_i es la ocupación de cada uno de los huecos y D_i es el coeficiente de difusión que le corresponde a cada uno de los huecos ocupados.

De esta forma, combinando la ocupación de huecos en cada escenario de densidad de hidrógeno (baja o alta densidad de hidrógeno) se puede estimar el coeficiente de difusión para el H en la red de Fe puro.

Experimentalmente, Kiuchi and McLellan [34] proponen las siguientes ecuaciones para la difusión de H en hierro:

 $D = 7.23 \ 10^{-8} \ exp(-Q/RT) \ [m^2/s]$ (7) Donde $Q = 5.69 \ kJ/mol$ para el rango de temperaturas entre 50 y 550 °C.

Y

$$D = (1-2.52) \ 10^{\circ} \exp(-Q/RT) \ [m^2/s]$$
 (8)
Donde $Q = 6.70-7.12 \ \text{kJ/mol para temperaturas inferiores}$ a 50 °C.

Teniendo en cuenta las predicciones realizadas en este trabajo, junto con la ecuación teórica propuesta por Jiang y Carter [33] y los resultados experimentales dados por Kiuchi and McLellan [34], en la figura 7 se han comparado dichos coeficientes de difusión en función de la temperatura en un diagrama tipo Arrhenius.



Figura 6. Estimación del coeficiente de difusión para las diferentes condiciones.

En este análisis, se ha observado que existe una gran influencia del prefactor D_0 sobre los resultados. Este factor es el mismo para todos los cálculos teóricos, tanto los de Jiang y Carter como los presentados en el trabajo, y varían respecto a los presentados por Kiuchi and McLellan. Existe una concordancia entre los resultados de Jiang y Carter con el escenario de baja densidad de H, mientras que la curva experimental se encuentra desplazada respecto a los mismos y coincide a altas temperaturas con el escenario de alta densidad de H. El desplazamiento respecto a la curva experimental se puede explicar por la presencia de defectos en la red de hierro, ya sean vacantes, bordes de grano, etc., inevitables en los ensayos.

4 CONCLUSIONES

A través de los cálculos de fonones para el sistema H-Fe se ha calculado la Energía Libre de Helmholtz que a su vez permite estimar las barreras de difusión del H en diversas condiciones.

A través de estos cálculos se ha estimado el coeficiente de difusión del H en la red de Fe pura. Los cálculos coinciden con los resultados experimentales a altas temperaturas, donde se estabiliza la difusión a través de huecos octaédricos. La posible discrepancia a bajas temperaturas se puede deber al efecto de los defectos, como vacantes o bordes de grano, sobre el propio coeficiente de difusión.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer la financiación recibida del MINECO (MAT2017-85089-C2-1-R), y del ERC-Synergy Program (ERC-2013-SYG-610256 NANOCOSMOS), así como al CTI-CSIC por el clúster de cálculo.

REFERENCIAS

- Sanchez, J., et al., Stress corrosion cracking mechanism of prestressing steels in bicarbonate solutions. Corrosion Science, 2007. 49(11): p. 4069-4080.
- [2] Elices, M., et al., Hydrogen embrittlement of steels for prestressing concrete: The FIP and DIBt tests. Corrosion, 2008. 64(2): p. 164-174.
- [3] Elices, M., et al., Failure analysis of prestressed anchor bars. Engineering Failure Analysis, 2012. 24(0): p. 57-66.
- [4] Song, J. and W.A. Curtin, Mechanisms of hydrogen-enhanced localized plasticity: An atomistic study using α -Fe as a model system. Acta Materialia, 2014. 68(0): p. 61-69.
- [5] Gangloff, R.P., et al., Measurement and Modeling of Hydrogen Environment-Assisted Cracking in Monel K-500. Metallurgical and Materials Transactions A, 2014.
- [6] Song, J. and W.A. Curtin, Atomic mechanism and prediction of hydrogen embrittlement in iron. Nat Mater, 2013. 12(2): p. 145-151.

- [7] Castedo, A., et al., Hydrogen induced changes in structural properties of iron: Ab initio calculations, in RILEM Bookseries. 2012. p. 79-84.
- [8] Sanchez, J., J. Fullea, and C. Andrade, High Strength Steels Fracture Toughness Variation by the Media. Modelling of Corroding Concrete Structures, 2011. 5: p. 137-146.
- [9] Castedo, A., et al., Ab initio study of the cubic-tohexagonal phase transition promoted by interstitial hydrogen in iron. Physical Review B, 2011. 84(9): p. 094101.
- [10] Serebrinsky, S., E.A. Carter, and M. Ortiz, A quantum-mechanically informed continuum model of hydrogen embrittlement. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 2004. 52(10): p. 2403-2430.
- [11] Birnbaum, H.K., I.M. Robertson, and P. Sofronis, Hydrogen effects on plasticity, in Multiscale Phenomena in Plasticity: From Experiments to Phenomenology, Modelling and Materials, J. Lepinoux, et al., Editors. 2000. p. 367-381.
- [12] Oriani, R.A. and P.H. Josephic, Equilibrium and kinetic studies of hydrogen-assisted cracking of steel. Acta Metallurgica, 1977. 25(9): p. 979-988.
- [13] Oriani, R.A., Mechanistic theory of hydrogen embrittlement of steels. Berichte Der Bunsen-Gesellschaft Fur Physikalische Chemie, 1972. 76(8): p. 848-857.
- [14] Williams, D.P. and H.G. Nelson, Evaluation of hydrogen embrittlement mechanisms. Metallurgical Transactions, 1971. 2(7): p. 1987-&.
- [15] Westlake, D.G., A generalized model for hydrogen embrittlement. Asm Transactions Quarterly, 1969. 62(4): p. 1000-&.
- [16] Sanchez, J., et al., Hydrogen in α -iron: Stress and diffusion. Physical Review B - Condensed Matter and Materials Physics, 2008. 78(1).
- [17] Sanchez, J., et al., Ab initio molecular dynamics simulation of hydrogen diffusion in α -iron. Physical Review B Condensed Matter and Materials Physics, 2010. 81(13).
- [18] Sanchez, J., et al., Hydrogen Embrittlement of High Strength Steels. Diffusion in Materials -Dimat2008, 2009. 289-292: p. 203-209.
- [19] Jiang, D.E. and E.A. Carter, First principles assessment of ideal fracture energies of materials with mobile impurities: implications for hydrogen

embrittlement of metals. Acta Materialia, 2004. 52(16): p. 4801-4807.

- [20] Song, J. and W.A. Curtin, A nanoscale mechanism of hydrogen embrittlement in metals. Acta Materialia, 2011. 59(4): p. 1557-1569.
- [21] Li, D.M., R.P. Gangloff, and J.R. Scully, Hydrogen trap states in ultrahigh-strength AERMET 100 steel. Metallurgical and Materials Transactions a-Physical Metallurgy and Materials Science, 2004. 35A(3): p. 849-864.
- [22] Thomas, R.L.S., et al., Trap-governed hydrogen diffusivity and uptake capacity in ultrahigh-strength AERMET 100 steel. Metallurgical and Materials Transactions a-Physical Metallurgy and Materials Science, 2002. 33(7): p. 1991-2004.
- [23] Toribio, J. and E. Ovejero, Failure analysis of cold drawn prestressing steel wires subjected to stress corrosion cracking. Engineering Failure Analysis, 2005. 12(5): p. 654-661.
- [24] Sancho, J.M., et al., An embedded cohesive crack model for finite element analysis of mixed mode fracture of concrete. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 2006. 29(12): p. 1056-1065.
- [25] Sanz, B., J. Planas, and J.M. Sancho, An experimental and numerical study of the pattern of cracking of concrete due to steel reinforcement corrosion. Engineering Fracture Mechanics, 2013. 114: p. 26-41.
- [26] Fathy, A.M., et al., Determination of the bilinear stress-crack opening curve for normal- and highstrength concrete. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 2008. 31(7): p. 539-548.
- [27] R. Martin, "Electronic Structure", Cambridge University Press, 2004.
- [28] W. Kohn and L.J. Sham, Phys. Rev. 140, A1133, 1965.
- [29] J. P. Perdew, K. Burke, and M. Ernzerhof, Phys. Rev. Lett. 77, 3865 (1996).
- [30] D. Vanderbilt, Phys. Rev. B 41, 7892, 1990.
- [31] S. Clark, M. D. Segall, C. Pickard, P. Hasnip, M. J. Probert, K. Refson, and M. C. Payne, Z. fuer Kristal-lographie 220, 567 (2005).
- [32] R. Carr y M. Parrinello, Phys. Rev. Lett. 55,2471, 1985.

- [33] D. E. Jiang and E. A. Carter, Phys. Rev. B 70, 064102 (2004)
- [34] K. Kiuchi and R. B. McLellan, Acta Metall. 31, 961 (1983).

TAMAÑO DE MUESTRA Y ERROR EN FATIGA DE HORMIGÓN

J. J. Ortega^{1*}, G. Ruiz¹, R. C. Yu¹, N. Afanador-García², M. Tarifa¹, E. Poveda¹, X. X. Zhang¹

 ¹ETSI Caminos, Canales y Puertos, Universidad de Castilla-La Mancha Av. Camilo José Cela s/n, 13071, Ciudad Real, España
 ²Departamento de Ingeniería Civil, Universidad Francisco de Paula Santander Ocaña Vía Acolsure, Sede el Algodonal, 546552, Ocaña N. STD, Colombia
 * Persona de contacto: JoseJoaquin.Ortega@uclm.es

RESUMEN

La fatiga de hormigón es un fenómeno con un claro comportamiento probabilista debido a la amplia dispersión de resultados experimentales de ciclos hasta el fallo. Cada conjunto de probetas es una muestra aleatoria que ofrece una distribución concreta de fatiga diferente del resultado de otras muestras posibles del mismo material. Igualmente, todas ellas difieren de la distribución real desconocida hacia la que tiende el material. Por tanto, las distribuciones experimentales tienen un error en términos de vida a fatiga con respecto a la real. El número de ensayos controla la precisión de la estimación de la distribución de probabilidad. En este trabajo, se han realizado un total de 100 ensayos de fatiga en compresión, considerado aquí un número suficientemente grande para describir la distribución de ensayos y el error máximo posible a través de técnicas estadísticas de remuestreo, desde tamaños de muestra pequeños a grandes, hasta 90. Se ha empleado el modelo probabilista de Weibull. Estos resultados se pueden usar para determinar *a priori* el número necesario de ensayos de fatiga para un error admisible dado, de una manera rápida y sencilla.

PALABRAS CLAVE: Fatiga de hormigón, Error probabilista, Tamaño de muestra

ABSTRACT

Fatigue of concrete is a phenomenon with a clear probabilistic behaviour due to the wide scatter of testing results of cycles to failure. Each set of specimens is a random sample which yields a particular fatigue distribution different to the results of other possible samples of the same material. Likewise, all them differ from the real unknown distribution which the material tends to. Therefore, experimental distributions have an error in terms of fatigue life with respect to the real one. The number of tests controls the accuracy of the estimation of the probabilistic distribution. In this work, a total of 100 compressive fatigue tests has been performed, which is considered here as a number large enough for describing the real material probabilistic distribution. Working on this experimental set, the relation between the number of tests and the possible maximum error has been studied through statistical resampling techniques, from small to large sample sizes, up to 90. The Weibull probabilistic model has been employed. These results can be used for determining *a priori* the necessary number of fatigue tests for a given admissible error in a fast and simple manner.

KEYWORDS: Concrete fatigue, Probabilistic error, Sample size

1. INTRODUCCIÓN

La fatiga de materiales, y especialmente la de materiales heterogéneos como el hormigón, es un fenómeno que presenta una dispersión muy alta de ciclos de carga resistidos entre diferentes probetas, todas ellas de un mismo material y sometidas a las mismas condiciones de carga. Por ello, es común encontrarse con probetas que han resistido un número bajo de ciclos junto con otras con una vida a fatiga varios órdenes de magnitud superior o que, incluso, no han llegado a romper. Por todo ello, la fatiga tiene un marcado carácter probabilista. Alcanzar un determinado número de ciclos antes de la rotura tiene una mayor o menor probabilidad. Para determinarla es necesario realizar una serie de ensayos en el rango de tensiones y frecuencias de interés. Tras ello, se ajusta un modelo de probabilidad con los resultados experimentales. Una función probabilista de extremos que representa muy bien la fatiga mecánica del hormigón es la de Weibull [1-3].

Sin embargo, no existe un criterio general para elegir el número mínimo de ensayos que deben realizarse de

modo que se capte correctamente el comportamiento en fatiga del hormigón y conocer los extremos superior e inferior del rango de probabilidad. Esa gran dispersión de resultados implica que podría hacer falta un número elevado de ensayos. Debido al coste en tiempo y recursos que supone, en muchas ocasiones la caracterización se limita a un número reducido de ensayos o, directamente, se recurre a la estimación dada por las expresiones deterministas de los códigos de diseño [4, 5], que dan un valor medio de ciclos para el nivel de tensiones especificado.

La distribución de probabilidad obtenida a partir de una muestra pequeña de probetas puede diferir en gran medida de la distribución a la que tiende la totalidad del material estudiado. Esa diferencia es el error cometido, que podría alcanzar un nivel inadmisible sin conocer que se está dando esa situación.

Algunos autores han propuesto diferentes metodologías para definir el tamaño de muestra necesario [6-9]. Sin embargo, en algunos casos trabajan con funciones de distribución diferentes a la de Weibull y, en general, son métodos relativamente complejos que utilizan coeficientes dados para niveles de probabilidad concretos.

En este trabajo se quiere mostrar de una manera más sencilla la relación que existe entre el número de ensayos realizados y el error máximo cometido. Los resultados se dan para diferentes niveles de seguridad y a lo largo de todo el rango de probabilidad de fallo. El estudio se ha realizado a partir de un conjunto de 100 ensayos de fatiga realizados con probetas del mismo hormigón y con la misma configuración de carga. Mediante técnicas estadísticas de remuestreo, se ha determinado la distribución y el rango del error cometido para una amplia variedad de tamaños de muestra diferentes desde 3 probetas a 90.

Los resultados se presentan de una forma clara en gráficos que se pueden emplear como ábacos de cálculo para casos con un orden de magnitud similar de número de ciclos y dispersión o, en cualquier caso, como orientación de la magnitud del error posible al caracterizar a fatiga un hormigón. Con estos resultados se puede definir cuántos ensayos se deben realizar para cumplir con un determinado error admisible, tanto como error máximo o para una probabilidad de rotura de interés.

En el siguiente apartado se describe el material y la campaña experimental realizada; en el apartado 3 se explica la metodología seguida para el análisis estadístico del error; en el apartado 4 se ofrecen los resultados obtenidos y, por último, las conclusiones se presentan en el apartado 5.

2. MATERIAL Y ENSAYOS

Se fabricó un hormigón autocompactante reforzado con fibras de acero. El cemento era de tipo CEM I 52.5 SR y los áridos eran silíceos de 8 mm de tamaño máximo. Las fibras eran rectas de 13 mm de longitud y 0.20 mm de diámetro y su proporción en la mezcla era del 0.2 % en volumen.

El hormigón se vertió en moldes prismáticos de $100 \times 100 \times 400 \text{ mm}^3$. Las probetas para ensayar a fatiga se cortaron de esos prismas, con forma de cubos de 40 mm de lado.

Los ensayos se realizaron en una máquina servo-hidráulica de 250 kN de capacidad máxima. La máquina dispone de dos platos de carga entre los que se pone la probeta y de una rótula que alinea la carga con el eje de la máquina. Esta rótula se fijaba en cada ensayo una vez ajustados los platos a la probeta a una precarga de 4 kN. Adicionalmente, se disponía sobre cada probeta una rótula adicional de fabricación propia con una base de las mismas dimensiones que los cubos de hormigón a ensayar. Con esta rótula se centra completamente la carga en la probeta, evitándose cualquier reducción de resistencia debido a una posible excentricidad [10].

En primer lugar, se realizaron 15 ensayos cuasiestáticos en compresión a 0.3 MPa/s con el mismo tipo de probeta que para los ensayos de fatiga. La resistencia a compresión f_c fue de 58.9 MPa y la desviación típica de 3 MPa. Para los ensayos de fatiga, los niveles de tensión máximo y mínimo se determinaron como un 82 % y un 36 % de f_c , respectivamente. Los ensayos se realizaron a 10 Hz de frecuencia.

En total se realizaron 105 ensayos de fatiga entre los que hubo 5 probetas supervivientes. El límite de supervivencia se marcó en 1.000.000 de ciclos, en torno a dos o tres órdenes de magnitud superior a la media esperada. Esos 5 resultados se descartaron del análisis por ser datos de información incompleta. De este modo, la distribución de probabilidad resultante queda del lado de la seguridad.

La distribución de probabilidad de los restantes 100 ensayos se toman como la distribución real del material al considerarse que son un número suficientemente alto para que no varíe con nuevos ensayos. Dicha distribución se describe a través del modelo probabilista de Weibull de dos parámetros, definida en la Ec. 1.

$$F(x) = 1 - \exp\left\{-\left(x/\eta\right)^{\beta}\right\}$$
(1)

La variable *x* es el logaritmo del número de ciclos hasta la rotura (log *N*), η es el parámetro de escala y β el parámetro de forma.

La elección de esta función se debe a su idoneidad para definir fenómenos con valores extremos y, en el caso de

la de dos parámetros, por permitir la posibilidad de valores muy bajos de N, como se observa en casos reales.

Los resultados experimentales se presentan en la Fig. 1 en términos de log *N* distribuidos en forma de probabilidad acumulada. Igualmente, se muestra la función de Weibull ajustada para estos datos utilizando el método de máxima verosimilitud. Los parámetros resultantes son $\eta = 3.72$ y $\beta = 4.56$. Como se puede observar, los resultados abarcan desde un orden de 10^2 hasta 10^5 ciclos.



Figura 1. Función de Distribución Acumulada del conjunto de ensayos.

3. METODOLOGÍA

La metodología seguida consiste en una técnica de remuestreo en la que, para diferentes tamaños de muestra, se van extrayendo valores aleatoriamente del conjunto de 100 datos en múltiples ocasiones. Para cada muestra de valores se ajusta la Ec. 1 y se registra la diferencia con respecto a la distribución de referencia correspondiente al total de resultados. Esa diferencia es el error cometido al caracterizar el comportamiento a fatiga del material con el resultado de esa muestra en particular. Se toma como la distancia horizontal (en log N) entre ambas distribuciones a lo largo del eje de probabilidad acumulada. La expresión que define el error en términos relativos en función de la probabilidad de fallo p es:

$$e(p) = \frac{(\log N)_{muestra} - (\log N)_{real}}{(\log N)_{real}}$$
(2)

Para aprovechar convenientemente la información dada por todos los resultados experimentales, los valores extraídos en cada paso no se reemplazan en el conjunto total mientras sigue habiendo datos suficientes para seguir completando nuevas muestras. Cuando éstos se agotan, vuelven a tomarse los 100 valores iniciales y se repite el proceso. El número de repeticiones se determinó a través de un análisis de convergencia de la diferencia entre el valor promedio acumulado en log N de todas las muestras extraídas y el del total de valores originales. La convergencia se analizó para un grado de precisión de 10^{-10} con varios de los tamaños de muestra de interés, adoptando el resultado más desfavorable que fue de 500.000 repeticiones.

Se estudió una serie de 23 tamaños de muestra diferentes: 3, 5, 7, 9, 11, 13, 15, 17, 19, 22, 25, 30, 35, 40, 45, 50, 55, 60, 65, 70, 75, 80 y 90.

Después del total de repeticiones para cada tamaño de muestra, se obtiene la distribución que siguen los errores registrados a cada nivel de probabilidad, para lo que se utiliza la distribución normal. Disponiendo de esa distribución, se puede obtener el valor del error máximo cometido al nivel deseado de seguridad, es decir, para la probabilidad deseada de que el error supere ese valor máximo sólo un determinado porcentaje de ocasiones hacia el lado de la inseguridad, que es cuando se sobreestima la resistencia. La Fig. 2 esquematiza este concepto. Tras elegir un determinado nivel de seguridad (NS), la evolución del error dentro de cada tamaño de muestra se puede representar con una curva a lo largo del eje de probabilidad acumulada de fallo en fatiga.



Figura 2. Distribución del error y nivel de seguridad.

4. RESULTADOS

En primer lugar, se presentan para su comparación dos ejemplos de envolventes de los resultados registrados al cabo del total de simulaciones para dos tamaños de muestra diferentes (Fig. 3). Las envolventes por la izquierda y la derecha forman una banda cuya anchura muestra la dispersión máxima esperable con respecto a la distribución del total de ensayos. La distribución calculada a partir de una muestra aleatoria del número correspondiente de probetas quedará trazada dentro de esa banda, la cual puede diferir en mayor o menor medida de la distribución real del material.



Figura 3. Distribución total y bandas de dispersión para a) 7 ensayos y b) 25 ensayos.

Como se puede apreciar, la dispersión asociada a un número de ensayos pequeño puede ser muy grande, lo que está directamente ligado al posible error cometido. A medida que se aumenta el número de ensayos, la dispersión y el error máximo disminuyen ya que cada nueva probeta aporta información que va mejorando la estimación de la distribución general de probabilidad.



Figura 4. Curvas de error para los niveles de seguridad de a) 95 % y b) 99 %.

En la Fig. 4 se muestran los resultados, para cada tamaño de muestra estudiado, de la evolución del error máximo a lo largo del eje de probabilidad acumulada de fallo, para los niveles de seguridad del 95 % y 99 %. Estas curvas evidencian el gran error relativo que se puede alcanzar cuando se emplea un número reducido de probetas para caracterizar la fatiga de un hormigón. Con el aumento del número de ensayos realizado, va disminuyendo el error máximo posible. En la figura se observa también que el error para probabilidad baja de fallo es mucho mayor que para probabilidad alta en los casos de muestras pequeñas, diferencia que se va reduciendo con el número de probetas.

Con esta figura es posible determinar cuál es el tamaño de muestra necesario para no superar un determinado error máximo admisible o, a la inversa, conocer el error máximo esperable para el número de ensayos utilizado. Para el caso de un error admisible dado, las curvas que quedan a la izquierda de la vertical trazada por ese valor son los tamaños de muestra que no alcanzan ese error en ningún punto del rango de probabilidad de rotura de la probeta. Del mismo modo, se puede comprobar qué curvas tienen un error admisible sólo en un determinado nivel de probabilidad de fallo o a partir de ese valor.

5. CONCLUSIONES

En el presente trabajo se ha destacado la gran dispersión de ciclos de carga hasta la rotura que se puede encontrar en el estudio de la fatiga del hormigón. De este modo, la fatiga debe caracterizarse con una función probabilista que se ajusta a partir de ensayos. En concreto, el modelo de Weibull describe muy bien este fenómeno. El número de probetas ensayadas es determinante para la precisión de la estimación de la distribución de probabilidad que sigue el material. Debido a esa elevada dispersión que afecta a este tipo de resultados, la distribución obtenida con una muestra aleatoria de probetas puede ser muy diferente de la distribución real del material si no se ha realizado un número suficiente de ensayos. Esa diferencia es el error cometido en la estimación de la distribución real.

El estudio desarrollado aquí analiza el error máximo que se comete en función del número de ensayos realizados. Contando con la distribución obtenida a partir de los resultados de 100 ensayos, que se adopta como la distribución real del hormigón empleado, se ha aplicado una técnica de remuestreo consistente en extraer múltiples muestras aleatorias de ese conjunto de probetas. Con cada muestra se registra la diferencia en log N con respecto a la distribución real conocida. Al cabo de un total de 500.000 repeticiones, la dispersión o error asociado a un determinado tamaño de muestra se caracteriza siguiendo una distribución normal. De este modo, se puede conocer el error máximo posible cometido para el nivel de seguridad deseado.

Por un lado, se muestran dos ejemplos de banda de dispersión asociada a diferentes tamaños de muestra. Para el tamaño menor, esa banda es mucho más amplia que en el otro caso, es decir, ha habido muestras aleatorias que han dado distribuciones más alejadas de la distribución real que cuando el número de probetas utilizadas es mayor. Por otro lado, se presentan las curvas de error para los niveles de seguridad de 95 % y 99 % de los 23 tamaños de muestra estudiados, desde 3 a 90 probetas. Se demuestra cómo utilizando un número reducido de probetas el error cometido puede ser muy elevado, el cuál se va reduciendo con cada tamaño mayor. Estos resultados son de utilidad para determinar el número de ensayos necesarios para no superar un determinado error admisible para una probabilidad de fallo y un nivel de seguridad dados.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen la financiación del Ministerio de Economía y Competitividad, España, a través del proyecto de investigación BIA2015-68678-C2-R y de la Junta de Comunidades de Castilla-La Mancha (JCCM), España, y Fondo Europeo de Desarrollo Regional a través del proyecto PEII-2014-016-P. José J. Ortega agradece la financiación predoctoral 2017/759 de JCCM.

REFERENCIAS

- E. Castillo, A. Fenández-Canteli. A general regression model for lifetime evaluation and prediction. *International Journal of Fracture*, **107** (2), 117-137, 2001.
- [2] L. Saucedo, R. C. Yu, A. Medeiros, X. X. Zhang, G. Ruiz. A probabilistic fatigue model based on the initial distribution to consider frequency effect in plain and fiber reinforced concrete. *International Journal of Fatigue*, **48**, 308-318, 2013.

- [3] S. P. Singh, S. K. Kaushik. Flexural fatigue analysis of steel fiber-reinforced concrete. ACI Materials Journal, 98 (4): 306-312, 2001.
- [4] CEN/TC250. EN 1992-1-1:2004, Eurocode 2: Design of concrete structures – Part 1-1: General rules and rules for buildings. Bruselas, Bélgica, 2004.
- [5] FIB-Fédération Internationale du Béton. *FIB Model Code 2010. Final Draft. Volumes 1-2.* Boletín FIB 65-66. Lausana, Suiza, 2012.
- [6] N. Parida, S. K. Das, P. C. Gope, O. N. Mohanty. Probability, confidence and sample-size in fatigue testing. *Journal of Testing and Evaluation*, **18** (6), 385-389, 1990.
- [7] S. Beretta, P. Clerici, S. Matteazzi. The effect of sample-size on the confidence of endurance fatigue tests. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, **18** (1), 129-139, 1995.
- [8] P. C. Gope. Determination of sample size for estimation of fatigue life by using Weibull or lognormal distribution. *International Journal of Fatigue*, **21** (8), 745-752, 1999.
- [9] G. Lewis, A. Sadhasivini. Estimation of the minimum number of test specimens for fatigue testing of acrylic bone cement. *Biomaterials*, 25 (18), 4425-4432, 2004.
- [10] M. Tarifa, G. Ruiz, E. Poveda, X. X. Zhang, M. A. Vicente, D. C. González. Effect of uncertainty on load position in the fatigue life of steel-fiber reinforced concrete under compression. *Materials* and Structures, 51, 31, 2018.

IDENTIFICACIÓN DE FISURAS EN EJES GIRATORIOS FISURADOS A PARTIR DE LA VELOCIDAD CRÍTICA

L. Montero¹, P. Rubio¹, L. Rubio^{1*}, B. Muñoz-Abella¹

¹Departamento de Ingeniería Mecánica, Universidad Carlos III de Madrid Avda de la Universidad, 30, 28911, Leganés, Madrid, España * persona de contacto: lrubio@ing.uc3m.es

RESUMEN

En este trabajo se muestra una metodología para la identificación de fisuras en ejes giratorios a partir de los datos de velocidad crítica de los mismos. La presencia de fisuras en componentes mecánicos incrementa la flexibilidad local y reduce, como consecuencia, la frecuencia natural de los componentes. En los ejes giratorios la frecuencia natural es la velocidad crítica. Por lo tanto, una disminución de su velocidad crítica puede ser indicador de la existencia de fisuras. Este hecho se aprovecha, en el presente trabajo, para establecer la relación entre la velocidad crítica del eje fisurado y las características geométricas de la fisura, en particular, su profundidad mediante dos modelos de comportamiento de las fisuras (fisura siempre abierta y como oscilador bilineal). Se presentan, además en este trabajo, dos métodos para determinar la velocidad crítica a partir de los desplazamientos de la sección fisurada en dirección transversal. Por último, se ha aplicado la metodología presentada a datos numéricos alcanzándose buenas estimaciones para tamaños de fisura inferiores a la mitad del diámetro del eje.

PALABRAS CLAVE: Eje fisurado, Velocidad crítica, Identificación de fisuras

ABSTRACT

This paper shows a methodology for the identification of cracks in rotating shafts from the critical speeds. The presence of cracks in mechanical components increases local flexibility and, as a result, reduces the natural frequency of the components. In rotary shafts the natural frequency is the critical speed. Therefore, a decrease in its critical speed can be indicator of the existence of cracks in a shaft. This fact is used in the present work, to establish the relationship between the critical speed of the cracked shaft and the geometrical characteristics of the crack, in particular, its depth using two models of crack behavior (always open crack and bilinear oscillator). Two methods to determine the critical speed from the displacements of the cracked section in the transverse direction are presented also in this work. Finally, the proposed methodology has been applied to numerical data, reaching good estimates for crack sizes smaller than half the diameter of the axis.

KEYWORDS: Cracked shaft, Critical speed, Crack identification

INTRODUCCIÓN

Muchos elementos mecánicos y estructurales presentan fisuras que, debido a las condiciones de funcionamiento, pueden propagarse e incluso llegar a la rotura catastrófica con las consecuencias de daños en instalaciones y costosos procedimientos de mantenimiento y reparación. La detección e identificación de fisuras en elementos mecánicos se ha abordado a partir de desplazamientos y vibraciones. En estos trabajos generalmente se estudian elementos tipo viga en condiciones estáticas o bien, elementos tipo viga sometidas a vibraciones. En algunos casos considerando las fisuras siempre abiertas [1-3], y en otros casos considerándolas como "breathing cracks" [4, 5], es decir, fisuras que se abren y se cierran durante el funcionamiento del componente mecánico. Estos procedimientos están muy contrastados y proporcionan buenos resultados de identificación de fisuras.

En el caso de ejes giratorios, la identificación de fisuras, hasta el momento, ha sido menos estudiada dada la complejidad del problema dinámico asociado, la no linealidad del problema, y otros efectos como el desequilibrio y el desalineamiento.

El estudio del comportamiento dinámico de ejes fisurados se ha llevado a cabo utilizando diferentes modelos, aunque el más extendido es el modelo de Jeffcott Rotor [5-9] que consiste en suponer un eje de masa despreciable, biapoyado, con un disco en su sección central. A pesar de su simplicidad, este modelo permite conocer el efecto que tienen las fisuras y otros defectos como desequilibrios y desalineamientos en el comportamiento del eje. En relación con las fisuras, se han desarrollado diversos modelos para simular su presencia y sus efectos. El más simple de ellos es el que las considera siempre abiertas [1,2]. Otros autores han tenido en cuenta el modelo "hinge" en el que la fisura está o completamente abierta o completamente cerrada [10]. Por último, otros han considerado el modelo más complejo, y más cercano a la realidad, denominado modelo "breathing crack". En este modelo se asume la apertura parcial a medida que el eje gira [4, 9, 11,12]. De esta manera se reproduce de una manera más realista el comportamiento de una fisura contenida en un eje giratorio. Uno de los modelos más extendidos de fisura "breathing crack" es el basado en teoría SERR (Strain Energy Release Rate) desarrollada por diversos autores [9, 13, 14].

En este trabajo se propone un método para la identificación de fisuras en ejes giratorios basado en el conocimiento de la velocidad crítica del eje obtenida a partir de los desplazamientos transversales de la sección fisurada del eje giratorio y teniendo en cuenta los modelos de comportamiento de las fisuras en ejes rotatorios.

COMPORTAMIENTO DINÁMICO DE UN EJE FISURADO

El modelo considerado en el desarrollo de este trabajo es el Jeffcott Rotor con una fisura con comportamiento de apertura y cierre (figura 1). Este modelo consiste en un eje de masa despreciable de longitud *L* y diámetro *D* con un disco en su sección central de masa *m*. Por otro lado, el eje contiene una fisura transversal de frente recto de profundidad *a* situada en la sección central del mismo. Asimismo, con el fin de identificar posteriormente la fisura, se ha considerado un desequilibrio mediante la colocación de una masa excéntrica de valor ε con una cierta orientación β .



Figura 1. Esquema geométrico del Jeffcott Rotor fisurado

Las ecuaciones del movimiento, en el sistema de referencia fijo, del centro geométrico del eje fisurado que gira a una velocidad Ω son:

$$mY'' + cY' + k_{yy}Y + k_{yz}Z = m\epsilon\Omega^2 \cos(\Omega t + \beta) + mg$$
(1)
$$mZ'' + cZ' + k_{yy}Y + k_{yz}Z = m\epsilon\Omega^2 sen(\Omega t + \beta)$$

La integración de las ecuaciones (1), teniendo en cuenta la aproximación SERR, permite conocer los desplazamientos transversales del eje fisurado [5]. Estos desplazamientos serán los utilizados como datos de entrada en el método de identificación de fisuras propuesto en este trabajo.

Por otro lado, como es conocido, la presencia de la fisura hace disminuir la frecuencia natural del eje, que en el caso de un eje giratorio coincide con su velocidad crítica. Por tanto, la velocidad crítica, ω_A , disminuye con la presencia de una fisura y se puede expresar mediante el cálculo de la rigidez equivalente en función de la frecuencia fundamental del eje fisurado con fisura abierta como:

$$\omega_A = \sqrt{\frac{1}{1+96\frac{D}{L}g_a}} \omega_0 \tag{2}$$

Donde g_a es una función que está asociada a la flexibilidad aportada por la fisura a la flexibilidad local del eje [15] y que depende de la geometría de la sección fisurada y de la profundidad de la fisura; y ω_0 es la velocidad crítica del eje intacto que vendrá dada por:

$$\omega_0 = \sqrt{\frac{k_0}{m}} \tag{3}$$

en donde,

$$k_0 = \frac{48EI}{L^3} \tag{4}$$

siendo I el momento de inercia de la sección transversal del eje y E el módulo de Young del material. De aquí en adelante a este modelo de determinación de la velocidad crítica se le denominará "modelo de velocidad crítica con fisura abierta".

Por otro lado, el sistema eje fisurado con fisura también se puede modelar como un oscilador bilineal [16] debido al comportamiento "breathing" de la fisura durante el giro, en el que esta pasa de estar completamente abierta a completamente cerrada con periodos de apertura parcial. En este tipo de sistemas la frecuencia natural bilineal, y por tanto la velocidad crítica del eje con fisura que se abre y se cierra, ω_{BC} , se puede expresar como:

$$\omega_{BC} = \frac{2\omega_0 \omega_A}{\omega_0 + \omega_A} \tag{5}$$

Donde ω_A es la velocidad crítica del eje fisurado con fisura siempre abierta (2). A este modelo de determinación de la velocidad crítica se le denominará "modelo de velocidad crítica bilineal".

DETERMINACIÓN DE LA VELOCIDAD CRÍTICA

Como se ha indicado en el apartado anterior, la velocidad crítica del eje disminuye con la presencia y el tamaño de las fisuras. Esta circunstancia permite abordar el problema de la detección e identificación de fisuras a partir del conocimiento de la velocidad crítica de un eje giratorio fisurado. A continuación, se presentan de manera breve, dos procedimientos de obtención de la velocidad crítica de un eje fisurado a partir de los desplazamientos de la sección transversal del eje durante el giro [17].

3.1. Velocidad crítica por desplazamientos

El primero de los procedimientos consiste en obtener la velocidad crítica directamente a partir de los desplazamientos transversales de la sección fisurada del eje a lo largo de un giro (figura 2). Como se puede observar estos desplazamientos son de naturaleza oscilatoria con una amplitud que depende de las



Figura 2. Desplazamientos transversales adimensionales de la sección fisurada para una velocidad dada.

características geométricas, del material y de las condiciones de apoyo del sistema. Debido al fenómeno de la resonancia, en las velocidades de giro próximas a la crítica, los desplazamientos alcanzan valores máximos. De la misma manera, en velocidades próximas a submúltiplos de la velocidad crítica, se alcanzan desplazamientos máximos relativos. En la figura 3 se muestran los resultados de las máximas amplitudes de los desplazamientos en cada velocidad de giro en un barrido de velocidades entre 0 y la velocidad crítica p=1 (siendo p la relación entre la velocidad de giro y la frecuencia natural del eje intacto). Se observa como en velocidades próximas a la velocidad crítica, p=1 y en las proximidades de las velocidades subcríticas p=1/2; p=1/3y p=1/4, se alcanzan dichos valores máximos (o máximos relativos). De esta manera, detectando los máximos (absoluto y/o relativos) de los desplazamientos durante el barrido de velocidades, es posible determinar la velocidad critíca (o subcríticas) que corresponden a dichos desplazamientos máximos, y como consecuencia, es posible determinar la velocidad crítica del eje. En ocasiones (figura 4), la variación de desplazamientos a lo largo del barrido es tan pequeña (excepto en la

resonancia) que no es posible la determinación de la velocidad crítica por este procedimiento [18]. Además, la determinación de la velocidad crítica por desplazamientos, cuando la excentricidad no está alineada con la fisura ($\beta \neq 0^\circ$), no conduce a buenos resultados como se indica en Montero y otros [18], por lo que no siempre es adecuado utilizar este método para la determinación de la velocidad crítica, y es necesario recurrir a otro método.



Figura 3. Desplazamientos máximos en un barrido de velocidades hasta la velocidad crítica, p=1



Figura 4. Desplazamientos máximos frente a velocidad en situación de pequeños desplazamientos del eje

3.2. Velocidad crítica por amplitud de los armónicos

Este segundo procedimiento se basa en la aplicación de la Transformada Rápida de Fourier (FFT) a los desplazamientos transversales del eje fisurado, de acuerdo con los desarrollos recogidos en [17]. Como indica la teoría de la dinámica de ejes, los ejes desequilibrados fisurados presentan al menos 2 armónicos: uno correspondiente a la velocidad de giro (1X) y el otro correspondiente a 2 veces de la velocidad de giro (2X), si el eje está girando a una velocidad adimensional p=1/2. Por el contrario si el eje está girando a p=1/3 aparecerán 3 armónicos uno correspondiente a la velocidad de giro (1X), el segundo correspondiente a 2 veces la velocidad de giro (2X) y el tercero correspondiente a 3 veces la velocidad de giro (3X). En general, para velocidades de giro superiores a p=1/2, tendremos 3 armónicos: 1X, 2X y nX. Así, si el número de armónicos presentes en el espectro de frecuencias de los desplazamientos transversales en una velocidad de
giro es 3, dicha velocidad es la velocidad subcrítica correspondiente al tercer armónico, y por tanto se puede determinar la velocidad crítica como:

$$p_{cr} = p \cdot n \tag{6}$$

Teóricamente, solo en las velocidades subcríticas aparecen 2 o más armónicos en el espectro de frecuencias, sin embargo, la experiencia muestra que en los alrededores de dichas velocidades subcríticas existe un rango de velocidades de giro muy próximas a ellas en donde aparecen también los 2 o 3 armónicos indicados anteriormente, por lo que no es posible determinar con exactitud la velocidad crítica. En el trabajo de Montero [17] se muestra el procedimiento para la determinación de la velocidad crítica de manera exacta con el número de armónicos y sus amplitudes. En ese pequeño rango de velocidades próximas a la velocidad subcrítica p=1/n, en las que todos los espectros de frecuencias presentan 3 armónicos (2 en el caso de p=1/2), se elegirá como velocidad crítica aquella cuyo tercer armónico (o segundo en el caso de p=1/2) tenga una mayor amplitud. En concreto y como ejemplo, en la figura 5 se muestra el resultado de aplicar la FFT a los desplazamientos transversales de un eje fisurado en tres velocidades muy próximas a *p*=1/2: *p*=0.490 (fig 5a); *p*=0.493 (fig 5b) y p=0.496 (fig 5c) respectivamente. En las tres figuras aparecen 2 armónicos lo que indica que cualquiera de dichas velocidades podría ser candidata a ser exactamente 1/2 de la velocidad crítica. En la figura se muestran las amplitudes de los segundos armónicos que son respectivamente 0.548, 0.627 y 0.540. En este caso, dado que la máxima amplitud es la del caso b), se concluye que la velocidad subcrítica p=1/2=0.493, y por tanto la velocidad crítica será el doble, p_{cr}= 0.986, ligeramente inferior a la velocidad crítica del eje intacto que tendría el valor 1, tal y como cabe esperar.



Figura 5. Identificación de la velocidad crítica con el máximo de la amplitud del segundo armónico (p=1/2)

IDENTIFICACIÓN DE FISURAS A PARTIR DE LOS DESPLAZAMIENTOS

Se plantea en este apartado la aplicación de la metodología propuesta para la obtención de una

expresión que relacione la velocidad crítica del eje fisurado con la profundidad de la fisura contenida en él. Las características geométricas y de material del eje considerado son: longitud, *L*=0.9 m, diámetro *D*=0.02m, Módulo de elasticidad *E*=72 GPa. El eje se considera biapoyado. Los datos correspondientes a la excentricidad son ε =0.00288 m y β =0°. Por lo que respecta a la fisura de frente recto situada en la sección central del eje, se considerarán profundidades crecientes desde α =0.1 hasta α =0.5, donde:

$$\alpha = \frac{a}{D} \tag{7}$$

4.1. Obtención de la velocidad crítica a partir de los desplazamientos

Se dispone de los datos correspondientes a los desplazamientos transversales de un eje de las características indicadas, en un barrido de velocidades desde p=0 hasta p=0.5 obtenidos según el procedimiento descrito por Rubio y otros [5]. Se han elegido los desplazamientos máximos relativos correspondientes a valores próximos y ligeramente inferiores a p=1/2, tal y como se ha explicado en el apartado 3.1. En la tabla 1 se recogen las velocidades críticas correspondientes a dichos desplazamientos y cuyo valor viene dado por:

$$p_{desplazamientos} = 2p \tag{8}$$

El segundo de los métodos para determinar la velocidad crítica del eje fisurado, explicado en el apartado 3.2, se basa en la amplitud del 2º armónico. En el caso elegido se toma como velocidad crítica aquella en la que, en un barrido fino de velocidades, se encuentra un segundo armónico con la mayor amplitud de todos los correspondientes a velocidades cercanas. Los resultados de este análisis se presentan en la tabla 1, $p_{2 armonico}$.

Se observa como en el caso propuesto, los valores de velocidad crítica del eje obtenidos directamente mediante los desplazamientos y mediante el espectro de frecuencias son prácticamente idénticos. Por esta razón, en la estimación de la profundidad de la fisura, en este trabajo, se emplearán tan solo los datos de velocidad crítica obtenidos a partir de los desplazamientos.

4.2. Estimación de la profundidad de la fisura.

De acuerdo con la expresión (2) la velocidad crítica adimensional, modelo de velocidad crítica con fisura abierta, se puede escribir como:

$$p_A = \sqrt{\frac{1}{1+96D_L'g_a}} \tag{9}$$

De acuerdo con la expresión (3), la velocidad crítica bilineal adimensional se puede escribir como:

$$p_{BL} = \frac{2p_A}{1+p_A} \tag{10}$$

Tabla 1. Velocidad crítica del eje fisurado a partir de los desplazamientos transversales y de las amplitudes del segundo armónico.

α	$p_{\mathit{desplazamientos}}$	$p_{2arm \acute{o}nico}$	
0.08	0.998	0.996	
0.10	0.996	0.996	
0.18	0.992	0.992	
0.20	0.992	0.992	
0.27	0.986	0.986	
0.30	0.984	0.984	
0.33	0.980	0.980	
0.40	0.968	0.968	
0.47	0.950	0.950	
0.50	0.938	0.940	

En la tabla 2 se muestran los resultados del cálculo de la velocidad crítica teórica del eje con fisuras de profundidad creciente obtenidos por los procedimientos citados.

Tabla 2. Velocidad crítica teórica del eje fisurado para distintas profundidades de fisura. Expresiones (9) y (10)

α	p _A	P_{BL}	
0.0	1	1	
0.05	0.9996	0.99980	
0.1	0.99811	0.99906	
0.15	0.9952	0.99760	
0.2	0.99064	0.99530	
0.25	0.98440	0.99210	
0.3	0.97611	0.98791	
0.35	0.96543	0.98241	
0.4	0.95172	0.97526	
0.45	0.93410	0.96590	
0.5	0.91137	0.95363	

Las curvas que relacionan la velocidad crítica teórica con la profundidad de la fisura se muestran en la figura 6.

Se observa cómo, con cualquiera de los dos modelos utilizados para el cálculo de la velocidad crítica (fisura abierta y fisura bilineal), a medida que aumenta la profundidad de la fisura disminuye la velocidad crítica del eje. Esta disminución es menos acusada cuando la fisura se modela considerando su apertura y cierre como un oscilador bilineal.



Figura 6. Evolución de la velocidad crítica con la profundidad de fisura

Un ajuste de estas curvas permite dar solución al problema inverso identificación de la fisura a partir de la velocidad crítica del eje. Los ajustes correspondientes a los datos de la tabla 2 vienen dados por las siguientes expresiones:

$$\alpha(p_A) = -1119.5 p_{cr}^3 + 3155 p_{cr}^2 - 2965.6 p_{cr} + 930.17$$
(11)
$$\alpha(p_{Br}) = -8110.9 p_{Br}^3 + 23563 p_{Br}^2 - 22821 p_{Br} + 7368.9$$

En la tabla 3 se muestran los resultados correspondientes a la estimación de la profundidad de la fisura utilizando los datos de la tabla 2 y las expresiones de la profundidad de la fisura en función de la velocidad crítica (11). Se indica también el error cometido en la estimación de la profundidad de la fisura respecto de la profundidad real de acuerdo con la expresión:

$$error(\%) = \frac{\alpha_{est} - \alpha_{real}}{\alpha_{real}} \cdot 100$$
 (12)

Se observa que, en general, la mejor estimación se consigue con el ajuste a partir del modelo de fisura con comportamiento "breathing" tipo bilineal con errores inferiores al 10% en la mayor parte de los casos. Es necesario indicar que, en los datos presentados, aparecen unos errores muy altos tanto para fisuras extremadamente pequeñas como para fisuras grandes (aproximadamente la mitad del diámetro del eje) lo que indica que el procedimiento no es preciso para estimar fisuras grandes. En el caso de las fisuras con menor profundidad, dado que se trata de magnitudes muy pequeñas, la estimación, puede considerarse adecuada.

CONCLUSIONES

En este trabajo se ha presentado una metodología para identificar una fisura contenida en un eje giratorio a partir de la velocidad crítica del mismo durante su funcionamiento. En el trabajo se han mostrado, en primer lugar, dos modelos que relacionan la profundidad de la fisura con la velocidad crítica del eje. En segundo lugar, se ha mostrado el procedimiento para la determinación de la velocidad crítica del eje a partir de los desplazamientos transversales del eje. Por último, se ha propuesto un procedimiento para la identificación de fisuras en los ejes giratorios cuyos resultados han sido contrastados con datos procedentes de simulaciones numéricas previas de los autores.

Tabla3. Estimación de la profundidad de la fisura con las aproximaciones de la frecuencia bilineal y con fisura abierta.

		error (%)		error (%)
α_{real}	$\alpha_{est. \ bilineal}$	$\alpha_{est \ bilineal}$	action and the action of the a	$\alpha_{est abierta}$
0.08	0.052	-34.52	0.097	21.74
0.1	0.099	-1.00	0.123	23.22
0.18	0.176	-1.95	0.170	-5.36
0.2	0.176	-11.75	0.170	-14.83
0.27	0.259	-4.00	0.231	-14.60
0.3	0.279	-6.87	0.248	-17.30
0.33	0.311	-5.76	0.280	-15.29
0.4	0.364	-9.00	0.349	-12.63
0.47	0.475	0.98	0.406	-13.58
0.5	0.692	38.35	0.429	-14.25

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer la financiación recibida del Ministerio de Economía y Competitividad a través del proyecto DPI 45046-P para la realización de este trabajo.

REFERENCIAS

- [1] C. A. Papadopoulos, A. D. Dimarogonas, Coupled longitudinal and vertical vibrations of a rotating shaft with an open crack. *Journal of Sound and Vibration*. **117**, 81–93, 1987.
- [2] C. A. Papadopoulos, The strain energy release approach for modelling cracks in rotors: a state of the art review, *Mechanical Systems and Signal Processing*, 22, 763–789, 2008.
- [3] L. Rubio, A efficient method for crack identification in simply-supported Euler–Bernoulli beams. *Journal of Vibration and Accoustics*, **131**, 051001, 2009.
- [4] C. A. Papadopoulos, Some comments on the calculation of the local flexibility of cracked shafts. *Journal of Sound and Vibration*, 278, 1205–1211, 2004.
- [5] L. Rubio, J. Fernández-Sáez, A new efficient procedure to solve the nonlinear dynamics of a cracked rotor, *Nonlinear dynamics*, **70**, 1731–1745, 2012.

- [6] J.E.T. Penny, M.I. Friswell, Simplified modelling of rotor cracks, in: Proceedings of ISMA: International Conference on Noise and Vibration Engineering, 2, 607–615, 2002.
- [7] A.K. Darpe, A novel way to detect transvers surface crack in rotating shaft, *Journal of Sound and Vibration*, **305**, 151–171, 2007.
- [8] O. S. Jun, M. S. Gadala, Dynamic behavior analysis of cracked rotor, *Journal of Sound and Vibration*. 309, 210–245, 2008.
- [9] T. H. Patel, A. K. Darpe, Influence of crack breathing model on nonlinear dynamics of a cracked rotor, *Journal of Sound and Vibration*, **311**, 1953–1972, 2008.
- [10] R. Gasch, Dynamic behaviour of the Laval rotor with a transverse crack, *Mechanical Systems and Signal Processing*, **22**, 790–804, 2008.
- [11] A. K. Darpe, K. Gupta, A. Chawla, Dynamics of a bowed rotor with a transverse surface crack. *Journal of Sound and Vibration*, **296**, 888–907, 2006.
- [12] M. A. Al-Shudeifat, E. A. Butcher, New breathing functions for the transverse breathing crack of the cracked rotorsystem: approach for critical and subcritical harmonic analysis, *Journal of Sound and Vibration*, **330**, 526–544, 2011.
- [13] A. D. Dimarogonas, C. A. Papadopoulos, Vibration of cracked shafts in bending, *Journal of Sound and Vibration*, **91**, 583–593, 1983.
- [14] A. K. Darpe, K. Gupta, A. Chawla, Coupled bending, longitudinal and torsion vibrations of a cracked rotor *Journal of Sound and Vibration*, 269, 33–60, 2004.
- [15] A. K. Darpe, A. Chawla, K. Gupta, Analysis of the response of a cracked Jeffcott rotor to axial excitation, *Journal of Sound and Vibration*, **249**, 429–445, 2002.
- [16] M. Chati, R. Rand, S. Gupta, Modal analysis of a cracked beam, *Journal of Sound and Vibration*, 207, 249-270, 1997.
- [17] L. Montero, Estudio numérico y experimental de un eje giratorio fisurado. Determinación del Factor de Intensidad de Tensiones, Tesis, Universidad de Carlos III de Madrid, 2017.
- [18] L. Montero, L. Rubio, B. Muñoz-Abella, P. Rubio, Determination of the critical speed from numerical and experimental data, *Journal of Mechanical System and Signal Processing*, Enviado, 2018.