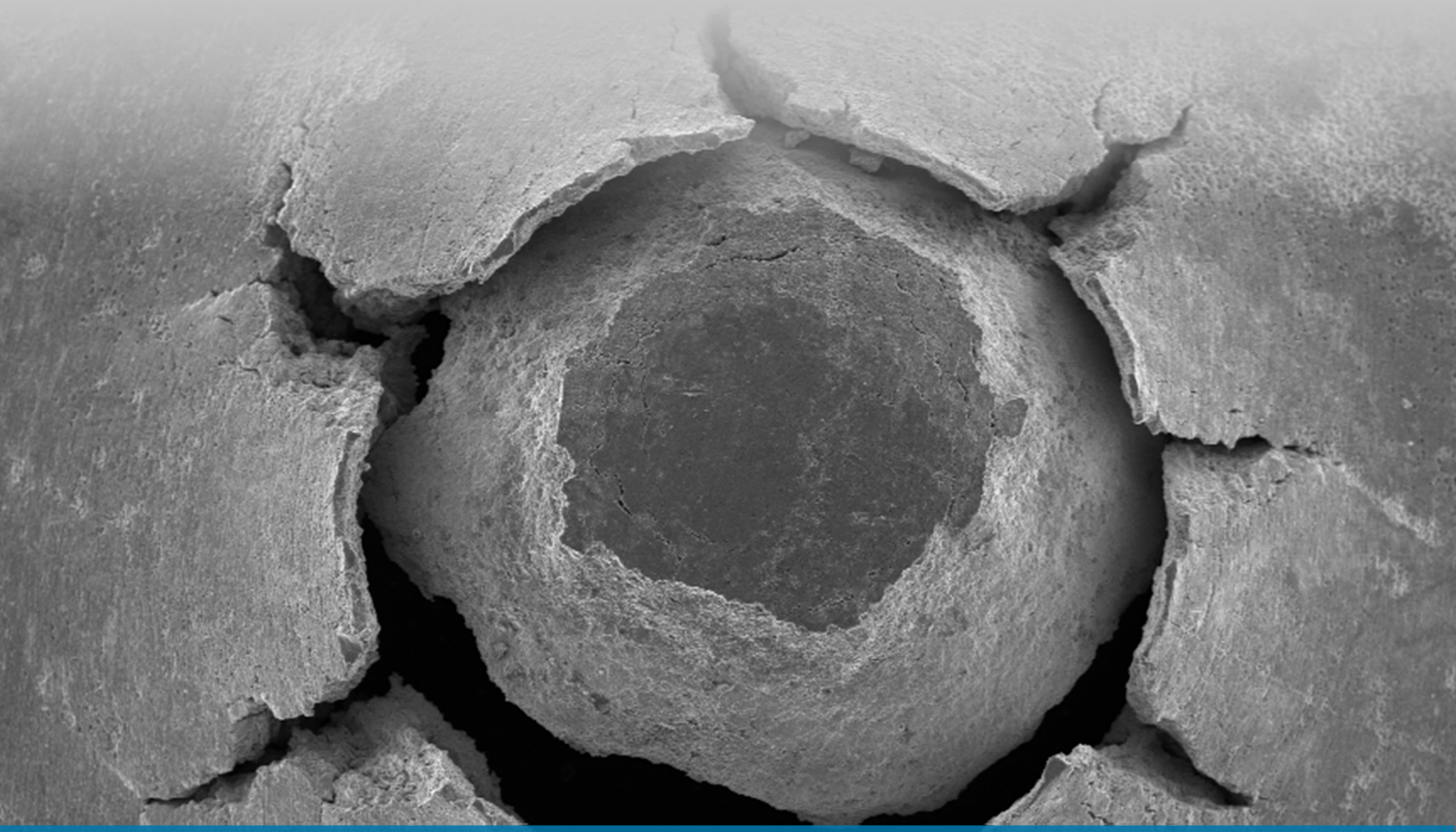
Revista Española de MECÁNICA DE LA FRACTURA



ISSN: 2792-4246

Volumen 5
Junio 2023

Editado por la Sociedad Española de Integridad Estructural
Grupo Español de Fractura

Fotografía titulada "*Corona-fracture*", autor Marcos Manuel Llera Prida de la Universidad de Oviedo. Corresponde a Una superficie de fractura de una probeta SPT tras un ensayo en ambiente de hidrógeno. 1er premio del concurso de Fotografía Científica organizado por el Grupo Español de Fractura en la edición del año 2023 correspondiente al 39 Congreso del Grupo Español de Fractura GEF2023 celebrado en Gijón del 22 al 24 de Marzo de 2023

Esta edición de la REVISTA ESPAÑOLA DE MECÁNICA DE LA FRACTURA contiene parte de las comunicaciones presentadas en el 39 Congreso del Grupo Español de Fractura GEF2023. Todos los textos de dichas ponencias se encuentran publicados en los volúmenes 5 y 6 de la revista.

Esta edición está editada por los miembros de la Junta Directiva de la Sociedad Española de Integridad Estructural – Grupo Español de Fractura SEIE-GEF, siendo sus miembros los siguientes:

Francisco GÁLVEZ DÍAZ-RUBIO (Presidente)
Alicia SALAZAR LOPEZ (Secretario)
Luis TÁVARA (Tesorero)
Miriam LORENZO-PEÑUELAS
Carlos NAVARRO PINTADO
Cristina RODRIGUEZ GONZÁLEZ
Gonzalo RUÍZ LÓPEZ
Orlando SANTANA PÉREZ

Revista Española de
MECÁNICA DE LA FRACTURA
Volumen 5 –Junio 2023
ISSN: 2792-4246
Editado por la Sociedad Española de Integridad Estructural - Grupo Español de Fractura SEIE-GEF

PRESENTACIÓN

El contenido de los volúmenes 5 y 6 de la Revista Española de Mecánica de la Fractura, que se edita por tercer año consecutivo, corresponde a la recopilación de los trabajos del congreso anual de la Sociedad Española de Integridad Estructural del Grupo Español de Fractura (SEIE-GEF), en su edición número 39 celebrada en Gijón, Asturias, del 22 al 24 de marzo de 2023.

Los congresos del Grupo Español de Fractura son reuniones científicas que se celebran anualmente desde el año 1984 de forma ininterrumpida. Estos encuentros se han convertido en una cita ineludible para todos los científicos y técnicos dedicados al estudio de la fatiga y fractura de materiales y elementos estructurales y representan una oportunidad excepcional para el intercambio de impresiones, presentación de avances y divulgación de los trabajos realizados por los investigadores de este apasionante campo de la ingeniería. Los congresos del GEF sirven, además, como un foro de intercambio de ideas y de resultados de investigación, en el que se fomenta especialmente la participación de los jóvenes investigadores.

La organización del presente congreso, ha correspondido a cargo de Cristina Rodríguez González, de la Universidad de Oviedo, que contó con la colaboración de Francisco Javier Belzunce Varela, Covadonga Betegón Biempica, Guillermo Álvarez Díaz, Víctor Arniella Guzmán y Luis Borja Peral Martínez. Quiero destacar su gran labor y empuje, y el éxito de participación tanto de asistentes como de ponentes.

Quiero destacar también el enorme trabajo y empuje de la junta directiva de la sociedad. La dedicación durante muchos días, horas interminables, reuniones presenciales y virtuales. Por ello no quiero dejar de citar a Alicia Salazar, Cristina Rodríguez, Jesús Manuel Alegre, Gonzalo Ruiz López, Carlos Navarro Pintado, Orlando Santana, y Luis Távara, agradeciéndoles su trabajo y dedicación a esta sociedad, sin cuyo esfuerzo estas reuniones y publicaciones no serían posibles. Además, den esta ocasión quiero hacer mención especial a Jesús Manuel Alegre, que durante tantos años ha sido miembro de la junta directiva y que ahora deja su puesto. Han sido muchos años apoyando a la sociedad y luchando por su éxito, por lo que estaremos siempre agradecidos por su trabajo. Su puesto en la junta lo ocupará a partir de ahora Miriam Lorenzo-Peñuelas, que ha demostrado un fuerte compromiso con esta sociedad. También quiero dedicar un especial reconocimiento a Eugenio Giner que, por su dedicación durante muchos años tanto a la Mecánica de la Fractura, como a la sociedad SEIE-GEF, ha recibido la *Medalla del Grupo Español de Fractura*, distinción que se otorga anualmente. Finalmente, solo unas breves palabra animándoos a seguir trabajando como hasta ahora, a seguir empujando a esta sociedad, y a mantener la tradición de celebrar un congreso anual que además de un importante foro de discusión científicas, constituye sobre todo una gran reunión de amigos.

Francisco Gálvez Díaz-Rubio

Presidente de la Sociedad Española de Integridad Estructural SEIE-GEF

ÍNDICE (Volumen 5)

TÉCNICAS EXPERIMENTALES 1

ESTUDIO DE LA INTERFAZ FIBRA-MATRIZ ENTRE FIBRAS PET Y MATRICES DE YESO Y MORTERO DE CEMENTO 3
J.L. García, F. Suárez

DEFORMACIÓN Y ROTURA DE ESTRUCTURAS “LATTICE” DE FABRICACIÓN ADITIVA: MICRO-TESTS Y SIMULACIONES 9
L. Cobian, E. Maire, J. Papillon, J. Adrien, J. Lachambre, M.A. Monclús, J. Segurado

ESTUDIO DEL COMPORTAMIENTO A FRACTURA EN PROBETAS FABRICADAS MEDIANTE ESTEREOLITOGRAFÍA DE BAJA FUERZA 15
M. Braun, L. Perez, C. Perez-Garcia, J. Aranda-Ruiz

ESTUDIO DE LA FRACTURA A COMPRESIÓN DE HUESO TRABECULAR SANO, OSTEOPORÓTICO Y ARTRÓSICO PROCEDENTE DE CABEZAS FEMORALES HUMANAS 21
R. Megías, R. Belda, A. Vercher-Martínez, E. Giner

SPT TO CHARACTERIZE CO-BASED COATINGS APPLIED BY LASER CLADDING 27
I. García, T.E. García, J.G. Cabezas, R. González, G. Álvarez, C. Rodríguez

COMPORTAMIENTO A FATIGA DE COMPUESTOS ELASTOCALÓRICOS A BASE DE CAUCHO NATURAL Y RECICLADO PARA APLICACIONES DE CALEFACCIÓN/REFRIGERACIÓN 33
N. Candau, A. Zimny, N. León, T. Abt, M.L Maspoch

TRATAMIENTO DE REORIENTACIÓN DE HIDRUROS EN TUBOS DE CIRCONIO MEDIANTE PRESIÓN INTERNA 37
M. Cristóbal-Beneyto, J. Ruiz-Hervías, D. Pérez-Gallego

EVALUACIÓN, MEDIANTE TÉCNICAS DE IMPACTO EN CONDICIONES DE GRANDES DESPLAZAMIENTOS, DE LAS PROPIEDADES VISCOELÁSTICAS DE AGLOMERADOS DE CAUCHO PROCEDENTES DE NEUMATICOS RECICLADOS 43
J. González-Vega, G. Castillo-López, S. Guerrero-Porras, F. García-Sánchez

MÉTODOS Y MODELOS ANALÍTICOS Y NUMÉRICOS 49

SIMULACIÓN DE LA ROTURA DEL HORMIGÓN REFORZADO CON FIBRAS EN UN CÓDIGO LIBRE DE ELEMENTOS FINITOS (OOFEM) 51
F. Suárez

BAYESIAN ANALYSIS OF FRACTURE OF POLYAMIDE 12 U-NOTCHED SPECIMENS 57
F.J. Gómez, T. Gómez-del-Rio, J. Rodríguez

CÁLCULO DE LOS PARÁMETROS GOBERNANTES DE LA SINGULARIDAD EN EL VÉRTICE DE GRIETA EN SUPERFICIES CILÍNDRICAS EMPLEANDO GEOMETRÍA DIFERENCIAL Y CORRELACIÓN DIGITAL DE IMÁGENES 3D 63
A. Camacho, G. L. Gómez, J. M. Vasco, F. A. Díaz

ESTUDIO DINÁMICO DE UNA VIGA ROTATORIA FISURADA TIPO EULER-BERNOULLI 69
B. Muñoz-Abella, L. Rubio, P. Rubio

PHASE FIELD MODELLING OF HYDRAULIC FRACTURE 75
Y. Navidtehrani, C. Betegón, E. Martínez-Pañeda

ESTUDIO DEL FACTOR DE INTENSIDAD DE TENSIONES DE UNA FISURA CONTENIDA EN UN EJE GIRATORIO 81
L. Rubio, M. Esteban, B. Muñoz-Abella, P. Rubio

MODELO MICROMECÁNICO DE FATIGA PARA GRIETAS MICROESTRUCTURALMENTE PEQUEÑAS BASADO EN PLASTICIDAD CRISTALINA 87
S. Lucarini, F.P.E. Dunne, E. Martínez-Pañeda

CAMPOS DE TENSIONES Y DESPLAZAMIENTOS EN GRIETAS DE INTERFAZ EN BIMATERIALES ANISOTROPOS CON CONTACTO CON FRICCIÓN: CASOS ESPECIALES 95
M.A. Herrera-Garrido, V. Mantič

INFLUENCIA DE DIFERENTES PARÁMETROS EN LA PROPAGACION DE GRIETAS A FATIGA CONSIDERANDO EFECTOS EN PUNTA DE GRIETA 103
G. Calvín, M. Escalero, M. Muñiz-Calvente, H. Zabala

APLICACIÓN DE MODELOS VISCOELÁSTICOS FRACCIONALES PARA LA ESTIMACIÓN DEL FACTOR DE PÉRDIDAS A DISTINTAS FRECUENCIAS DE CASQUILLOS SILENTBLOCK EN BASE A ENSAYOS DE RELAJACIÓN EN MÁQUINAS UNIVERSALES DE TRACCIÓN 109
V. Cea, J. Calaf-Chica, M. Preciado, P.M. Bravo

CARACTERIZACIÓN POR DFT DEL EFECTO DE LA TENSIÓN SOBRE LA DIFUSIÓN DEL HIDRÓGENO EN HIERRO BCC 115
G. Álvarez, J. Sánchez, Á. Ridruejo

DURABILIDAD DE LAS ESTRUCTURAS DE HORMIGÓN ARMADO: COMPORTAMIENTO MECÁNICO DE ARMADURAS ACTIVAS O PASIVAS CORROÍDAS. 121
J. Sánchez, N. Rebolledo, J. Torres, S. Chinchón

INFLUENCIA DE LA VELOCIDAD DE GIRO EN EL COMPORTAMIENTO VIBRATORIO DE UNA VIGA ROTATORIA DAÑADA DE MATERIAL COMPUESTO 127
P. Rubio, I. Ivañez, V. Ivaylov, B. Muñoz-Abella, L. Rubio

NUMERICAL SIMULATION OF THE WELDING PROCESS AND FRACTURE MODELLING OF WELDED PIPES 133
L. Castro, Y.Navidtherani, C.Betegón, E.Martínez-Pañeda

DYNAMIC FRACTURE INITIATION OF HIGH-STRENGTH METALS 139
M.J. Pérez-Martín, J. Agirre, F. Gálvez, B.Erice

EVALUACIÓN PROBABILÍSTICA DEL VIDRIO TEMPLADO BASADA EN SIMULACIÓN MULTIFÍSICA AVANZADA DE PROCESO Y DESEMPEÑO 145
A. Iglesias, M. Muniz-Calvente, A. Fernández-Canteli, I. Llavori, I. Torca, M. Martinez-Agirre, J. A. Esnaola

ANÁLISIS DEL EFECTO DE SHOT-PEENING Y EL CEMENTADO EN LA VIDA A FATIGA DE LOS ENGRANAJES 151
G. Cortabitarte, M. Larrañaga, I. Llavori, J. Larrañaga, A. Arana, J. A. Esnaola , I. Ulacia

METODOLOGÍA PARA CONTEMPLAR TENSIONES RESIDUALES EN COMPONENTES DE ACERO TRATADOS TÉRMICAMENTE POR TEMPLE Y REVENIDO 157
X. Telleria, G. Cortabitarte, A. Iglesias, J. A. Esnaola, I. Llavori, M. Martinez, D. Ugarte, E. Anglada, M. Arribas, T. Gutierrez

MODELO DE WEIBULL COMPATIBLE PARA LA DEFINICIÓN DE LA REGIÓN DE FATIGA DE BAJO NÚMERO DE CICLOS 163
A. Fernández-Canteli, E. Castillo, S. Blasón, A. de Jesus, J. Correia

PHASE FIELD MODELLING TO PREDICT HYDROGEN-ASSISTED FAILURES IN ELASTIC-PLASTIC MATERIALS 169
A. Díaz, E. Martínez-Pañeda, L.B. Peral, I.I. Cuesta, J.M. Alegre

PROFATIGUE, UN SOFTWARE DESTINADO A OPTIMIZAR LA ESTRATEGIA DE ENSAYOS Y LA DETERMINACIÓN DEL CAMPO S-N PROBABILÍSTICO 175
S. Blasón, A. Fernández-Canteli, E. Castillo Ron

ATOMISTIC-SCALE MODEL FOR THE NUMERICAL ANALYSIS OF THE HYDROGEN DIFFUSION ON MAGNESIUM ALLOYS 181
M. Molinos, M. Ortiz, M.P Ariza

LA RESISTENCIA DE PERNOS SOLDADOS A TUBO ESTRUCTURAL EN UNIONES ATORNILLADAS 187
G. Ismael, C. López-Colina, M.A. Serrano

DETERMINACIÓN DE CARGAS DE PANDEO EN COLUMNAS DE EULER-BERNOULLI FISURADAS EMBEBIDAS EN UN MEDIO ELÁSTICO 193
J.A. Loya, C. Santiuste, J. Aranda-Ruiz, R. Zaera

MONITORIZACIÓN DE ESTRUCTURAS A FATIGA EN TIEMPO REAL 199
N. García-Fernández, F. Pelayo, M. Aenlle

ANÁLISIS A FATIGA DE LAS CONEXIONES DE UN DIQUE FLOTANTE MEDIANTE SIMULACIÓN NUMÉRICA 205
A. Cebada, M. Aenlle, M. López

NUEVO ELEMENTO FINITO PARA SINGULARIDADES LOGARÍTMICAS DE TENSIÓN EN GRIETAS DE INTERFASE TIPO WINKLER EN MODO III 213
A. Vázquez, V. Mantic, M. Muñoz-Reja, L. Távara

PREDICCIÓN DE DELAMINACIONES MÚLTIPLES EN EL ENSAYO ILTS A TRAVÉS DE LA IMPLEMENTACIÓN DEL PMTE-SC EN ABAQUS 219
J. L. Guzmán, M. M. Reja, L. Távara, Vl. Mantič

IMPLEMENTACIÓN EN ABAQUS DE LA MINIMIZACIÓN DE LA ENERGÍA TOTAL BAJO UNA CONDICIÓN DE TENSIÓN PARA PREDECIR EL INICIO Y LA PROPAGACIÓN DE GRIETAS EN MATERIALES HOMOGÉNEOS FRÁGILES 225
K. Ambikakumari, V. Mantic, M. Muñoz-Reja, L. Távara

NUEVA LEY DE CRECIMIENTO DE GRIETAS POR FATIGA BASADA EN LA FUNCION DE DISTRIBUCIÓN DE GUMBEL: APLICACIÓN A LA ALEACIÓN TI-6AL-4V 231
B. Moreno, A.S. Cruces, D. Camas, P. López-Crespo

ADVANCES IN MICROSCALE RESIDUAL STRESS MEASUREMENT USING FOCUSED ION BEAM MILLING AND DIGITAL IMAGE CORRELATION 237
A. Dorronsoro, J.R. Páez, J. Navarrete, J.M. Sánchez, J.M. Martínez-Esnaola, J. Alkorta

FATIGA E INTERACCIÓN CON EL MEDIO AMBIENTE 243

ADAPTACIÓN DE UNA MÁQUINA DE FATIGA POR FLEXIÓN ROTATIVA PARA LA ESTIMACIÓN DE LA RESISTENCIA A LA FRAGILIZACIÓN POR HIDRÓGENO EN MATERIALES METÁLICOS 245
J.E. Muñoz-Manero, J. Calaf-Chica, P.M. Bravo, M. Preciado

ESTIMACIÓN DE LA VELOCIDAD DE CRECIMIENTO DE GRIETA EN PROBETAS CILÍNDRICAS SOMETIDAS A FATIGA ASISTIDA POR EL AMBIENTE EN CONDICIONES PWR MEDIANTE CAÍDA DE POTENCIAL 251
S. Arrieta, F.J. Perosanz, J.M. Barcala, M.L. Ruiz, S. Cicero

CRECIMIENTO DE GRIETA POR FATIGA ASISTIDA POR HIDRÓGENO: PRE-CARGA VS. ENSAYOS IN-SITU EN AMBIENTES GASEOSOS 257
A. Zafra, G. Álvarez, G. Benoit, G. Henaff, E. Martinez-Pañeda, C. Rodríguez, J. Belzunce

PREDICCIONES DE LÍMITES DE FATIGA BIAXIALES EN COMPONENTES ENTALLADOS USANDO LA DIRECCIÓN DE GRIETA EXPERIMENTAL 263
V. Chaves, J. A. Balbín, A. Navarro

COMPARATIVE STUDY OF REFERENCE AND ADDITIVELY MANUFACTURED 316L STAINLESS STEEL: EFFECT OF CONVENTIONAL AND SEVERE SHOT PEENING TREATMENTS ON MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL FEATURES 269
P. Ebrahimzadeh, L.B. Peral, A. Díaz, J.M. Alegre, I.I. Cuesta, I. Fernández-Pariente

COMPORTAMIENTO EN FATIGA DE UNA ALEACIÓN DE TI-6AL-4V FABRICADA MEDIANTE BINDER JETTING 275
J.M. Alegre, A. Díaz, R. García, L.B. Peral, M. Lorenzo, I.I. Cuesta

ESTUDIO DEL USO DE TÉCNICAS TERMOGRÁFICAS PARA LA PREDICCIÓN DEL LÍMITE DE FATIGA DE LAMINADOS CFRP EN PRESENCIA DE ONDULACIONES FUERA DEL PLANO 281
N. Feito, J. V. Calvo, M. H. Miguélez, E. Giner

MEDICIONES 3D-DIC DE ALTA RESOLUCIÓN PARA ANÁLISIS DE CRECIMIENTO DE GRIETAS POR FATIGA 287
G. Gómez, A. Camacho, J. Vasco, F. Díaz

FATIGA POR FRETTING CON INCONEL 718 A BAJA Y ALTA TEMPERATURA 293
M. Moreno-Rubio, D. Erena, J. Vázquez, C. Navarro, J. Domínguez

COMPORTAMIENTO A FATIGA DE SOLDADURAS DE CONSTRUCCIÓN (GIRTH WELDS) EN GASODUCTOS EXISTENTES PARA SU RECONVERSIÓN A TRANSPORTE DE HIDRÓGENO Y BLENDING 299
I. Montero, M. Carboneras, J.C. Suárez

USO DEL ENSAYO SMALL PUNCH (SPT) EN LA CARACTERIZACIÓN A FATIGA DE UN ACERO ESTRUCTURAL S355 305
S. Otero, J. Sicre, G. Álvarez, M.M. Llera, F.J. Belzunce, C.Rodríguez

ESTUDIO DEL DAÑO POR FATIGA SOBRE ESTRUCTURAS OFFSHORE EN AMBIENTES SEVEROS 311
M. Palacios, H. Perez, A. Liébana, L. Menendez, P. Garcia, L. Fdez

TÉCNICAS EXPERIMENTALES

ESTUDIO DE LA INTERFAZ FIBRA-MATRIZ ENTRE FIBRAS PET Y MATRICES DE YESO Y MORTERO DE CEMENTO

J.L. García, F. Suárez[1*]

[1]Departamento de Ingeniería Mecánica y Minera, Universidad de Jaén, EPS de Linares
Campus Científico Tecnológico de Linares, Cinturón Sur, s/n 23700 Linares (Jaén), España
[*] Persona de contacto: fsuarez@ujaen.es

RESUMEN

Durante la última década ha habido numerosos estudios sobre el refuerzo de matrices de yeso o de mortero de cemento mediante fibras de diferentes materiales, pero no hay muchos estudios sobre el refuerzo de matrices con fibras poliméricas, que pueden incrementar la ductilidad de la mezcla proporcionando una mayor resistencia a tracción y flexión. En materiales reforzados con fibras se suelen distinguir tres orígenes de rotura: por fallo de la matriz, por fallo de la fibra o por fallo de la interfaz fibra-matriz. Este estudio analiza la interfaz entre polímeros y matrices de yeso y mortero de cemento, empleando fibras poliméricas procedentes de envases PET utilizados en la industria alimentaria, con el fin de reutilizar desechos que se producen en grandes cantidades y disminuir su vertido al medioambiente. Se estudia la viabilidad de emplear estas fibras para reforzar mecánicamente las matrices de yeso y mortero de cemento frente a esfuerzos de tracción. Se ensayarán probetas de yeso y de mortero de cemento con fibras de PET embebidas a diferentes profundidades y con diferentes geometrías, mediante ensayos de *pull-out* monitorizados mediante un sistema de correlación digital de imágenes. Se busca evaluar la eficacia de la adherencia entre estos materiales.

PALABRAS CLAVE: Yeso, Mortero de cemento, Fibras poliméricas, Ensayo Pull-out, Correlación digital de imágenes (DIC).

ABSTRACT

During the last decades there have been many studies on the use of fibres for reinforcing gypsum or cement mortar matrices, these studies use fibres of different materials, but few of them use polymer fibres. The polymer fibres can increase the ductility of the mix providing an improved strength against tensile and bending forces. Three failure mechanisms are usually identified in fibre-reinforced materials: i) matrix failure, ii) fibre failure and iii) fibre-matrix interface failure. This study analyzes the adhesion of the interface between polymers and matrices of gypsum and cement mortar, using polymer fibres obtained with plastic packaging, usually employed in food industry, with the aim of reusing waste that is produced in large quantities and reducing its disposal in the evironment. This seeks to verify the feasibility of using these fibres as reinforcement to mechanically strengthen gypsum and cement mortar matrices under tensile forces. Gypsum and cement mortar specimens will be tested with PET fibres embedded at different depths and with different geometries, through *pull-out* tests monitored with a digital image correlation. This study aims to find out the effectiveness of polymer adhesion in gypsum and cement mortar matrices.

KEYWORDS: Gypsum, Cement mortar, Polymer fibres, Pull-out test, Digital image correlation (DIC).

1. INTRODUCCIÓN

El mortero de cemento se emplea en todo tipo de construcciones, debido a su versatilidad, gran resistencia y durabilidad. Por otro lado, el yeso es también un material muy utilizado en construcción, empleándose en mampostería, acabados interiores, juntas, guarnecidos, paneles prefabricados, etc. Es un material con buenas propiedades aislantes, es ignífugo y proporciona un excelente acabado en interiores.

En las últimas décadas, el mortero de cemento y el yeso han experimentado un gran avance en sus propiedades mecánicas y físicas, extendiendo su uso e incrementando la calidad de los elementos fabricados con ellos. Este trabajo se encuadra en el objetivo de mejorar las propiedades de ambos, realizando una investigación sobre la mejora del mortero de cemento y yeso adicionando fibras poliméricas en su composición.

La adición de fibras como refuerzo de la matriz de yeso o mortero de cemento se lleva investigando bastante tiempo, incluso existen estudios analizando el refuerzo del hormigón con fibras poliméricas [1,2] pero los autores no tienen conocimiento de que se haya realizado un estudio enfocado en emplear fibras procedentes de desechos plásticos, como envases, recipientes, etc., en matrices de yeso o mortero de cemento. Además, empleando desechos plásticos como fibras de refuerzo se logra reutilizar unos desechos perjudiciales para el medio ambiente, con lo que también se reduce el vertido al entorno de residuos de muy lenta descomposición.

En este trabajo se presenta un estudio de la adherencia que muestra la interfaz fibra-matriz entre fibras poliméricas y matrices de yeso y mortero de cemento. Para ello, se ha empleado un tipo de fibra polimérica: tereftalato de polietileno (PET), siendo muy frecuente en envases de bebidas.

Las fibras serán embebidas en matrices de yeso y mortero de cemento. Se realizará la comparación de la fuerza de tracción necesaria para la extracción de la fibra con la longitud de fibra deslizada del interior de la probeta. Se desarrollará un ensayo *pull-out* de forma simultánea con un sistema de correlación digital de imágenes (DIC) para determinar la longitud de la fibra extraída al realizar el esfuerzo de tracción.

2. DISEÑO DEL MÉTODO EXPERIMENTAL

Los ensayos se desarrollarán con un tipo de fibra, PET, y dos tipos de matrices, yeso y mortero de cemento, además se introducirán en las matrices en tres profundidades distintas de 10, 20 y 30 mm. En la Tabla 1 se muestra la nomenclatura con la que se denominarán cada una de las probetas, según la geometría y profundidad en la matriz.

Tabla 1. Nomenclatura fibras y probetas

Tipo	Nomenclatura	Descripción
Material matriz	Y	Yeso
	C	Cemento
Material fibra	A	PET
Textura	0	Liso
	1	Ondulado
	2	Zig-zag
	3	Perforado
Profundidad	10	Embebido 10 mm
	20	Embebido 20 mm
	30	Embebido 30 mm

Con el fin de favorecer una economía circular de materiales plásticos, se ha elegido este material polimérico por ser de los más abundantes en el uso de envases de líquidos, y con ello, el que más habitualmente se encuentran en los vertederos.

Se han analizado diferentes tipos de geometría para averiguar si influye en la adherencia de la fibra con la matriz y saber cuál es más efectiva en tal fin.

Además, se han empleado tres profundidades de embebimiento en la matriz para investigar la adherencia que se puede conseguir con cada una de ellas.

3. MATERIALES Y MÉTODOS

3.1. Materiales

- Yeso

El yeso que se ha empleado en lo ensayos es la escayola E35 (A1), perteneciente a la empresa Escayescos. Está compuesta por sulfato cálcico semihidratado, y se emplea principalmente para la elaboración de elementos prefabricados para techos o como decoración para interiores.

- Mortero de cemento

El mortero de cemento se ha obtenido de la mezcla de cemento, arena y agua. El cemento empleado es un cemento Portland mixto de la empresa Cementos Andalucía con un contenido entre el 21-35% en masa de caliza molida, puzolanas natural y ceniza volante silícea, de clase resistente 32,5 y resistencia inicial normal. La designación del cemento es CEM II/B-M (L-P-V) 32,5N. La arena empleada es una arena normalizada CEN-NORMSAND DIN EN 196-1.

- Fibras de PET

Las fibras de PET son de tereftalato de polietileno, empleado principalmente en la fabricación de botellas de bebidas, destaca por su resistencia, ligereza e impermeabilidad. Las fibras tienen una longitud de 100 mm y una anchura de 3 mm. Además, las fibras se ensayarán con cuatro tipos de geometría diferentes: lisas, onduladas, zig-zag y perforadas. En la Figura 1 se muestra los diferentes tipos de fibras empleadas.

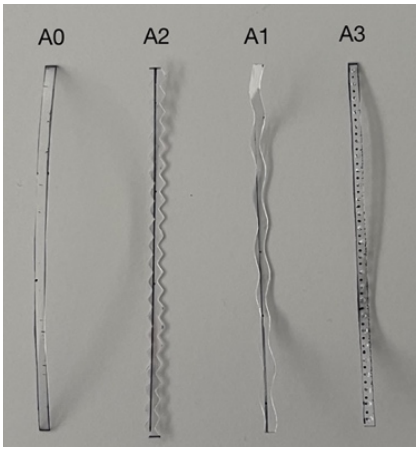


Figura 1. Fibras empleadas en los ensayos.

3.2. Fabricación de las probetas

- Probetas de yeso

Se han fabricado probetas prismáticas de 320 x 320 mm, empleando un molde metálico. En ellas se ha introducido perpendicularmente cada una de las diferentes fibras especificadas en la Tabla 1 por su textura y profundidad embebida. Las probetas se han realizado según el procedimiento descrito en la norma UNE-EN 13279-2 [3].

- Probetas de mortero de cemento

Las probetas tienen las mismas dimensiones que las probetas de yeso de 320 x 320 mm, con la diferencia de que estas probetas se han realizado en un molde de metacrilato. Las probetas de mortero de cemento solamente se han ensayado con fibras de PET lisas y onduladas. Las probetas se han realizado siguiendo los pasos descritos en la norma UNE-EN 196-1 [4].

3.3. Métodos de ensayo

Los ensayos se realizaron según se muestra en la Figura 2, a continuación se describen los dos tipos de ensayos realizados.

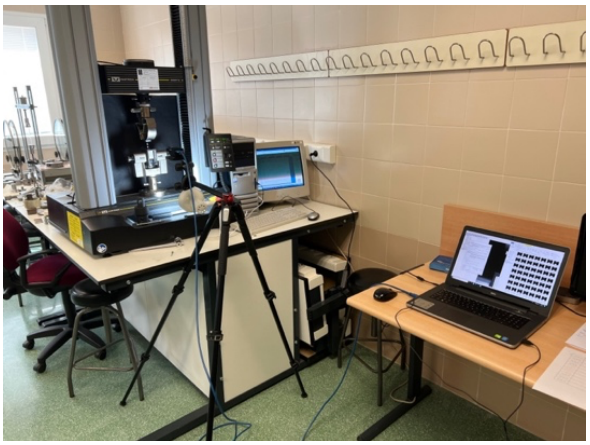


Figura 2. Ensayo de pull-out monitorizado con DIC.

- Ensayo pull-out

El ensayo de pull-out permite caracterizar la interfase existente entre la matriz de yeso o mortero de cemento y la fibra, es decir, posibilita la evolución de la calidad de la unión real entre los dos materiales. En el ensayo se realiza un esfuerzo de tracción sobre la fibra embebida en la matriz para examinar la capacidad de carga de la adherencia entre la matriz y la fibra, obteniendo un diagrama de deslizamiento y carga con el que se observa su evolución durante el ensayo.

a) b)

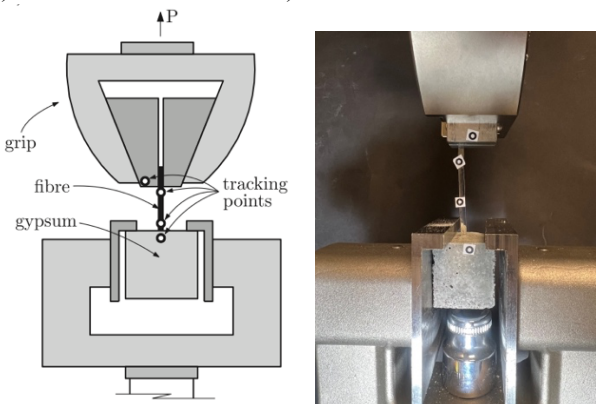


Figura 3. Configuración del ensayo pull-out a) diagrama del ensayo [2] y b) imagen del ensayo.

En ensayo se realizó con una máquina de ensayos Instron 5967 con una velocidad de carga de 1,2 mm/min durante 12 minutos, controlado mediante el software "Bluehill 3". De forma sincronizada se empleó el software "Flycapture 2" que realizó una captura de imagen por segundo, para calcular el desplazamiento o deformación de la fibra mediante los cuatro puntos de referencia que podemos apreciar en la Figura 3.

- Sistema de correlación digital de imágenes (DIC)

El sistema DIC permite medir deformaciones y desplazamientos mediante la captura de imágenes digitales desde un estado inicial, que se tomará como referencia, hasta un estado final. Mediante el empleo de algoritmos de correlación, se encuentra una faceta de la imagen de referencia en cada una de las imágenes siguientes, obteniendo un vector de desplazamiento en cada conjunto de facetas.

Se empleará la técnica DIC empleando el software ImageJ para averiguar el desplazamiento entre dos puntos y obtener el desplazamiento que ha habido entre la fibra y la probeta o la deformación que ha sufrido la fibra. De tal forma, que se obtendrá un conjunto de valores de desplazamiento en puntos discretos de la imagen. Para el procesado de estos datos, se calcula un valor al que denominaremos "*slip*".

Este dato nos indicará la distancia que la fibra desliza de la matriz, es decir, la longitud de fibra que es extraída al realizar el esfuerzo de tracción. Este valor será medido en píxeles, ya que es la medida obtenida de realizar las capturas de imagen.

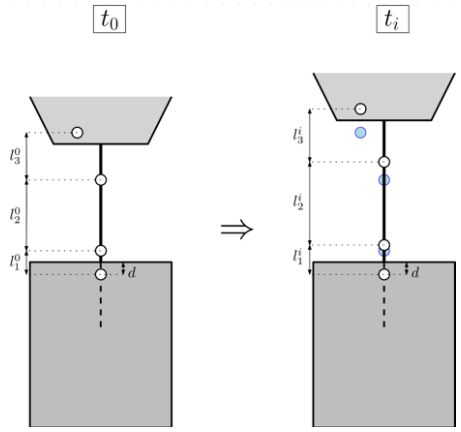


Figura 4. Esquema de las longitudes empleadas en el cálculo del valor slip.

Observando los parámetros de la Figura 4, el *slip* es igual a la variación de longitud Δl_1^i menos el alargamiento producido en esa longitud l_1^0 debido al alargamiento elástico, que puede obtenerse a partir de la variación de longitud de l_2^0, tal y como se muestra en la ecuación (1).

$$slip^i = \Delta l_1^i - \frac{\Delta l_2^i}{l_2^0} \cdot l_1^0 \qquad (1)$$

Con este valor se comparará el comportamiento de la interfaz entre la matriz y la fibra para los diferentes casos analizados.

4. RESULTADOS

4.1. Resultados ensayos con probetas de yeso

En los ensayos con matriz de yeso, se han realizado tres ensayos por cada longitud de embebimiento, por tanto, se han hecho un total de 36 ensayos, 4 fibras diferentes con 3 profundidades distintas y 3 probetas de cada tipo. A continuación, se muestran las gráficas obtenidas de los datos recogidos por el ensayo de *pull-out* y el ensayo DIC.

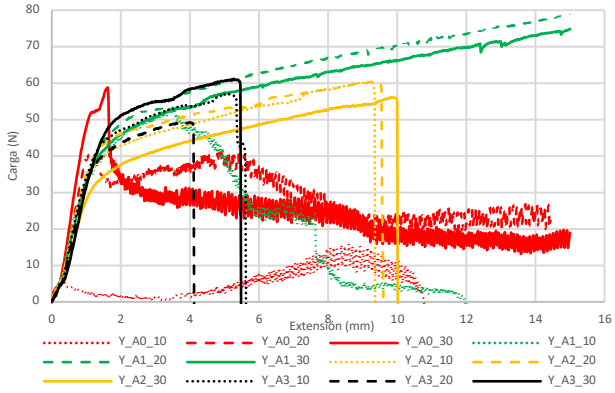


Figura 5. Gráfica carga - extensión de las probetas de yeso.

En la Figura 5 se muestra un resultado representativo de cada uno de los tres ensayos realizados de cada fibra.

Para facilitar su visualización, se muestran en diferentes tipos de línea y colores según se observa en la leyenda de la respectiva gráfica.

En la Figura 5 se puede apreciar como las fibras de zig-zag rompen aproximadamente a los 10 mm de extensión. Esto es debido a que se produce una deficiente distribución de tensiones a lo largo de la fibra, produciéndose una concentración de tensión en los ángulos rectos que producen la forma de zig-zag de las fibras, dando lugar a su rotura.

Algo parecido ocurre con las fibras perforadas, ya que las perforaciones provocan una concentración de tensiones alrededor de las mismas y favorecen la aparición de grietas a su alrededor y, con ello, a su rotura. Asimismo, hay que mencionar que debido a la forma de las fibras de zig-zag y las perforadas, ambas han obtenido una buena adherencia fibra-matriz, como puede observarse en la Figura 6 b) donde los valores de *slip* son los valores más bajos.

a)

b)

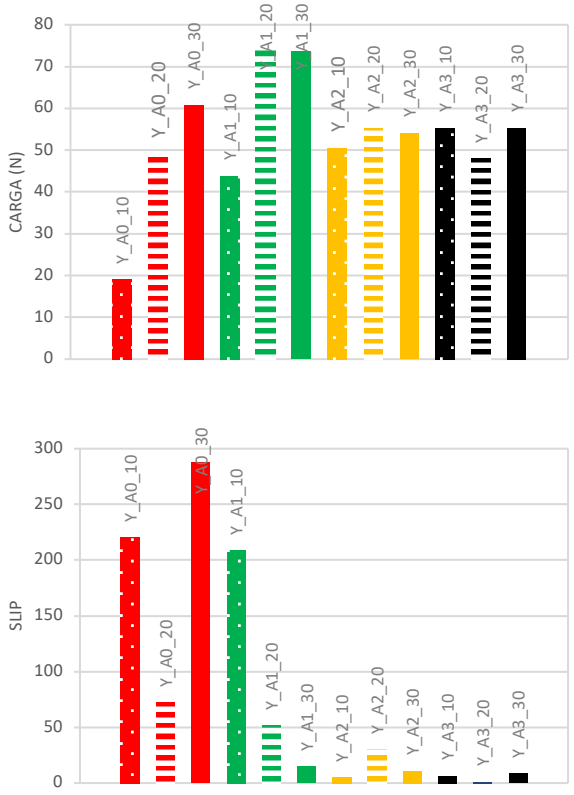


Figura 6. Gráfica de barras de valores medios de a) carga máxima (N) y b) slip máximo de las probetas de yeso.

Las fibras lisas de PET han mostrado un comportamiento claramente determinado por la adherencia fibra-matriz, dado que las fibras deslizan respecto de la matriz del yeso, mostrando una resistencia alta como puede verse en la Figura 6 a).

Las fibras onduladas de PET son las que mejor comportamiento frente a los esfuerzos de tracción

muestran, puesto que presentan los mayores valores de carga soportados con alrededor de 73 N, además de tener un *slip* bajo, como muestra la Figura 6 b), por lo que tiene una buena adherencia con la matriz. Además, este tipo de fibra tiene una mejor distribución de los esfuerzos tensionales debido a su forma redondeada, que evita la concentración de tensiones y su rotura, al tiempo que hace que la fibra se estire soportando una mayor carga a tracción.

4.2. Probetas de mortero de cemento

Observando los resultados obtenidos en los ensayos de yeso con los diferentes tipos de fibras, se ha decidido excluir los ensayos con fibras de zig-zag y perforadas debido al problema que presentan con la concentración de tensiones en su superficie y que produce la rotura de las fibras. Por tanto, para el mortero de cemento se han ensayado las fibras lisas y onduladas de PET.

Las fibras muestran un mejor comportamiento y adherencia con la matriz de mortero de cemento en comparación con los resultados obtenido con la matriz de yeso, que podemos observar en la Figura 7. Las fibras lisas de PET presentan una mayor capacidad de carga y una mejor adherencia a la matriz de mortero de cemento, mejorando los valores de *slip* obtenidos, como se puede observar en la Figura 8.

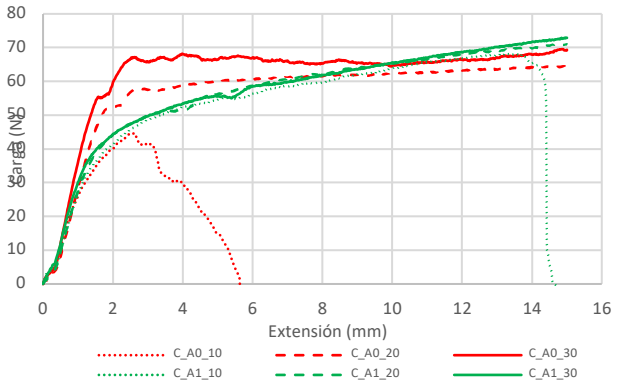


Figura 7. Gráfica carga - extensión de las probetas de mortero de cemento.

Las fibras onduladas de PET muestran unos valores de carga máxima similares a los obtenidos con el yeso, pero consiguen una mejor adherencia con la matriz de mortero de cemento al presentar un valor menor de *slip*, como se muestra en la Figura 8. Este tipo de fibra vuelve a presentar un buen comportamiento debido a su forma ondulada, que permite una mejor distribución de tensiones, además, su forma facilita la adherencia en el interior de la matriz de mortero de cemento.

a)

b)

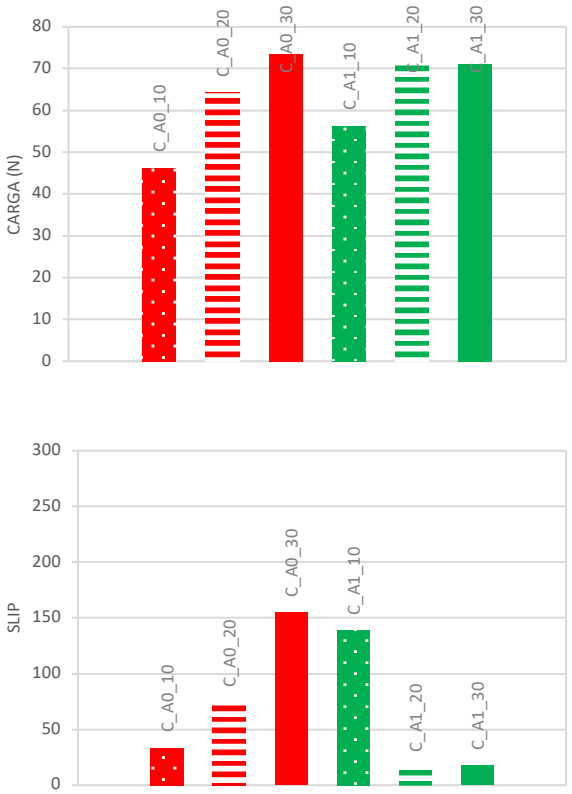


Figura 8. Gráfica de barras de valores medios de a) Carga máxima (N) y b) slip máximo de las probetas de mortero de cemento.

En la Figura 9 se puede comparar el comportamiento entre las fibras lisas y las fibras onduladas en el interior de la matriz de mortero de cemento. Se puede comprobar, mediante el valor de *slip*, cómo la fibra lisa de PET, una vez llegado a la carga máxima, se desliza respecto a la matriz sin apenas aumentar la carga soportada. En cambio, en el caso de la fibra ondulada de PET se aprecia cómo, una vez alcanzada una carga de en torno a 45 N, la fibra desliza respecto de la matriz, mostrando un incremento de carga a medida que progresa el ensayo. Como resultado, se determina que la fibra ondulada posee mejor comportamiento con respecto a la fibra lisa.

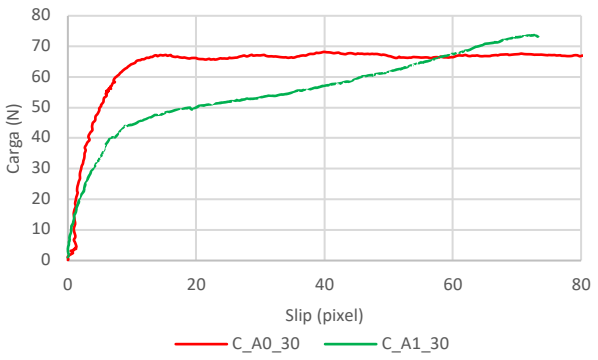


Figura 9. Gráfica carga - slip de fibra lisa frente a fibra ondulada de las probetas de mortero de cemento.

5. CONCLUSIONES

En este trabajo se ha realizado un primer estudio de la viabilidad de emplear materiales poliméricos como el PET como material de refuerzo en matrices de yeso o mortero de cemento para mejorar sus propiedades mecánicas. Para ello, se han ensayado probetas de yeso y mortero de cemento con fibras embebidas a diferentes profundidades, además de experimentar con diferentes texturas y formas de las fibras. De este estudio se pueden extraer las siguientes conclusiones:

- Las fibras cortadas en forma de zig-zag y perforadas presentan una gran adherencia con la matriz de yeso, pero la concentración de tensiones provoca la rotura de la fibra, no permitiendo aprovechar la buena adherencia entre fibra y matriz.

- Las fibras con mejor resultado, tanto en relación a la carga máxima como en relación al desplazamiento de las mismas respecto a la matriz (*slip*), son las fibras onduladas. Estas fibras permiten un agarre mecánico con la matriz, al igual que las fibras de zig-zag y las fibras perforadas pero, a diferencia de éstas, poseen una forma suave que evita la concentración de tensiones y, por tanto, permite alcanzar mayores cargas máximas.

- Las fibras presentan mejores resultados con la matriz de mortero de cemento respecto a la matriz de yeso.

Como ampliación a este trabajo, se proponen los siguientes puntos como trabajo futuro:

- Investigar el empleo de fibras onduladas de PET como refuerzo de la matriz de yeso y mortero de cemento, fabricando probetas con adición de fibras como se ha realizado en trabajos anteriores [5,6].

- Realizar ensayos de flexión con fibras onduladas de PET, para evaluar la mejora de comportamiento de las fibras empleando ensayos estandarizados [7].

- Comprobar la efectividad del refuerzo mediante fibras de PET en hormigón.

- Estudiar la posibilidad de reproducir numéricamente el comportamiento a fractura de estos materiales reforzados con este tipo de fibras poliméricas.

REFERENCIAS

[1] Alberti, M. G., Enfedaque, A., & Gálvez, J. C. (2016). Fracture mechanics of polyolefin fibre reinforced concrete: Study of the influence of the concrete properties, casting procedures, the fibre length and specimen size. *Engineering Fracture Mechanics*, 154, 225-244.

[2] Suárez, F., Felipe-Sesé, L., Díaz, F. A., Gálvez, J. C., & Alberti, M. G. (2020). On the fracture behaviour of fibre-reinforced gypsum using micro and macro polymer fibres. *Construction and Building Materials*, 244, 118347.

[3] UNE-EN 13279-2. Yesos de construcción y conglomerantes a base de yeso para la construcción. Parte 2: Métodos de ensayo, AENOR, 2006.

[4] UNE-EN 196-1. Métodos de ensayo de cementos. Parte 1: Determinación de resistencias, AENOR, 2018.

[5] Castilla Gonzalo, F.J. (2021). Estudio del uso de microfibras de neumático fuero de uso como refuerzo de yeso en condiciones de rotura en modo II. *Trabajo Fin de Máster. Escuela Politécnica Superior de Linares*.

[6] Delgado-Jiménez, S. (2020). Evaluación de propiedades de fractura en modo II en mezclas de yeso con fibras. *Trabajo Fin de Grado. Escuela Politécnica Superior de Linares*.

[7] RILEM, D. R. (1985). Determination of the fracture energy of mortar and concrete by means of three-point bend tests on notched beams. *Materials and structures*, *18*(106), 285-290.

DEFORMACIÓN Y ROTURA DE ESTRUCTURAS "LATTICE" DE FABRICACIÓN ADITIVA: MICRO-TESTS Y SIMULACIONES

L. Cobian[1,2*], E. Maire[3], J. Papillon[3], J. Adrien[3], J. Lachambre[3], M.A. Monclús[1], J. Segurado[1,2]

[1] Instituto IMDEA Materiales, Calle Eric Kandel 2, Getafe, 28906, Madrid, España
[2] Departamento de Ciencia de Materiales, E.T.S.I. de Caminos, Canales y Puertos, Universidad Politécnica de Madrid (UPM), Profesor Aranguren 3, 28040, Madrid, España
[3] INSA Lyon, University of Lyon, MATEIS, UMR CNRS 5510, F69621 Villeurbanne, France

[*] Persona de contacto: lucia.cobian@imdea.es

RESUMEN

El sinterizado selectivo por laser (SLS) ha hecho posible la fabricación de meta-materiales tipo "lattice", compuestas de una red de barras interconectadas. Sin embargo, la fabricación por SLS da lugar a porosidad y rugosidad superficial que afectan de forma crítica al comportamiento mecánico de estas estructuras debido a sus pequeños diámetros y gran superficie específica. Para analizar cómo influyen estos defectos en el comportamiento mecánico y fractura de meta-materiales fabricados con Poliamida12, se ha realizado un estudio que integra el análisis experimental de celdas unidad y barras aisladas con simulaciones numéricas. Experimentalmente, se han realizado ensayos in-situ de celdas unidad y de barras individuales de diferentes diámetros, usando tomografía de rayos-X. Las tomografías se han usado para generar geometrías voxelizadas que incluyen la forma real de las barras incluyendo los defectos generados durante la fabricación. Estas geometrías se han empleado para simular los ensayos mediante un método basado en la FFT, considerando un modelo de fractura tipo phase-field. Se ha encontrado que el material de las barras tiene un comportamiento mucho menos rígido que el de muestras masivas. La rotura se produce por nucleación de grietas en defectos superficiales y su posterior propagación, la cual depende principalmente de la dirección de impresión.

PALABRAS CLAVE: SLS, meta-materiales, tomografía, phase-field, FFT.

ABSTRACT

Selective laser sintering (SLS) has made possible the fabrication of lattice metamaterials, consisting of periodical structures with interconnected struts. However, SLS manufacturing originates porosity and surface roughness that critically affect the mechanical behavior of these structures due to their small diameters and high specific surface. A study that integrates experimental analysis of unit cells and single struts of Polyamide12 with numerical simulations has been made to analyze how the defects influence mechanical behavior and fracture of these materials. Experimentally, in-situ tests of unit cells and single struts of different diameters have been performed using X-ray tomography. The tomographies have been used to generate voxelized geometries that include the actual strut shape, including the defects that originated during the printing process. These geometries have been used to simulate the tests using an FFT-based method, considering a phase-field fracture model. Observations show that the behavior of the strut material is less stiff than the one found in bulk samples. The fracture occurs by crack nucleation in surface defects and its propagation, which depends mainly on the printing direction.

KEYWORDS: SLS, meta-materials, tomography, phase-field, FFT.

1. INTRODUCCIÓN

Gracias al rápido desarrollo de las tecnologías de fabricación aditiva, es posible fabricar componentes y estructuras con geometrías complejas, incluso a escala sub-milimétrica, que en el pasado no era posible. Algunas de estas estructuras son los llamados meta-materiales de celosía o "lattice", compuestos por un entramado periódico de barras conectadas en un orden particular y diseñados intencionadamente para presentar un conjunto de propiedades deseadas con el fin de emplearlos en aplicaciones específicas [1, 2].

Los componentes obtenidos mediante impresión 3D contienen defectos de fabricación, como rugosidad superficial, discontinuidades en las capas o porosidad interna. Estos defectos pueden tener un efecto especialmente crítico en el rendimiento de meta-

materiales tipo lattice, debido a los pequeños diámetros y gran superficie específica de las barras [2, 3].

Para estudiar cómo los defectos de fabricación influyen en el comportamiento mecánico de los materiales de celosía, resulta muy útil el uso de simulaciones numéricas. Un método numérico novedoso de homogenización computacional basado en la transformada rápida de Fourier (FFT), permite realizar simulaciones numéricas de forma muy eficiente y sin necesidad de una malla, disminuyendo los recursos de cálculo [4, 5, 6]. Con esta técnica, es posible emplear de forma directa las reconstrucciones obtenidas por tomografía de rayos X [4], que incluyen la estructura interna, para las simulaciones y en paralelo caracterizar las mismas muestras con ensayos mecánicos y otras técnicas experimentales [4].

En este estudio se integra el análisis experimental de las celdas y barras aisladas de Poliamida12 con simulaciones numéricas para analizar cómo influyen los defectos en el comportamiento mecánico y fractura de estos materiales. Se han realizado ensayos in-situ de celdas unidad y barras aisladas de diferentes diámetros empleando tomografía de rayos-X. A partir de las reconstrucciones de los tomogramas se han creado réplicas digitales exactas del volumen de las muestras que se han empleado para simular los ensayos mediante un método basado en FFT considerando un modelo de fractura tipo phase-field.

2. MATERIALES Y MÉTODOS

2.1. Materiales

El material usado en este estudio es Poliamida 12 (PA12). Todas las muestras han sido fabricadas por la compañía cirp GMBH mediante SLS a partir del polvo EOSPA2200 y empleando la máquina comercial EOS FORMIGA P100. Se han fabricado probetas de tracción cilíndricas de 0.7, 1.0 y 1.5 mm de diámetro y 6 mm de longitud, imitando las geometrías de las barras individuales. Estas probetas se han impreso en 3 direcciones diferentes, dando lugar a muestras con capas en dirección perpendicular, paralela y oblicua a la carga. Estas direcciones de impresión se han denominado H, V y T respectivamente.

2.2. Ensayos in-situ con tomografía de rayos-X

Las muestras se han escaneado con el tomógrafo RX Solutions EasyTom Nano, con un tamaño de voxel de 4µm, una tensión de 80 kV, una intensidad de 80 µA y sin la necesidad de emplear un filtro para reducir el efecto del endurecimiento del haz de electrones. Se ha empleado una maquina in-situ de tracción no comercial equipada con una celda de carga de 1.5kN. El proceso de tracción ha sido controlado mediante el desplazamiento, a una velocidad de 0.0139 mm/s ($2.78x10^{-3}$ s^{-1}). La configuración de los ensayos in-situ se muestran en la figura 1.

Para el estudio de la evolución de la microestructura con el daño, los ensayos se han realizado por pasos para poder tomografiar la muestra en diferentes estados de deformación hasta su rotura. En cada paso la muestra se ha descargado ligeramente para evitar movimientos de relajación o propagación de la grita. Las tomografías se han tomado cuando la muestra entra en el régimen no lineal para ver cambios micro estructurales debido al daño. Además, para estudiar la deformación y analizar si la región no lineal se debe al daño o a la plasticidad, se ha realizado un ensayo in-situ en 20 pasos en el que se ha aplicado DVC (Correlación Digital de Volúmenes). Para DVC se ha empleado un código casero desarrollado en INSA Lyon. Cada paso ha consistido en incrementar el desplazamiento 58 µm en tracción, y para evitar relajaciones de tensiones durante tomografía, se desplaza en compresión 10 µm. Por tanto, cada tomografía se toma cada 48µm de desplazamiento. En este caso el tamaño del voxel es de 8µm.

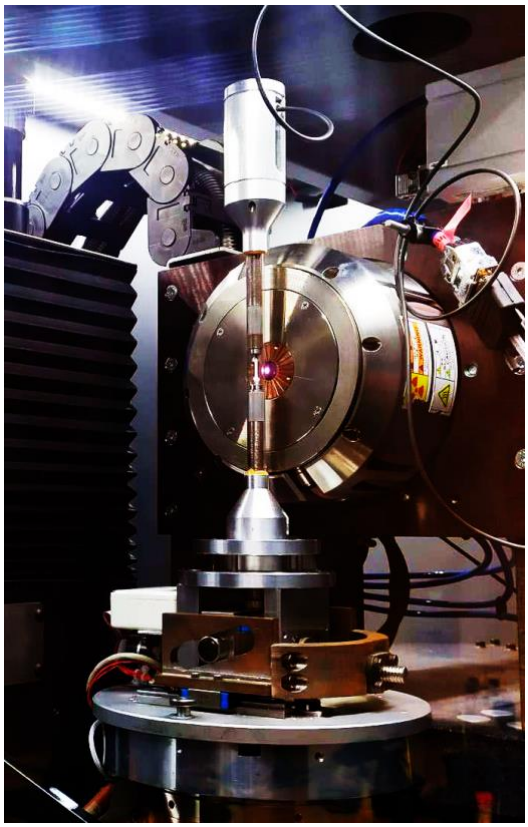


Figura 1. Configuración para los ensayos in-situ de tracción en el tomógrafo.

Los tomogramas se han procesado con el software *ImageJ* para generar las réplicas digitales de volumen y calcular la porosidad. Se ha segmentado la tomografía para incrementar el contraste entre material y poros, convirtiendo la imagen, en escala de grises, a blanco y negro. Para la porosidad, se ha calculado el área de la sección de las barras en cada rebanada del tomograma y

se ha dividido entre la sección sin tener en cuenta los poros. Para optimizar el tiempo de simulación se han re-escalado las tomografías a un tamaño de voxel 36.3 µm. El volumen resultante es el empleado en las simulaciones.

2.3. Homogenización computacional basado en FFT

Los métodos numéricos de homogenización basados en FFT tienen como objetivo predecir el comportamiento mecánico de materiales heterogéneos, empleando solvers basados en la Transformada de Fourier rápida y un volumen representativo de la microestructura del material en forma de vóxeles. El resultado de las simulaciones son los campos de tensiones y deformaciones en la microescala así como el comportamiento homogenizado. La alta eficiencia de éstos solver disminuye los recursos de cálculo, en comparación con los métodos basados en elementos finitos y la ausencia de malla los hace muy útiles para simular directamente microestructuras obtenidas por métodos de imagen.

El código empleado para este estudio es FFTMAD. Es un código generalista, basado en FFT y desarrollado en IMDEA Materiales para la simulación del comportamiento mecánico de materiales heterogéneos en función de su microestructura y que ha sido adaptado para usarse con meta-materiales de celosía [4, 5]. Los volúmenes representativos contienen una representación voxelizada de la microestructura y en este caso procedente directamente de las tomografías. Como ecuaciones constitutivas de las fases en la simulación se puede emplear cualquier modelo material. Estos modelos se introducen mediante subrutinas UMATs, propias del código de elementos finitos ABAQUS.

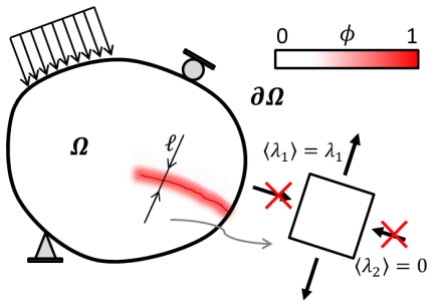


Figura 2. Esquema del modelo tipo phase-field.

Para estudiar y comparar la nucleación y propagación de grietas con los ensayos in-situ, se ha implementado un modelo de fractura tipo phase-field en FFTMAD [7]. El modelo de fractura calcula el balance entre la energía almacenada y disipada en la formación de la grieta y se modela el daño como una variable tipo phase-field, es decir, hay un campo adicional (ϕ) que introduce valores de 0 a 1 que determina el grado de daño [8], como se observa en la figura 2. Las propiedades a introducir para caracterizar la fractura son la energía de fractura (Gc), la longitud característica (lcar). Aunque el modelo original no contempla nucleación (es decir la resistencia en ausencia de grietas debería ser infinita), de forma indirecta, ambas magnitudes definen una resistencia efectiva (σy). El modelo asume un comportamiento elástico lineal en ausencia de fisuras y caracterizado por E y ν, de valores 1.7 GP y 0.4 respectivamente.

Se han empleado valores energía de fractura de 250, 500 y 1500 N/m, y l_{car} de 90, 180, 600 y 1800 µm. En la figura 3a se observa un corte transversal de un volumen representativo empleado, donde se aprecian los defectos internos.

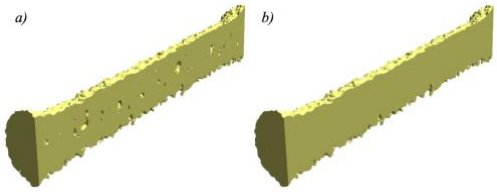


Figura 3. Corte longitudinal del volumen representativo perteneciente a una muestra incluyendo todos los defectos, a), y sin porosidad interna, b).

Además, para estudiar únicamente la influencia de la rugosidad superficial en la nucleación y propagación de grietas, se han realizado simulaciones empleando volúmenes representativos de las barras en las cuales la porosidad interna se ha eliminado. Como se observa en la figura 3b.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Resultados experimentales

En la figura 4 se han representado las curvas fuerza-desplazamiento obtenidas en los ensayos in-situ. Puede observarse una gran dispersión de comportamiento mecánico entre las diferentes muestras impresas con el mismo diámetro, pero diferente dirección. A pesar de la poca repetitividad, se observa en todas las muestras un régimen lineal y otro no lineal. Es posible que la no linealidad se deba a la evolución del daño que sufre la muestra debido a la poca plasticidad que presenta tras la rotura. Además, se observan las descargas que se han realizado a lo largo del ensayo para tomar las tomografías. En la muestra de 0.7 mm de diámetro impresa en dirección T, el ensayo se realizó tomando radiografías en vez de tomografías y por este motivo no fueron necesarias las descargas. La curva de la muestra empleada para DVC no aparece en la figura 4.

La alta variabilidad de resultados se debe a dos motivos principales: los parámetros de impresión no son óptimos para fabricar barras con diámetros sub-milimétricos y los defectos de fabricación son únicos en cada muestra, influyendo de manera particular en cada una.

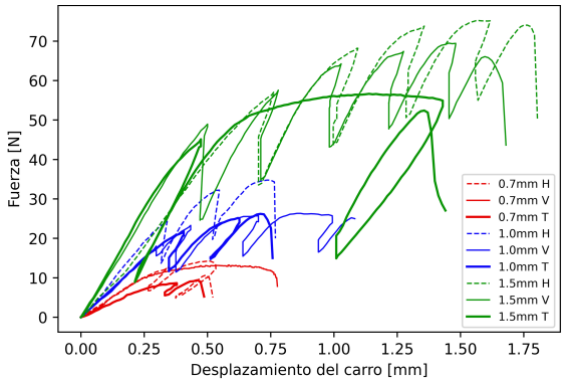


Figura 4. Curvas fuerza-desplazamiento de los ensayos in-situ.

Debido a la poca rigidez de la máquina, el desplazamiento del carro no puede asociarse al desplazamiento de la longitud efectiva de la muestra y debido al tamaño de la muestra no ha sido posible el uso de extensómetros. Por esta razón, sólo ha sido posible obtener la curva tensión-deformación del ensayo realizado para DVC. Por otro lado, debido al poco número de ensayos realizados por tipo de muestra no se han empleado los resultados experimentales para la caracterización de las propiedades mecánicas. Únicamente se ha estudiado la evolución de la microestructura con el daño.

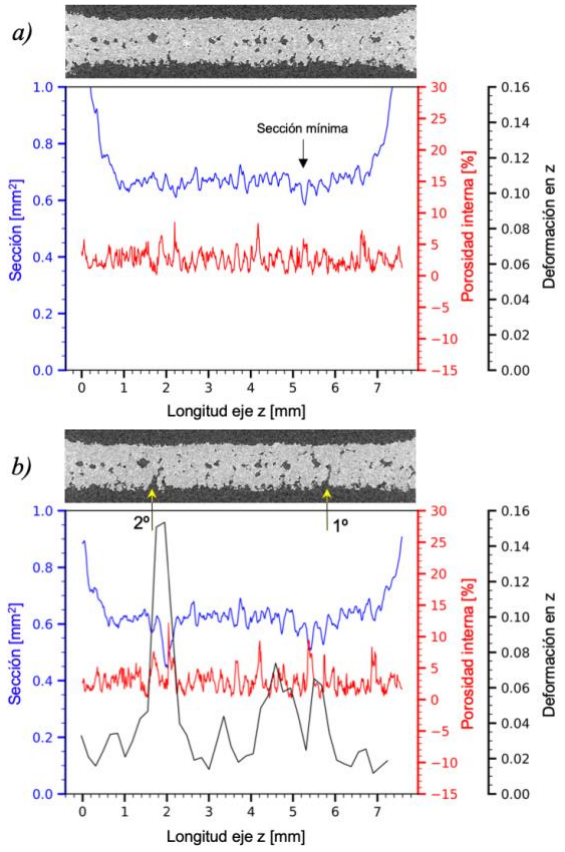


Figura 5. Caracterización de la muestra para DVC en el estado inicial a), y en el paso previo a la rotura b).

Con las tomografías del estado inicial se ha realizado un estudio de porosidad a lo largo de la longitud de las muestras. En general, la porosidad interna está uniformemente distribuida y tiene un valor medio de 3% en todas las muestras, como se observa en la figura 5.

La figura 5 representa la muestra empleada para DVC, de 1mm de diámetro, impresa en dirección T. En ésta, la primera grieta en nuclear, localizada en el extremo derecho, coincide con la zona de menor sección, sin embargo, el fallo se produce por la propagación de la segunda grieta, nucleada en estadios de deformación posteriores a la primera y próxima a la zona con mayor porosidad inicial. Además, se muestra, en negro, las deformaciones locales obtenidas por DVC, donde se observa una alta deformación localizada en las zonas de fractura.

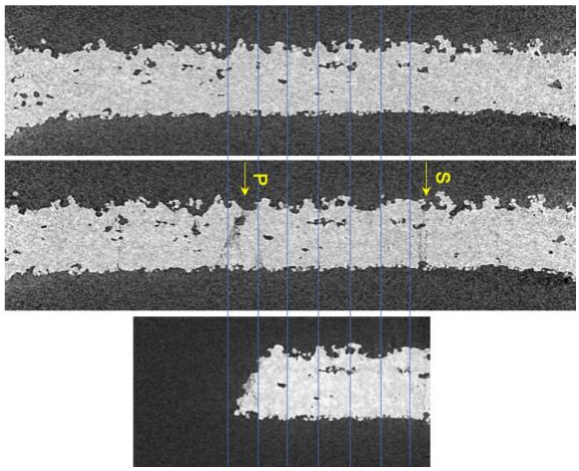


Figura 6. Muestra de 1 mm de diámetro impresa en la dirección vertical (V). S indica una fractura originadas en la superficie y P en un poro interno.

En la figura 6 se observan los diferentes estados una muestra de 1mm de diámetro impresa en dirección V. En la imagen superior se encuentra en su estado inicial, antes de aplicar cualquier caga. En el medio se observa la muestra con dos grietas, una originada en la superficie (S) y otra a partir de un poro interno (P). En la imagen inferior se aprecia el lugar del fallo de la muestra, que en este caso ha sido por la propagación de la grieta originada en el poro.

De las tomografías obtenidas durante los ensayos in-situ se observa que las grietas, en la mayoría de los casos, nuclean en la superficie y un número menor de nucleaciones se originan a partir de los defectos internos, como puede observarse en la figura 5b y 6. Además, muchas grietas nuclean en la zona que coincide con la de menor sección en el estado inicial, como ocurre en la figura 5. Por otro lado, no siempre se nuclean grietas en las zonas de mayor porosidad. La propagación de las grietas depende principalmente de la dirección de impresión. Tras la rotura se observa únicamente plasticidad en la zona próxima a la rotura, como se

aprecia en la figura 6. No se aprecia una correlación directa entre el fallo por una grieta originada en la superficie o en los poros internos ni tampoco por la originada en la zona de menor sección.

3.2. Resultados numéricos

Se han realizado simulaciones con diferentes valores para definir el modelo de rotura, *Gc* y $l_{car.}$ Estos parámetros determinan la forma de las curvas fuerza-desplazamiento predicha. Aunque no existe ninguna pareja de valores que represente de forma precisa las curvas fuerza-desplazamieto experimentales, los valores *Gc*=1500 N/m y l_{car}=600 µm son los que mejor representan los ensayos.

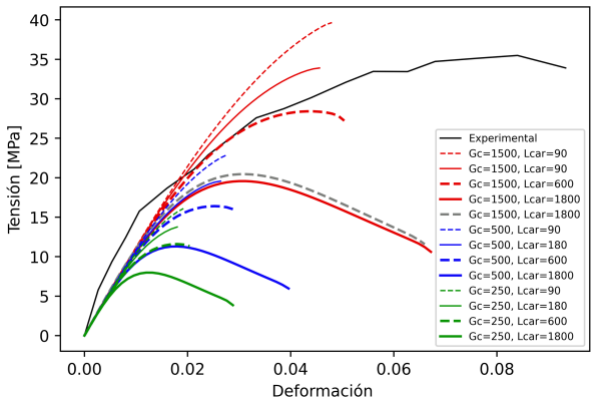


Figura 7. Curvas tensión-deformación experimental y las predicciones empleando diferentes parámetros.

La figura 7 presenta las curvas tensión-deformación de la muestra empleada para DVC. Por un lado, se encuentra la curva experimental y por otro se encuentran las curvas obtenidas a partir de las simulaciones con algunos de los diferentes parámetros usados, l_{car} y *Gc*. Para facilitar la visualización sólo la curva gris representa el comportamiento del volumen representativo sin poros. Las curvas obtenidas a partir de los volúmenes representativos sin poros, pero empleando los mismos parámetros, alcanzan mayores cargas máximas que las obtenidas con poros, pero sus comportamientos son similares. El comportamiento de esta muestra en particular depende más de la rugosidad superficial que de la porosidad interna. Al disminuir la energía de fractura, el daño máximo es alcanzando en niveles de deformación y tensión menores que empleando valores de *Gc* superiores. Por otro lado, cuanto mayor es l_{car}, el material tiene un comportamiento mas dúctil antes de la rotura debido al incremento de la región no lineal. Sin embargo, al aumentar l_{car}, disminuye la tensión máxima que alcanza el material.

Además de los resultados fuerza-desplazamiento, las simulaciones permiten obtener la localización del daño en la probeta y la formación o propagación de grietas críticas (figura 8). En general las simulaciones predicen los lugares donde se localiza el daño, pero no siempre predicen correctamente qué grieta es la que se propaga causando la rotura final. En las simulaciones se observa una única grieta que se propaga, que suele coincidir con la primera grieta nucleada durante el ensayo. Sin embargo, en los experimentos, el fallo no siempre ocurre por la propagación de la primera grieta nucleada. En la figura 5, se observa cómo la primera grieta que se nuclea, en el lugar de menor superficie efectiva, coincide con el lugar de propagación de la grieta en la simulación, mostrada en la figura 8.

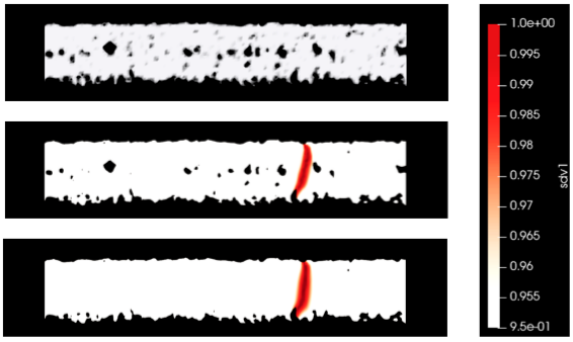


Figura 8. Muestra empleada para DVC. Arriba: Volumen representativo con poros. Predicción de la fractura empleando: Medio: modelo con poros. Abajo: Predicción de la fractura empleando modelo sin poros.

En algunos casos, a pesar de la variación de los parámetros, la grieta siempre aparece en la misma sección, indicando una concentración tensional muy clara en dichas áreas, como se aprecia en la figura 8. Sin embargo, a pesar de que la grieta aparezca en la misma posición, puede no coincidir con la fractura experimental. En otros casos, la variación de los parámetros sí varía la predicción de la localización de la grieta haciéndola coincidir con la experimental, como se observa en la figura 9.

La figura 9 compara la localización de las grietas experimentales con las predicciones realizadas empleando diferentes parámetros y volúmenes representativos de una muestra de 1.5mm de diámetro impresa en la dirección T. Esta muestra tiene un diámetro diferente a la mostrada en la figura 8.

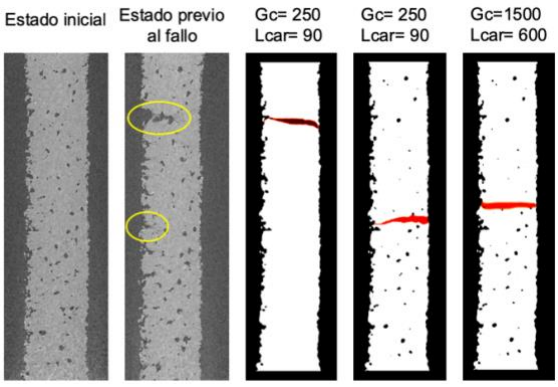


Figura 9. Muestra de 1.5 mm de diámetro impresa en T. Fracturas empleando diferentes parámetros.

Para analizar si la grieta resultante está influenciada por la porosidad interna, se han generado nuevos modelos donde se ha borrado la porosidad interna, y los resultados de la simulación se han representado en la figura 8 y 9 junto a los resultados de la microestructura original. Estas simulaciones sin poros dan una idea de en qué muestras el fallo se debe a grietas nucleadas en la superficie.

Las predicciones preliminares de las simulaciones se desvían de los resultados experimentales. Estas diferencias se deben al empleo de un modelo de fractura elástica lineal que no es representativo de la degradación real en el material. El tipo de fractura observada y las curvas F-d sugieren un comportamiento de fisura cohesivo con una resistencia máxima que caracterice la nucleación de grietas en zonas de altas tensiones. Además, el comportamiento en ausencia de fallo de la Poliamida12 monolítica no es elástico y parece más adecuado el uso de un modelo de material que considere viscoelasticidad y viscoplasticidad, [1].

4. CONCLUSIÓN

En este estudio se ha estudiado la evolución de la microestructura con el daño de barras impresas con SLS combinando métodos experimentales y numéricos. Se han realizado ensayos in-situ de tracción en el tomógrafo y los tomogramas, que incluyen los defectos internos de cada muestra, se han empleado para realizar simulaciones empleando un modelo de fractura tipo phase-field.

Se ha encontrado que el material de las barras tiene un comportamiento mucho menos rígido y resistente que el de muestras masivas. A pesar de la alta variabilidad de resultados, las muestras presentan un régimen elástico lineal y otro no lineal. La no linealidad es producida principalmente por el daño en la microestructura, debido a la poca plasticidad que presentan las muestras tras la rotura. La rotura se produce por nucleación de grietas en defectos y su propagación, la cual depende principalmente de la dirección de impresión. Sin embargo, no se observa una correlación directa entre el fallo por una grieta originada en la superficie o en los poros internos.

Los resultados numéricos se desvían se desvían de los resultados experimentales al haber usado un modelo sin considerar la nucleación de la grieta. Es necesario adaptar el modelo a uno tipo phase-field de fractura cohesiva y emplear un modelo de material que se adapte mejor al comportamiento del material.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer el apoyo brindado por el programa de investigación e innovación de la Unión Europea Horizonte 2020 para el proyecto “Multi-scale Optimisation for Additive Manufacturing of fatigue resistance shock-absorbing Meta Materials (MOAMMM)”, convenio de subvención No. 862015, de H2020-EU.1.2.1. – FET Open Programme. También se desea agradecer al departamento MatéIS de INSA Lyon por permitir el uso de sus instalaciones para los ensayos in-situ.

REFERENCIAS

[1] L. Cobian, M. Rueda-Ruiz, J.P. Fernandez-Blazquez, V. Martinez, F. Galvez, F. Karayagiz, T. Lück, J. Segurado, M.A. Monclus. Micromechanical characterization of the material response in a PA12-SLS fabricated lattice structure and its correlation with bulk behavior. Polymer Testing 110 (2022) 107556.

[2] Y. Amani, S. Dancette, P. Delroisse, A. Simar, E. Maire. Compression behavior of lattice structures produced by selective laser melting: X-ray tomography based experimental and finite element approaches. Acta Materialia 159 (2018) 395-407.

[3] M. Suard, G. Martin, P. Lhuissier, R. Dendievel, F. Vignat, J. Blanding, F. Villenueve. Mechanical equivalent diameter of single struts for the stiffness prediction of lattice structures produced by electron beam melting. Additive Manufacturing 8 (2015) 124-131.

[4] S. Lucarini, L. Cobian, A. Voitus, J. Segurado. Adaptation and validation of FFT methods for homogenization of lattice based materials. C.M.A.M.E. 388 (2022) 11422.

[5] S. Lucarini, J. Segurado. An algorithm for stress and mixed control in Galerkin-based FFT homogenization. Int J Numer Methods Eng. 119 (2019) 797- 805.

[6] S. Lucarini, M. Upadyhay, J. Segurado, FFT based approaches in micromechanics: fundamentals, methods and applications. Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering 30 (2022) 023002.

[7] P. Aranda, G. Zarzoso, J. Segurado. Implementación de un esquema FFT para un modelo de ’Phase-Field Fracture’: Aplicación a metales policristalinos. Revista española de mecánica de fractura 3 (2022) 77-82.

[8] C. Miehe, F. Welschinger, M. Hofacker. Thermodinamically consistent phase-field models of fracture: Variational principles and multi-field FE implementations. Int J Numer Methods Eng. 83 (2010) 1273-1311.

ESTUDIO DEL COMPORTAMIENTO A FRACTURA EN PROBETAS FABRICADAS MEDIANTE ESTEREOLITOGRAFÍA DE BAJA FUERZA

M. Braun[1*], L. Perez[1], C. Perez-Garcia[2], J. Aranda-Ruiz[2]

[1] Instituto de Ciencia y Tecnología de Materiales (INTEMA), CONICET
Avda. Colón 10850, B7608FDQ Mar del Plata, Argentina
[2] Dpto. de Mecánica de Medios Continuos y Teoría de Estructuras. Universidad Carlos III de Madrid.
Av. Universidad 30, 28911 Leganés, España,
[*] Persona de contacto: mbraun@ conicet.gov.ar

RESUMEN

En este trabajo se presentan los resultados de ensayos de Tenacidad de Fractura realizados sobre probetas obtenidas mediante técnicas de fabricación aditiva, concretamente la estereolitografía de baja fuerza (LFS). Dichas probetas están fabricadas en *Durable Resin*, un material polimérico de la empresa FormLabs® que simula la resistencia y la rigidez del polietileno. Los ensayos fueron realizados sobre probetas compactas, siguiendo las directrices de la normativa ASTM D5045-99. Con el objetivo de analizar la influencia de la orientación de los planos de impresión, se han producido probetas a 0°, 45° y 90°. Además, se han llevado a cabo ensayos de caracterización a tracción simple de acuerdo a la norma ASTM D638, proporcionando un modelo constitutivo hiperelástico del material que permita su implementación en softwares de Elementos Finitos.

PALABRAS CLAVE: Fractura, Polímeros, Fabricación aditiva, Estereolitografía.

ABSTRACT

This paper presents the results of Fracture Toughness tests performed on specimens obtained by additive manufacturing techniques, specifically low force stereolithography (LFS). These test specimens are made of *Durable Resin*, a polymeric material from the FormLabs® company that simulates the resistance and rigidity of polyethylene. The tests were carried out on compact test specimens, following the guidelines of the ASTM D5045-99 standard. In order to analyze the influence of the orientation of the impression planes, test pieces have been produced at 0°, 45° and 90°. In addition, single tensile characterization tests have been carried out according to ASTM D638, providing a hyperelastic constitutive model of the material that allows its implementation in Finite Element software.

KEYWORDS: Fracture, Polymers, Additive manufacturing, Stereolithography.

1. INTRODUCCIÓN

La fabricación aditiva (FA), o tecnología de impresión 3D, está impulsando un profundo cambio en la industria, permitiendo fabricar componentes mecánicos mediante la adición de sucesivas capas de material que desarrollan la geometría final. Esto ha dado lugar a la integración de los procesos de diseño y fabricación, por lo que diseñadores, fabricantes, logística y muchos otros están modificando y adaptando algunos de sus procedimientos, mejorando así la eficiencia en el uso de los diferentes materiales, con un mínimo desperdicio y grandes oportunidades para desarrollar geometrías complejas personalizadas [1].

El desarrollo de distintas metodologías de FA, como la fabricación por deposición de hilo fundido (FDM), el sinterizado selectivo por láser (SLS) o la estereolitografía (SLA), abre la industria a una amplia variedad de materiales, como plásticos, metales o cerámicas [2]. Como resultado de la aparición de estas nuevas técnicas de fabricación, muchos estudios se han llevado a cabo con el objetivo de analizar las propiedades mecánicas de los componentes impresos [3-8], centrándose la mayoría de ellos en la tecnología FDM, debido probablemente a su rapidez de fabricación y su bajo coste. Uno de los inconvenientes del FDM es su falta de precisión superficial y la presencia de huecos internos [9], debido al límite físico del diámetro del extrusor.

La metodología de impresión SLA consiste en un tipo de fabricación aditiva que utiliza una fuente láser proyectada sobre una plataforma para obtener las estructuras deseadas. Este haz de luz atraviesa un depósito líquido lleno de una resina polimérica con fotoiniciadores y produce el curado selectivo en las zonas

de la superficie alcanzadas por la trayectoria del rayo [10]. El proceso de curado se realiza en el plano de la plataforma siguiendo una construcción capa a capa en la que el componente impreso está sustentado por soportes que ayudan al correcto crecimiento del mismo y su fijación a la plataforma. La resolución de la impresión no solo viene definida por el diámetro del láser sino también por el incremento del desplazamiento vertical entre cada capa, que puede ser seleccionado por el usuario. En las impresoras comerciales actuales basadas en la estereolitografía, la citada resolución oscila entre decenas y cientos de micrómetros, reduciendo la existencia de huecos internos típicos de la metodología FDM. De esta forma, se produce una mejora considerable de las propiedades mecánicas de los componentes impresos mediante SLA, así como una disminución de la anisotropía de las piezas finales.

El presente trabajo analiza el comportamiento a fractura de probetas fabricadas mediante estereolitografía de baja fuerza, calculando la tenacidad a fractura de probetas compactas de material polimérico, concretamente *Durable Resin* de la empresa FormLabs®, que simula la resistencia y la rigidez del polietileno. Se ha analizado la influencia de la orientación de los planos impresión, considerando probetas a 0°, 45° y 90°. Además, se han llevado a cabo ensayos de caracterización a tracción simple, lo que ha permitido ajustar el comportamiento mecánico del material a un modelo constitutivo hiperelástico que permita su implementación en softwares de Elementos Finitos.

2. CARACTERIZACIÓN MECÁNICA

Los ensayos de caracterización se han realizado de acuerdo a las indicaciones de la norma ASTM D638-14 [11], realizando ensayos de tracción simple sobre probetas de geometría Tipo IV (ver figura 1).

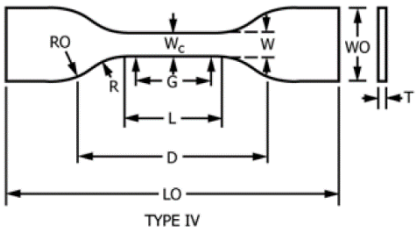


Figura 1. Geometría de probetas tipo hueso para ensayos de caracterización mecánica [11].

En la anterior figura, se pueden apreciar todas las dimensiones que definen las probetas fabricadas, siendo G la distancia inicial a la que se coloca el extensómetro empleado para medir el alargamiento, y D la longitud efectiva de probeta que queda libre una vez colocada entre las mordazas que realizarán la tracción. Todas estas dimensiones se recogen en la tabla 1.

Tabla 1. Descripción de dimensiones para probetas TipoIV [9].

$\boldsymbol{W \approx W_C}$	6 mm
$\boldsymbol{L}$	33 mm
$\boldsymbol{WO}$	19 mm
$\boldsymbol{LO}$	115 mm
$\boldsymbol{G}$	25 mm
$\boldsymbol{D}$	65 mm
$\boldsymbol{R}$	14 mm
$\boldsymbol{RO}$	25 mm
$\boldsymbol{T}$	3.5 mm

Tal y como se ha comentado anteriormente, el material analizado será el denominado como *Durable Resin* de la empresa FormLabs®, empleando para su fabricación la impresora *Form 3* de la misma empresa. Para llegar a obtener la pieza en su estado final, primero es necesario disponer de su geometría en un fichero STL (Standard Tessellation Language), que será utilizado por el software de impresión (PreForm) para poder definir determinados parámetros como el espesor de capa (en este trabajo se ha fijado un espesor de capa de 50 µm), la orientación de impresión, así como la disposición de los soportes que deberán permitir la correcta sujeción de las probetas durante el proceso, sin comprometer su integridad, apariencia y usabilidad final.

Para estudiar la influencia de la orientación de impresión en las propiedades mecánicas del material, se han fabricado probetas con tres orientaciones distintas: 0º, 45º y 90º, tal y como se muestra en la figura 2.

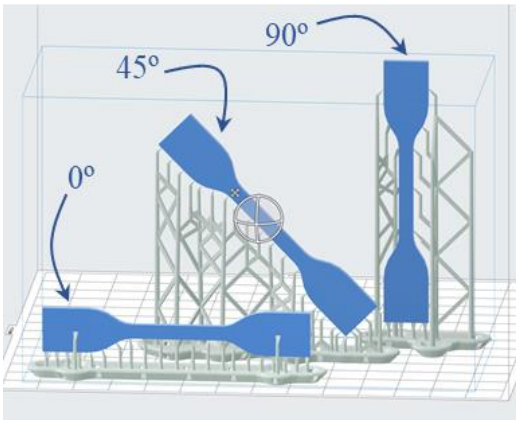


Figura 2. Orientaciones consideradas para las probetas de tracción simple. Imágenes correspondientes al software de impresión PreForm.

Durante el proceso de impresión, el material base se almacena en fase líquida y se calienta en un depósito situado en la zona de impresión, por encima del conjunto de lentes y espejos. La impresora utiliza un láser ultravioleta (UV) de alta potencia para polimerizar selectivamente la resina de curado UV capa por capa. Una vez finalizado el proceso de impresión, la probeta se introduce en un baño de solución de isopropanol para separar de la muestra los restos de resina no curados, durante el tiempo fijado por el fabricante. Más adelante,

la probeta puede poscurarse mediante un dispositivo de calentamiento ultravioleta que proporciona temperatura y radiación UV para endurecer el material aumentando su grado de polimerización y generando el entrecruzamiento de las cadenas poliméricas. Tanto la temperatura como el tiempo necesarios para el curado, viene definido por el fabricante de la resina, siendo necesarios en este caso una temperatura de 60º durante 60 minutos. En la figura 3 se puede observar el resultado final de todo el proceso, antes y después de retirar los soportes.

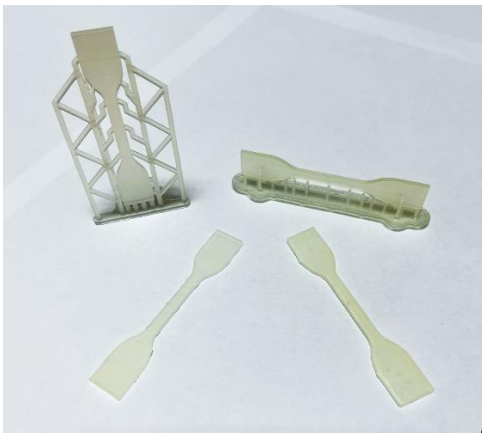


Figura 3. Ejemplo de probetas impresas en Durable Resin para ensayos de tracción uniaxial, antes y después de la retirada de los soportes.

Los ensayos de tracción simple se han llevado a cabo en una máquina universal de ensayos *Instron Series 3400*, equipada con una célula de carga de 10 kN, y realizando un mínimo de 5 ensayos por cada una de las orientaciones estudiadas, a una velocidad de 5 mm/min y 23ºC de temperatura ambiente. Los resultados obtenidos para cada una de las direcciones de impresión analizadas, se recogen en la figura 4, donde se representan las curvas promedio de las 5 probetas ensayadas por cada configuración.

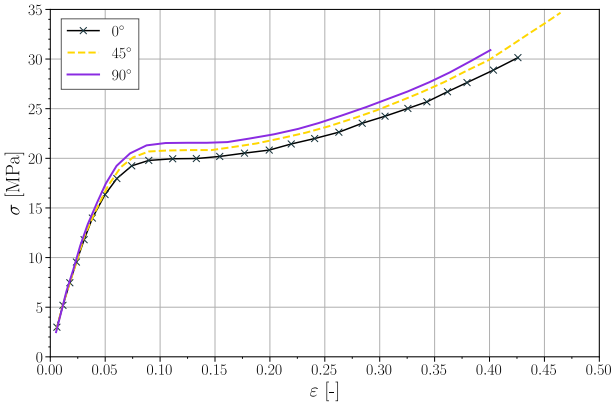


Figura 4. Curvas tensión-deformación obtenidas de los ensayos de tracción uniaxial.

Se puede comprobar que, efectivamente, la anisotropía que caracteriza a las piezas impresas por FDM se reduce considerablemente al emplear la técnica de estereolitografía de baja fuerza, observándose pequeñas diferencias una vez se sobrepasa el valor del límite elástico del material.

De los ensayos de caracterización se puede concluir que el valor del Módulo de Elasticidad del material es aproximadamente $\boldsymbol{E = 362.5\ MPa}$, el valor del límite elástico es $\boldsymbol{\sigma_Y = 20\ MPa}$, y el del coeficiente de Poisson $\boldsymbol{\nu = 0.35}$.

Adicionalmente, se han empleado las curvas tensión-deformación recogidas en la figura 4, para ajustar el comportamiento del material a un modelo constitutivo hiperelástico, característico de los materiales poliméricos. Concretamente, se ha considerado el modelo constitutivo de López-Pamíes [12], que reproduce de manera precisa un amplio rango de modos de deformación. La función de energía de dicho modelo viene dada por

$$\Psi = \sum_{k=1}^{n} \frac{3^{1-\alpha_k}}{2\alpha_k} G_k \left(I_{1,k}^{\alpha_k} - 3^{\alpha_k}\right) \qquad (1)$$

donde n es el orden del modelo, es decir, el número de términos constitutivos que lo componen; y $I_1 = tr(\mathbf{F^T F})$. G_k y α_k son parámetros del material, donde es importante destacar que $\sum_{k=1}^{n} G_k$ indica el Módulo de cortadura del mismo. El primer tensor de tensiones de Piola-Kirchhoff, considerando la condición de incompresibilidad, se puede definir como

$$\mathbf{P} = \frac{\partial \Psi}{\partial \mathbf{F}} - p\mathbf{F}^{-T} = \sum_{k=1}^{n} 3^{1-\alpha_k} G_k I_{1,k}^{\alpha_k - 1}\mathbf{F} - p\mathbf{F}^{-T} \qquad (2)$$

Teniendo en cuenta que la relación entre el primer tensor de tensiones de Piola-Kirchhoff, y el tensor de tensiones de Cauchy viene dada por

$$\sigma = J_F^{-1}\mathbf{P}\mathbf{F}^T \qquad (3)$$

siendo J_F el determinante del tensor gradiente de deformación **F**, el tensor de tensiones de Cauchy se puede expresar finalmente como

$$\sigma = \sum_{k=1}^{n} 3^{1-\alpha_k} G_k \left(I_{1,k}^{\alpha_k - 1}\mathbf{F}\mathbf{F}^T\right) - p\mathbf{I} \qquad (4)$$

donde **I** es la matriz identidad.

De esta forma, tras realizar el ajuste de los resultados experimentales llevados a cabo, se determina que los valores de los parámetros que definen el modelo de López-Pamíes recogido en la expresión (4) para el material analizado son los recogidos en la tabla 2.

Tabla 2. Parámetros constitutivos del modelo de López-Pamíes para el material Durable Resin.

G_1	18.6 MPa
G_2	11.74 MPa
G_3	38.87 MPa
α_1	-31.03
α_2	0.9894
α_3	-154.7

3. CÁLCULO DE LA TENACIDAD A FRACTURA

En esta sección se ha llevado a cabo el cálculo de la Tenacidad de Fractura (valor crítico del Factor de Intensidad de Tensiones) del material analizado K_{Ic}, así como el valor de la Tasa de Liberación de Energía Crítica G_{Ic} en el instante de inicio de la fractura; ambos en Modo I de deformación, o modo de apertura.

Dicho cálculo se ha realizado de acuerdo a la norma ASTM D5045-99 [13], empleando la geometría de probeta compacta que se recoge en la figura 5, cuyas dimensiones son: $W = 40\ mm$, $a = 19\ mm$, $d = 2\ mm$ y $B = 10\ mm$.

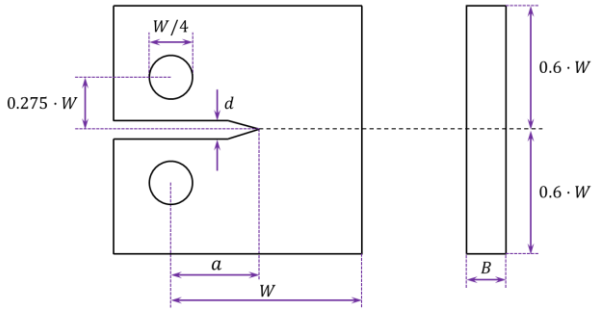


Figura 5. Geometría de probeta compacta empleada en al cálculo de la Tenacidad de Fractura [13].

Al igual que en el caso de los ensayos de caracterización descritos en la sección anterior, y aún habiendo comprobado que la dirección de impresión no ha influido en las propiedades mecánicas obtenidas, se ha optado por analizar probetas compactas imprimidas de acuerdo a tres planos de impresión diferentes definidos por el ángulo que forma la base de impresión con el plano de la entalla inicial, siendo de nuevo dichos ángulos 0º, 45º y 90º (ver figura 6).

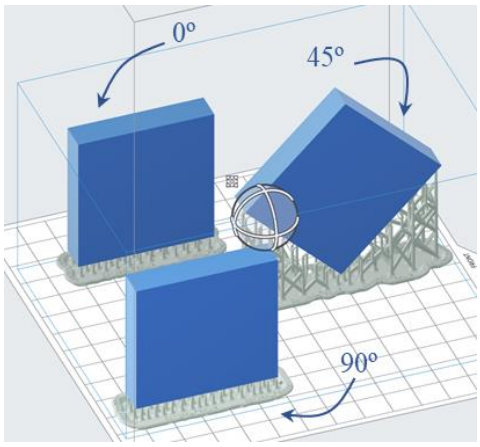


Figura 6. Orientaciones consideradas para las probetas compactas. Imágenes correspondientes al software de impresión PreForm.

Una vez imprimidas, las probetas han sido sometidas a un proceso de mecanizado para generar una entalla inicial afilada, tal y como se recoge en la figura 7, estableciendo un radio de acuerdo inicial en el extremo de la entalla de 0.5 mm.

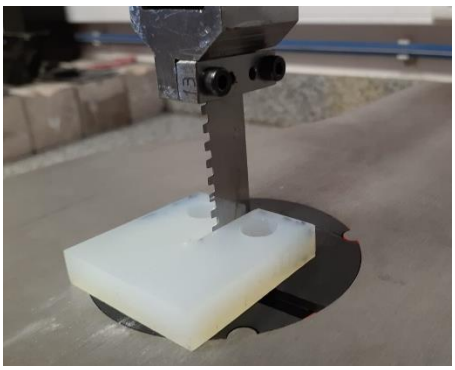


Figura 7. Proceso de prefisuración de las probetas compactas.

Los ensayos de tracción compacta se han realizado en una máquina universal de ensayos *Instron 8800* a una velocidad de 10 mm/min, a 23ºC de temperatura ambiente, y con una repetitividad de 3 probetas por cada inclinación considerada, obteniendo un registro de carga aplicada frente al desplazamiento de los puntos de aplicación de la misma. En la figura 8 se muestran los resultados obtenidos para 3 de las probetas compactas ensayadas, con las tres direcciones de impresión consideradas, pudiéndose nuevamente observar como la orientación de impresión no influye en demasía en los resultados obtenidos.

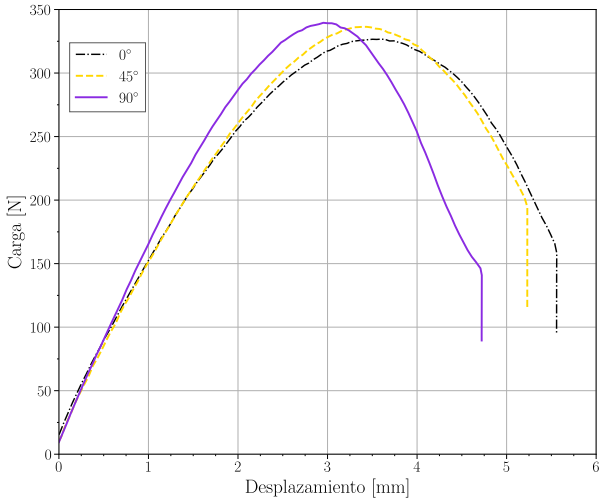


Figura 8. Curvas fuerza-desplazamiento obtenidas de los ensayos de tracción compacta.

A partir de los registros anteriores, es posible determinar el valor de la Tenacidad de Fractura del material, de acuerdo a la siguiente expresión

$$K_Q = \left(\frac{P_Q}{BW^{1/2}}\right) f(x) \tag{5}$$

donde la función $f(x)$, con $x = a/W$, viene dada por

$$f(x) = 6x^{1/2}\,\frac{[1.99 - x(1-x)(2.15 - 3.93x + 2.7x^2)]}{(1+2x)(1-x)^{3/2}} \tag{6}$$

y P_Q se determina estableciendo el punto de corte entre la curva fuerza-desplazamiento obtenida anteriormente y una recta con una pendiente 5% menor que la pendiente del tramo inicial de dicha curva, comprobando en todos los casos que se cumple la condición $P_{max}/P_Q < 1.1$ para dar por válido el ensayo.

Por último, debe comprobarse que el valor de la expresión

$$2.5\left(K_Q/\sigma_Y\right)^2 \tag{7}$$

siendo σ_Y el valor del límite elástico del material, es menor que el espesor de la probeta B, menor que la longitud de entalla inicial a, y menor que el valor del ligamento $(W - a)$. De esta forma, tras evaluar dicha validez, se puede establecer finalmente K_Q como el valor de la Tenacidad de Fractura del material: $K_Q = K_{Ic}$.

En la tabla 3 se muestran los resultados obtenidos para cada uno de los ensayos realizados, así como el valor promedio de K_{Ic} para cada una de las orientaciones de impresión consideradas, pudiendo establecer un valor promedio final de $\boldsymbol{K_{Ic} = 1.2\ MPa \cdot m^{1/2}}$ y una desviación estándar máxima de 0.04.

Tabla 3. Valores de la Tenacidad de Fractura del material Durable Resin obtenidos experimentalmente, para cada una de las orientaciones consideradas, expresados en MPa·m$^{1/2}$.

Nº de probeta	0º	45º	90º
1	1.23	1.14	1.25
2	1.18	1.18	1.18
3	1.24	1.22	1.18
Promedio	**1.22**	**1.18**	**1.21**
Desv. Estándar	**0.031**	**0.040**	**0.039**

Por último, para el cálculo de la Tasa de Liberación de Energía Crítica G_{Ic} en el instante de inicio de la fractura, se hace uso de la siguiente relación

$$G_{Ic} = \frac{(1-\nu^2)K_{Ic}^2}{E} \tag{8}$$

obteniendo de esta manera los valores de G_{Ic} para cada una de las probetas ensayadas y sus valores promedios, todos ellos recogidos en la tabla 4, resultando finalmente un valor promedio final de $\boldsymbol{G_{Ic} = 3.5\ J/m^2}$ y una desviación estándar máxima de 0.234.

Tabla 4. Valores de la Tasa de Liberación de Energía Crítica del material Durable Resin obtenidos experimentalmente, para cada una de las orientaciones consideradas, expresados en J/m^2.

Nº de probeta	0º	45º	90º
1	3.67	3.16	3.79
2	3.38	3.35	3.38
3	3.72	3.62	3.38
Promedio	**3.59**	**3.38**	**3.52**
Desv. Estándar	**0.184**	**0.232**	**0.234**

4. CONCLUSIONES

En este trabajo se presentaron los resultados de pruebas de Tenacidad de Fractura realizadas en probetas compactas de *Durable Resin* fabricadas mediante estereolitografía de baja fuerza.

Se realizaron ensayos de tenacidad sobre probetas compactas siguiendo la normativa ASTM D5045-99, fabricadas con diferentes orientaciones de impresión. A partir de los ensayos realizados se ha obtenido un valor promedio de Tenacidad de Fractura de $\boldsymbol{K_{Ic} = 1.2\ MPa \cdot m^{1/2}}$, y una Tasa de Liberación de Energía Crítica promedio de $\boldsymbol{G_{Ic} = 3.5\ J/m^2}$, para ambos parámetros la desviación estándar ha sido inferior al 10%.

Además, se llevaron a cabo ensayos experimentales de caracterización, concretamente de tracción simple según la norma ASTM D638, obteniendo como valor del Módulo de Elasticidad del material $\boldsymbol{E = 362.5\ MPa}$, un valor del límite elástico de $\boldsymbol{\sigma_Y = 20\ MPa}$, y un valor del

coeficiente de Poisson de $\boldsymbol{\nu = 0.35}$. Adicionalmente, se ha realizado un ajuste de la respuesta mecánica del material a un modelo constitutivo hiperelástico, característico de los materiales poliméricos, concretamente, el modelo constitutivo de López-Pamíes, con el objetivo de facilitar la implementación del material analizado en códigos de Elementos Finitos.

Los resultados de este trabajo mostraron que, para esta técnica de fabricación aditiva, la tenacidad de fractura, la tasa de liberación de energía, el módulo de Young, y la tensión de fluencia, no se ven afectados por la orientación de la impresión.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al Ministerio de Ciencia e Innovación del Gobierno de España por la financiación aportada a través del Proyecto PID2020-117894GA-I00, y al Consejo Nacional de Investigaciones Científicas y Técnicas de la República Argentina a través del Proyecto de Investigación Plurianual PIP2020-11220200101717CO.

REFERENCIAS

[1] K. DePalma, M.R. Walluk, A. Murtaugh, J. Hilton, S. McConky, B. Hilton, Assessment of 3D printing using fused deposition modeling and selective laser sintering for a circular economy, Journal of Cleaner Production. 264 (2020) 121567.

[2] M. Pagac, J. Hajnus, Q.P. Ma, L. Jancar, J. Jansa, P. Stefek, J. Mesicek, A Review of Vat Photopolymerization Technology: Materials, Applications, Challenges, and Future Trends of 3D Printing, Polymers. 13 (2021) 598.

[3] N. Aliheidari, R. Tripuraneni, A. Ameli, S. Nadimpalli, Fracture resistance measurement of fused deposition modeling 3D printed polymers, Polymer Testing. 60 (2017) 94–101.

[4] S. Li, S. Yuan, J. Zhu, C. Wang, J. Li, W. Zhang, Additive manufacturing-driven design optimization: Building direction and structural topology, Additive Manufacturing. 36 (2020) 101406.

[5] J. Martín-Montal, J. Pernas-Sánchez, D. Varas, Experimental Characterization Framework for SLA Additive Manufacturing Materials, Polymers. 13 (2021) 1147.

[6] C. Perez-Garcia, J. Aranda-Ruiz, R. Zaera, D. Garcia-Gonzalez, Beam formulation and FE framework for architected structures under finite deformations, European Journal of Mechanics / A Solids. 96 (2022) 104706.

[7] M. Braun, I. Iváñez, Numerical study of damaged micro-lattice blocks subjected to uniaxial compressive loading, Extreme Mechanics Letters. 39 (2020) 100821.

[8] M. Braun, I. Iváñez, J. Aranda-Ruiz, Numerical analysis of the dynamic frequency responses of damaged micro-lattice core sandwich plates, The Journal of Strain Analysis for Engineering Design. 55 (2020) 31-41.

[9] S. Garzon-Hernandez, D. Garcia-Gonzalez, A. Jerusalem, A. Arias, Design of FDM 3D printed polymers: An experimental-modelling methodology for the prediction of mechanical properties, Materials & Design. 188 (2020) 108414.

[10] S. Zakeri, M. Vippola, E. Levänen, A comprehensive review of the photopolymerization of ceramic resins used in stereolithography, Additive Manufacturing. 35 (2020) 101177.

[11] ASTM D638-14 Standard Test Method for Tensile Properties of Plastics, ASTM International (2022), consultado el 25 de febrero de 2023, https://www.astm.org/d0638-14.html.

[12] O. Lopez-Pamies, A new I_1-based hyperelastic model for rubber elastic materials, Comptes Rendus Mécanique. 338 (2010) 3-11.

[13] ASTM D5045-99 Standard Test Methods for Plane-Strain Fracture Toughness and Strain Energy Release Rate of Plastic Materials, ASTM International (2022), consultado el 25 de febrero de 2023, https://www.astm.org/d5045-14r22.html.

ESTUDIO DE LA FRACTURA A COMPRESIÓN DE HUESO TRABECULAR SANO, OSTEOPORÓTICO Y ARTRÓSICO PROCEDENTE DE CABEZAS FEMORALES HUMANAS

R. Megías[1*], R. Belda[1,2], A. Vercher-Martínez[1], E. Giner[1]

[1] Instituto de Ingeniería Mecánica y Biomecánica – I2MB, Dpto. de Ingeniería Mecánica y de Materiales, Universitat Politècnica de València. Camino de Vera, 46022, València, España.
[2] Departamento de Ingeniería Mecánica, Universidad Carlos III Madrid. Avda. de la Universidad 30, Leganés, 28911, Madrid, España.
[*] Persona de contacto: ramedia@upv.es

RESUMEN

En el presente trabajo, se ha estudiado el comportamiento mecánico del hueso trabecular mediante la realización de ensayos experimentales de muestras a compresión y sus modelos de elementos finitos. Las muestras proceden de cabezas femorales humanas divididas en tres grupos de estudio que son grupo sano (GS), grupo osteoporótico (GO) y grupo artrósico (GA). Las muestras óseas se han ensayado en la dirección estimada más rígida y se han sometido a cargas de compresión cuasiestática hasta producir la fractura. La respuesta obtenida en los ensayos experimentales ha permitido calibrar los modelos numéricos, pudiendo estimar el módulo de Young del tejido óseo y las propiedades de fallo de las muestras. Los resultados experimentales revelan que los huesos sanos soportan un 52 % más de carga que el hueso osteoporótico y la deformación a la que se obtiene la tensión máxima es un 33 % mayor en el hueso sano que en el hueso osteoporótico. Las muestras artrósicas se encuentran en un nivel intermedio entre ambos grupos, estando más cerca de los valores osteoporóticos que de los sanos, lo que nos indica que los huesos con patologías soportan menores niveles de carga y deformación que los huesos sanos. Las calibraciones de los modelos numéricos proporcionan unos valores de deformación de inicio ε_y de fallo y de fallo completo ε_f similares para las muestras con patologías, siendo diferente para las muestras sanas. Por lo tanto, para simular la fractura de una muestra ósea con osteoporosis se ha de considerar unas propiedades de fallo distintas, que resultan en un comportamiento más frágil que en un hueso sano. Este trabajo ha permitido cuantificar estos valores e identificar, como causa de las diferencias, las características morfométricas típicas de la microestructura de hueso trabecular no sano.

PALABRAS CLAVE: Hueso trabecular, Osteoporosis, Fractura, Fallo a compresión, Elementos finitos

ABSTRACT

In the present work, the mechanical behaviour of trabecular bone has been studied using experimental compression tests and finite element models. The samples were obtained from human femoral heads which are divided into three groups: healthy group (GS), osteoporotic group (GO) and arthrosis group (GA). Bones have been tested in the estimated stiffest direction and they have undergone quasistatic compression loads until fracture. The recorded response in the experimental tests has enabled the calibration of the numerical models, being able to estimate bone tissue Young's modulus and failure properties. Experimental results reveal that healthy bones withstand 52 % more load than osteoporotic bones and the strain at which the maximum stress is obtained is 33 % greater in healthy bones than in osteoporotic bones. Arthrosic samples are at an intermediate level between the other two groups, being closer to the osteoporotic values than the healthy ones, which indicates that bones with pathologies withstand lower load levels. The calibration of the numerical models shows similar values for the failure onset strain ε_y and the final failure strain ε_f for pathological specimens, being different for healthy samples. Therefore, fracture simulation of an osteoporotic specimen needs the consideration of different failure properties, which result in a more brittle behaviour. This work quantifies these values and concludes that the cause of the differences is the morphometric features of the microstructure of non-healthy trabecular bone.

KEYWORDS: Cancellous bone, Osteoporosis, Fracture, Compression failure, Finite elements

1. INTRODUCCIÓN

En la actualidad, la esperanza de vida ha aumentado notablemente y como resultado se tiene una población cada vez más envejecida. Por este motivo, hay que convivir con más enfermedades relacionadas con la edad, siendo muchas de ellas patologías asociadas a los huesos tales como la osteoporosis, la artritis reumatoide o la artrosis. Todas estas enfermedades tienen en común la afección no traumática del sistema locomotor, como son los músculos, los huesos o las articulaciones.

Una de las enfermedades óseas que más prevalece en la población es la osteoporosis [1]. Esta patología consiste en un balance negativo del ciclo de remodelación ósea provocando la pérdida de masa ósea y aumentando la fragilidad del hueso. Debido a las condiciones del hueso de las personas que padecen esta enfermedad, la probabilidad que tienen de padecer una fractura es elevada. Otra de las enfermedades óseas que está muy presente en la población es la artrosis, una enfermedad crónica, reumática y degenerativa de curso progresivo y que se origina cuando el cartílago que se encuentra en el interior de las articulaciones para protegerlas se desgasta [2].

Además de los problemas físicos que sufren los pacientes, también hay que tener en cuenta los costes asociados a este tipo de enfermedades como son las cirugías, las estancias de hospitalización, la rehabilitación, la medicación y un largo etc., que supone un gran presupuesto destinado a cubrir estos gastos. Por todos estos motivos, surge la necesidad de estudiar en profundidad el comportamiento mecánico del hueso, para así poder diagnosticar y tratar estas enfermedades en etapas tempranas y poder evitar futuras fracturas con todos los daños y costes que suponen.

La estructura ósea tiene un papel muy significativo en el comportamiento mecánico del hueso, por lo que en los últimos años muchos investigadores, como Ding y Overgaard, se han dedicado a estudiar la morfometría del hueso tanto sano como enfermo [3,4].

En estos trabajos se estudian distintos parámetros morfométricos, como la fracción en volumen, el espesor trabecular medio, el grado de anisotropía, la conectividad o la separación trabecular, que son características propias de la arquitectura de las muestras óseas estudiadas.

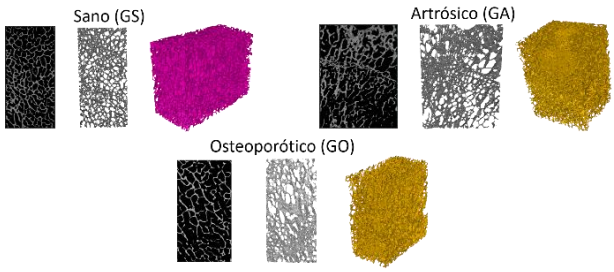


Figura 1. Muestras de hueso trabecular divididas en tres grupos de estudio: sano, artrósico y osteoporótico.

Además, también se analizan los resultados obtenidos de módulo de Young o tensión y deformación última, que revelan información sobre el nivel de carga que puede soportar un hueso sano o uno osteoporótico o artrósico y, de este modo, conocer las capacidades del hueso de las personas que padecen estas enfermedades. Aún con este conocimiento, todavía hoy en día es un reto poder llevar estos conocimientos a la clínica y poder diagnosticar en etapas tempranas la enfermedad con el objetivo de poder predecir la fractura de los huesos enfermos.

En el presente trabajo, se estudia la respuesta a compresión del hueso trabecular procedente de cabezas femorales humanas. Las muestras analizadas están divididas en tres grupos de estudio que son sano, osteoporótico y artrósico (figura 1) en función de si tienen o no patología y cuál es. Con este estudio se pretende analizar el comportamiento mecánico de los distintos huesos y estimar los niveles de carga que soportan para poder evaluar la fractura en cada uno de los casos.

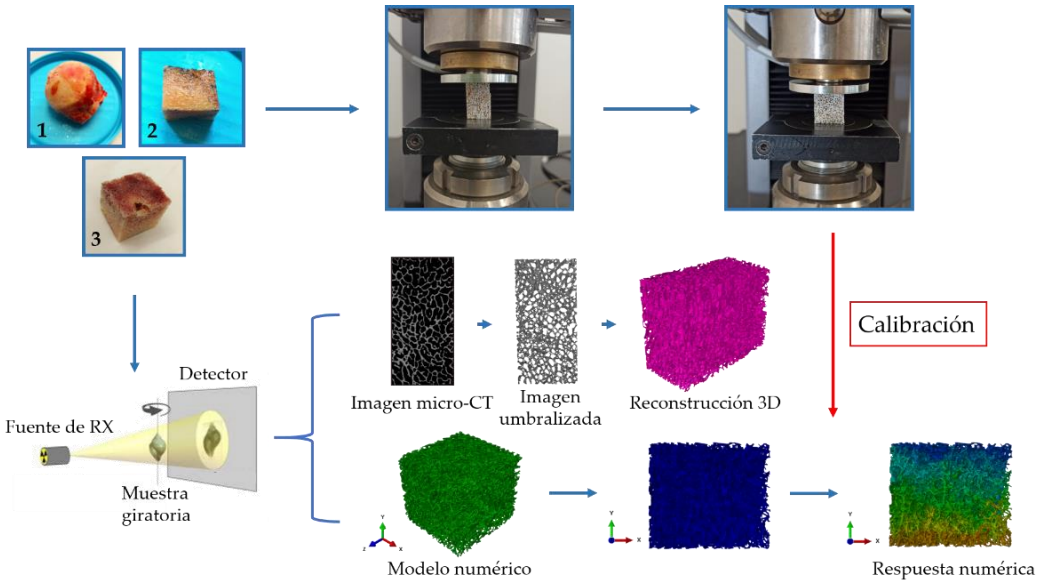


Figura 2. Esquema del procedimiento seguido para estudiar el comportamiento mecánico de las muestras.

2. MATERIALES Y MÉTODOS

En el presente trabajo se estudia la respuesta mecánica de muestras de hueso trabecular de cabezas femorales humanas extraídas durante la cirugía de artroplastia total de cadera en el Hospital Universitario Infanta Leonor de Madrid. Para ello, se han escaneado las muestras mediante micro-CT, se han segmentado las imágenes y se han generado modelos de elementos finitos. Se han realizado ensayos experimentales sometiendo las muestras a cargas de compresión cuasiestática. Con la respuesta experimental y los modelos numéricos se ha procedido a calibrar las propiedades elásticas y de fractura de las muestras de hueso trabecular. El procedimiento seguido para realizar este trabajo se muestra en la figura 2.

2.1. Muestras de hueso trabecular humano

En este estudio se han analizado muestras de hueso trabecular procedente de cabezas femorales humanas. Se han establecido tres grupos de estudio que son osteoporótico (GO), sano (GS) y artrósico (GA), ver figura 1. El número total de muestras ensayadas es de 18, siendo 8 muestras del grupo artrósico (GA), 8 muestras del grupo osteoporótico (GO) y 2 muestras del grupo sano (GS). Se han calibrado los modelos numéricos de tres muestras, una de cada uno de los grupos de estudio.

Para obtener las muestras de hueso trabecular, se realizan diversos cortes para eliminar todo el hueso cortical de la parte más exterior de las cabezas femorales (ver figura 3a). A continuación, se realizan una serie de cortes para poder obtener las muestras de hueso trabecular con las caras paralelas por pares, tal y como se muestra en la figura 3b.

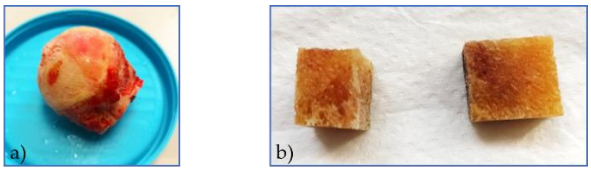


Figura 3. a) Cabeza femoral extraída en cirugía de artroplastia total de cadera y b) muestras de hueso trabecular preparadas para su análisis.

Con el objetivo de disponer de la caracterización 3D de la microestructura ósea y poder generar modelos de elementos finitos de alta resolución de cada una de las muestras, se han escaneado mediante la técnica micro-CT. Para ello, se ha utilizado el servicio de micro-CT de la Estación de Bioloxía Mariña de A Graña (Universidad de Santiago de Compostela), cuyo escáner es un Skyscan1172 (Bruker, Kontig, Bélgica), consiguiendo imágenes con una resolución isótropa de 13.58 μm (voltaje 100 kV, intensidad 100 μA, filtro de Al/Cu). Finalmente, las imágenes obtenidas fueron segmentadas utilizando un procedimiento de umbralización manual global (ScanIP, Simpleware, UK).

2.2. Ensayo cusiestático de compresión

Tras el escaneado micro-CT, las muestras de hueso trabecular de los diferentes grupos de estudio se sometieron a cargas cuasiestáticas de compresión utilizando control en desplazamientos a una velocidad de 1 mm/min. Los ensayos experimentales se llevaron a cabo en una máquina de ensayos electromecánica (MTS Criterion C42, MTS Systems, USA) utilizando un plato de compresión basculante que permite adaptarse a los pequeños desniveles entre las caras de la muestra evitando concentradores de tensiones, tal y como se muestra en la figura 4. El desplazamiento entre los platos de compresión se ha medido utilizando un deflectómetro de contacto (MTS ref.:632.06H-20) que está fijado al plato superior mediante un utillaje.

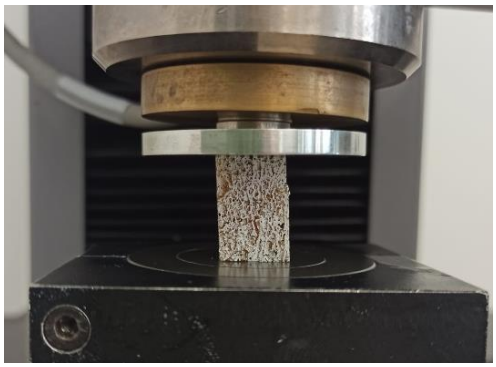


Figura 4. Configuración utilizada en la máquina electromecánica para realizar los ensayos de compresión, donde se aprecia el plato basculante.

El ensayo experimental se ha realizado en la dirección más rígida de cada una de las muestras. En cada ensayo, se aplicó una precarga de 20 N registrando el desplazamiento del deflectómetro de contacto u y la fuerza que aplica la máquina de ensayos sobre la muestra F con una frecuencia de adquisición de los datos de 10 Hz.

A partir de la respuesta registrada obtenemos la curva tensión – deformación que permite estudiar el comportamiento de las muestras óseas. De cada ensayo, se estima el módulo de elasticidad aparente a compresión (E_{app}) y la tensión y la deformación en el punto último (σ_f, ε_f), que se utilizarán para calibrar los modelos de elementos finitos desarrollados. En este trabajo, distinguiremos entre módulo de elasticidad aparente E_{app} (global de la muestra y que por tanto tiene en cuenta la morfometría microestructural) y el módulo de elasticidad de tejido E_{tej} (el propio del material; en nuestro caso el tejido óseo trabecular).

2.3. Modelo numérico y criterio de fallo

Tras realizar la segmentación de las imágenes micro-CT, se generaron los modelos de elementos finitos (ScanIP, Simpleware, UK) utilizando tetraedros cuadráticos (tipo de elemento C3D10 en Abaqus), resultando en modelos

numéricos que tienen entre 7,3 y 10,3 millones de elementos, como el que se muestra en la figura 5a.

Los modelos de elementos finitos se han simulado en el software Abaqus/Standard 6.14 (SIMULIA, Dassault Systèmes, Vélizy-Villacoublay, Francia). Del mismo modo que en los ensayos experimentales, los modelos numéricos se han sometido a estados de carga cuasiestática de compresión con control de desplazamiento, el resultado de la compresión es el mostrado en la figura 5b.

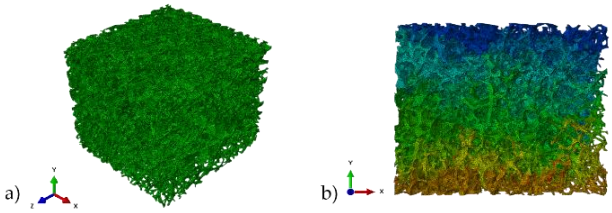


Figura 5. a) Modelo de elementos finitos de una muestra de hueso trabecular procedente de una cabeza femoral humana y b) campo de desplazamientos tras aplicar la carga de compresión en el modelo numérico.

En este trabajo, se ha estudiado el comportamiento a compresión hasta la fractura en la dirección estimada más rígida de muestras de hueso trabecular procedentes de cabezas femorales humanas. Para realizar la calibración, en los modelos numéricos se han utilizado propiedades isótropas calculando a partir de la reproducción de los ensayos a compresión el módulo de Young del tejido óseo.

Respecto a la evaluación del daño, en este trabajo se ha utilizado un criterio de fallo que se define mediante la deformación equivalente, siguiendo la expresión de la ecuación (1). La respuesta no lineal de la muestra una vez ha comenzado el fallo se reproduce utilizando un criterio de fallo de degradación de las propiedades elásticas del hueso.

$$\varepsilon_{eq} = \sqrt{\frac{2}{3}\varepsilon_{ij}\varepsilon_{ij}} \qquad (1)$$

En régimen cuasiestático, la expresión isótropa que define la elasticidad en el marco de la mecánica del daño continuo se expresa mediante la expresión (2).

$$\sigma_{ij} = (1 - D)C_{ijkl}\varepsilon_{kl} \qquad (2)$$

donde D es la variable de daño, ε_{kl} y σ_{ij} son los tensores de deformaciones y tensiones y C_{ijkl} es el tensor de rigidez del material. Una vez se ha producido el fallo, se asume que la variable de daño D evoluciona siguiendo la ecuación (3) [5,6].

$$D = \begin{cases} 0 & \varepsilon_{eq} \leq \varepsilon_y \\ Dc\left(\dfrac{\varepsilon_{eq}}{\varepsilon_f}\right)^n & \varepsilon_y < \varepsilon_{eq} < \varepsilon_f \\ Dc & \varepsilon_{eq} \geq \varepsilon_f \end{cases} \qquad (3)$$

donde n=2 y el valor de D_c debe ser calibrado en los modelos de elementos finitos.

3. RESULTADOS

3.1. Respuesta experimental obtenida en los ensayos

Los resultados experimentales de este apartado se corresponden con la respuesta obtenida al someter las muestras de hueso trabecular a cargas de compresión cuasiestáticas. Los resultados más relevantes de estos ensayos experimentales, como son la tensión máxima, la deformación a la que se obtiene la tensión máxima y el módulo de Young aparente, se presentan en la tabla 1.

Tabla 1. Resultados promedio de la tensión máxima (σ_f), deformación a la tensión máxima (ε_f) y el módulo de elasticidad aparente (E_{app}) a compresión para cada uno de los tres grupos de estudio.

	GS	**GA**	**GO**
σ_f (MPa)	12.44±1.96	9.20±3.64	5.97±1.63
ε_f (-)	0.0264±0.007	0.0198±0.008	0.0178±0.004
E_{app} (MPa)	940.60±641.4	979.13±251.3	712.62±360.2

Respecto a la tensión máxima obtenida en cada grupo, las muestras que mayor valor presentan son las que pertenecen al grupo sano. Las muestras osteoporóticas son las que soportan menor nivel de carga, alrededor de un 52 % menos de carga, lo que parece lógico teniendo en cuenta que la arquitectura ósea de estas muestras está bastante degradada, tanto por la porosidad como la pérdida de masa ósea debidas a la enfermedad. En relación a la deformación a la que se obtiene la carga máxima, se puede observar como de nuevo las muestras sanas son las que alcanzan mayor deformación para el nivel de carga máximo. De igual modo, las muestras osteoporóticas son las que poseen un nivel menor de deformación para la carga máxima, un 33 % menos que en las sanas. Tanto la tensión máxima como la deformación a la que se obtiene el nivel de carga máximo, las muestras del grupo artrósico presentan valores intermedios entre las muestras sanas y las osteoporóticas encontrándose más cerca de los valores del grupo GO que del GS.

Finalmente, el módulo de elasticidad aparente sigue la misma tendencia, siendo los valores menores correspondientes a las muestras osteoporóticas y los valores más altos para las muestras sanas. De nuevo las muestras con artrosis están en un intervalo intermedio entre ambos grupos. Estos resultados indican que se puede distinguir entre grupo osteoporótico y sano mediante la simulación de la respuesta elástica. Además,

se observa una correlación entre la respuesta elástica y la carga de fallo, lo que permite predecirla disminuyendo las necesidades computacionales.

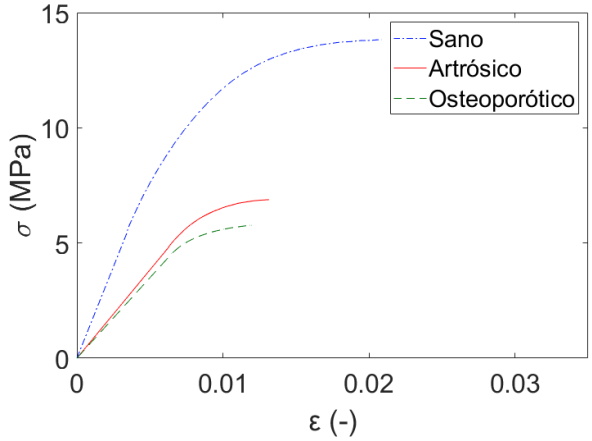


Figura 6. Ejemplo de respuesta experimental de tres muestras de hueso sano, hueso artrósico y hueso osteoporótico.

En la figura 6, se presenta la respuesta a compresión de tres de las muestras de hueso trabecular analizadas, una correspondiente a cada grupo de estudio. En esta gráfica se evidencian algunas de las tendencias ya presentadas en la tabla 1 (que considera los valores promedio) y que muestran la diferencia de comportamiento entre un hueso sano y un hueso con una patología, siendo más severa la osteoporosis que la artrosis. Por lo tanto, un hueso enfermo soportará menor nivel de carga y, por lo tanto, la probabilidad de sufrir una fractura será mayor que en un hueso sano que soporta un 52 % más de carga (en valor medio según las muestras evaluadas).

3.2. Calibración de los modelos de elementos finitos

En este apartado, se han calibrado tres muestras, una de cada uno de los grupos de estudio. En la tabla 2 se muestran los resultados obtenidos en la calibración de los modelos numéricos. Lo más notable que encontramos es que la deformación de inicio de fallo (ε_y) y de fallo final (ε_f) son iguales para los dos grupos con patología GO y GA. Para el grupo de hueso sano GS se tiene un valor inferior para la deformación de inicio de fallo (ε_y) y una deformación de fallo (ε_f) un 20 % superior a las muestras enfermas.

Tabla 2. Resultados de la deformación de inicio de fallo (ε_y), la deformación de fallo final (ε_f) y el módulo de Young del tejido (E_{tej}) para los tres grupos de estudio.

	GS	**GA**	**GO**
ε_y (-)	0.0045	0.0065	0.0065
ε_f (-)	0.025	0.020	0.020
E_{tej} (MPa)	15950.86	12745.431	14249.86

Hay que tener en cuenta que el comportamiento de los huesos es diferente y el valor de D_c utilizado para calibrar los modelos de elementos finitos no ha sido el mismo para el hueso sano, que para las dos muestras de hueso enfermo con el fin de reproducir el comportamiento experimental. Se ha observado que el hueso sano presenta un comportamiento más dúctil, por lo que puede soportar un nivel de deformaciones notablemente mayor antes de fracturarse. Sin embargo, los huesos osteoporóticos y artrósicos presentan un comportamiento más frágil, disminuyendo más abruptamente el nivel de carga tras alcanzar la tensión máxima, lo que hace que una sobrecarga sea más peligrosa que en el hueso sano.

Respecto al valor del módulo de Young calibrado para el tejido óseo (E_{tej}) se puede comprobar como no hay grandes diferencias entre grupos. Wu et al. [7] hacen una recopilación de valores de módulo de Young a nivel de tejido de diferentes localizaciones como fémur, tibia, cresta iliaca o vértebra. Algunos de los valores que presentan para fémur humano son entre 11.06 y 30.6 GPa [8]. Por lo tanto, podemos concluir que los valores E_{tej} inferidos en este estudio están dentro del rango de los valores de la literatura y que efectivamente, el módulo del tejido no es un valor determinante entre los diferentes grupos de estudio evaluados.

4. CONCLUSIONES

En el presente trabajo, se ha estudiado el comportamiento mecánico del hueso trabecular procedente de cabezas femorales. Se han analizado muestras con diferentes condiciones, teniendo un grupo de estudio de hueso sano (GS), un grupo de hueso osteoporótico (GO) y un grupo de hueso artrósico (GA). Se han sometido las muestras a cargas de compresión cuestiestáticas, en la dirección estimada como más rígida, hasta llegar a la fractura. Con la respuesta de los ensayos experimentales, se han calibrado tres modelos numéricos, uno de cada grupo de estudio, para poder obtener las propiedades elásticas y de fallo de los diferentes tipos de hueso trabecular.

En los resultados obtenidos de los ensayos experimentales se han observado claras diferencias en los niveles de carga que pueden soportar los huesos, soportando los huesos sanos hasta un 52 % más de carga que los huesos osteoporóticos. Siguiendo la misma línea, se ha observado una diferencia en el nivel de deformación a la que se obtiene la carga máxima, siendo un 33 % mayor la deformación de los huesos sanos que la de los huesos osteoporóticos. Respecto al grupo artrósico (GA), los resultados obtenidos quedan en un rango intermedio entre los huesos sanos y los osteoporóticos acercándose más a estos últimos. Los huesos que presentan una patología admiten menor nivel de carga y la probabilidad de fractura en las personas que padecen estas enfermedades es elevada.

Respecto a la calibración de los modelos de elementos finitos, se han obtenido los mismos valores tanto de

deformación de inicio de fallo como de fallo final para las muestras que presentan patologías, grupos GO y GA. Además, debido a que el comportamiento del hueso sano es diferente al del hueso enfermo, ha sido necesario penalizar el fallo del hueso sano de forma menos severa que en el caso del hueso osteoporótico y artrósico. Por lo tanto, se manifiesta una clara diferencia entre el hueso sano (comportamiento más dúctil) y los enfermos (fragilidad aumentada) en los valores de las deformaciones tanto de inicio del fallo como del fallo final.

Finalmente, si analizamos los resultados de los módulos de Young del tejido óseo observamos que no hay grandes diferencias entre los grupos y están dentro de los valores que encontramos en la literatura. Estos resultados implican que a nivel de tejido el grupo sano GS y patológicos GO, GA no tienen propiedades elásticas tan diferentes entre ellos en las muestras analizadas. Por lo tanto, las diferencias en el comportamiento mecánico, con aumento de la fragilidad por la patología, estaría controlada por los cambios en la arquitectura ósea. Esto se observa en los resultados experimentales, donde encontramos las variaciones entre tipos de huesos en las propiedades a nivel aparente. Por lo tanto, podemos concluir que la arquitectura ósea tiene un papel realmente importante en el comportamiento del hueso., Asimismo, a nivel de tejido, se observan valores de deformación de fallo diferentes. La degradación que sufre la estructura ósea a causa de estas enfermedades como la osteoporosis y la artrosis hacen que el hueso pierda propiedades resistentes, fenómeno evidenciado con los resultados obtenidos en este trabajo.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer la financiación recibida desde la GVA por el Plan FDEGENT 2018 GVA y por el programa PROMETEO 2021/046, y por los proyectos PID2020-118920RB-I00 y PID2020-118480RB-C21 y C22, financiado por MCIN/AEI/10.13039/5011000110 33 y por "FEDER Una manera de hacer Europa" y el proyecto PDC2021-121368-C21 y C22 financiado por MCIN/AEI/10.13039/501100011033 y por la "Unión Europea NextGenerationEU/PRTR".



REFERENCIAS

[1] Management of osteoporosis in postmenopausal women: the 2021 position statement of The North American Menopause Society, Menopause. 28 (9) (2021) 973–997.

[2] D.L. Gardner, The nature and causes of osteoarthrosis, Oral Maxillofac. Surg. Clin. North Am. 286 (1983) 418–424.

[3] M. Ding, S. Overgaard, 3-D microarchitectural properties and rod- and plate-like trabecular morphometric properties of femur head cancellous bone in patients with rheumatoid arthritis, osteoarthritis and osteoporosis, J. Orthop. Translat. 28 (2021) 159–168.

[4] M. Ding, S. Overgaard, Degeneration in global morphometry of cancellous bone in rheumatoid arthritis, osteoarthritis and osteoporosis of femoral heads are similar but more severe than aging, Calcif. Tissue. Int. 110 (2022) 57–64.

[5] R. Hambli, Micro-CT finite element model and experimental validation of trabecular bone damage and fracture, Bone. 56 (2013) 363–374.

[6] R. Belda, M. Palomar, J.L. Peris-Serra, A. Vercher, E. Giner, Compression failure characterization of cancellous bone combining experimental testing, digital image correlation and finite element modeling, Int. J. Mech. Sci. 165 (2020) 105213.

[7] D. Wu, P. Isaksson, S.J. Ferguson, C. Persson, Young's modulus of trabecular bone at the tissue level: A review, Acta Biomater. 78 (2018) 1-12.

[8] S. Hengsberger, A. Kulik, P. Zysset, Nanoindentation discriminates the elastic properties of individual human bone lamellae under dry and physiological conditions, Bone. 30 (1) (2002) 178-184.

SPT TO CHARACTERIZE CO-BASED COATINGS APPLIED BY LASER CLADDING

I. García[1*], T.E. García[1], J.G. Cabezas[1], R. Gonzalez [2], G. Álvarez[3], C. Rodríguez[3]

[1] Know-How Innovative Solutions & Manufacturing
Avda. De la Agricultura 16A, 33211 Gijón (Spain)
*E-mail: garciaines@khisgroup.com
[2]Department of Marine Science and Technology. University of OviedoBlasco de Garay, s/n 33203 Gijón, Spain
[3]SIMUMECAMAT Research group, Polytechnic Engineering School, University of Oviedo, Gijón 33203, Spain

RESUMEN

El objetivo de este trabajo ha sido evaluar la capacidad del ensayo miniatura de punzonado o SPT para caracterizar recubrimientos anti desgaste aplicados mediante la técnica láser cladding. Las probetas se fabricaron en condiciones de producción con un revestimiento duro a base de cobalto sobre un substrato de acero inoxidable 316L. Posteriormente, se obtuvieron mediante electroerosión muestras miniatura, para realizar ensayos de tracción y de SPT con la finalidad de determinar los coeficientes de ajuste para relacionar los parámetros obtenidos mediante SPT (límite elástico, σ_y y resistencia a la tracción, σ_u) con los obtenidos en los ensayos de resistencia a la tracción. Las propiedades mecánicas en el cladding se evaluaron tanto mediante ensayos de tracción como SPT, mientras que la interfase y material base fueron evaluados únicamente mediante SPT. Adicionalmente se realizó un completo estudio fractográfico para caracterizar los mecanismos de fractura. Los resultados obtenidos demuestran la capacidad del ensayo SPT para la caracterización de recubrimientos obtenidos mediante la técnica de láser cladding.

PALABRAS CLAVE: Láser cladding, SPT, fractura.

ABSTRACT

The aim of this work has been to evaluate the capacity of the SPT test to characterize anti-wear coatings applied by laser cladding. Samples were fabricated under production conditions with a cobalt-based hard facing over a 316L base metal. Subsequently, by EDM, miniature tensile samples and SPT samples were obtained, in order to determine the adjustment coefficients to relate the parameters obtained by SPT (elastic limit σ_y and ultimate tensile strength $\sigma_{u)}$ with those obtained in tensile strength tests traction. Mechanical properties were evaluated by SPT in the cladding, interface and base material. Additionally, a complete fractographic study was carried out to characterize the failure mechanisms. The results obtained are intended to demonstrate the capacity of this test methodology for the characterization of layers obtained by laser cladding.

KEYWORDS: Laser cladding, SPT, fracture.

1. INTRODUCTION

316L stainless steel is widely used in industry due to it is machinability, weldability and corrosion performance. It is commonly used in food, pharmaceutical and chemical industry. However, it is well known that it has certain limitations for applications where the environment is very aggressive, due to the presence of chemical elements, oxides or abrasive components, so tribological properties are needed. In these situations, 316L is still used, but assuming a quick deterioration of the equipment, and planning maintenance stops for repairs or substitutions, which constitute a very important expense. Thus, when there is a very aggressive media and tribological needs, there is mandatory the application of coatings or surface modification processes to obtain harder surface layers, improving corrosion and wear resistance

Laser cladding is presented as one of the best coating techniques to extend the life of components. In comparison with other technologies, it can produce much better surface quality coating with minimal dilution, minimal distortion, good metallurgical bonding, and low thermal affectation. The process consists of creating a molten pool onto the surface, while the raw material (generally powder) is introduced coaxially throughout the nozzle as seen in figure 1. The objective is to melt this filler material, onto the base metal, creating a fine coating, which is metallurgically bonded to the substrate, with minimal dilution and very low thermal impact. In the process, two materials (substrate and layer) are combined with the aim of improving its performance and getting them to have better properties working together than separately. To achieve that, this technique involves several processes, such as chemical deposition, physical fusion and metallurgical bonds that are created between the two materials, forming a single one. [1]

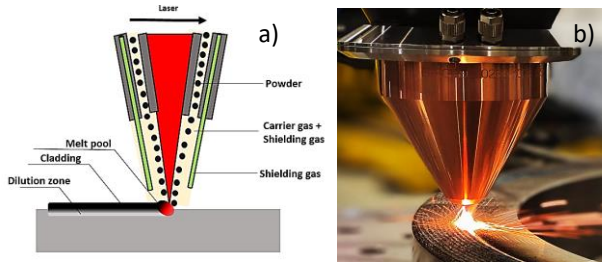


Figure 1. a) Process scheme b) Real laser cladding process.

Cladding material can be very different from the substrate, so we can have different behaviours defined by the nature of the used materials, one in the coating, other in the base metal, and another one in the interface zone where the behaviour may be a mixture of the base and cladding materials, exhibiting specific properties.

Regarding powder as clad material, particular emphasis is placed on cobalt-base alloys because may be generally described as wear, corrosion and heat resistant. Many of the properties of the alloys arise from the crystallographic nature of cobalt (in particular its response to stress), the solid-solution-strengthening effects of chromium, tungsten, and molybdenum, the formation of metal carbides, and the corrosion resistance imparted by chromium [2].

Laser cladding has been the object of study by many researchers and has been used in different industrial applications. Nevertheless, standard tests methods are not able to accurately characterize the mechanical behaviour of both cladding and interface, due to the small thickness of these layers.

The aim of this work was to evaluate the applicability of the SPT to analyse the evolution of mechanical properties from cladding coating to base metal, when using Co-based metals onto 316L stainless steel.

2. METHODOLOGY

2.1 Specimens manufacturing

Stainless steel (316L) 100x80x20mm plates have been used as substrate and a cobalt alloy similar to Ultimet (CoCrMoW) was used as a cladding material. The used cladding material is an alloy specially designed for wear and corrosion resistance. The average particle size of the powder was 125 ± 53 µm. Chemical composition of both materials is listed in table 1.

Before the application of laser cladding, the substrate was cleaned with a manual fiber laser machine with a power of 200W. Then, the powder was applied with a 3 kW Rofin-Coherent fiber laser (HighLight FL300) mounted onto a Fanuc 710 iC robot, as can be seen in figure 2.

The feeder used was a Metco 150 twin. The powder, which is carried by stream of inert shielding gas, is blown co-axially through the laser beam with a Precitec YC52 head. In the head, feed gas mixes with coaxial gas to support powder distribution and to increase powder flow speed. Argon was used as inert gas.

Table 1. Chemical composition of 316L stainless Steel and Co-based powder (% wt)

%wt	Base material	Powder
	316L	1223A
C	0.027	0.04
Cr	17.1	26.4
Co	53	53
Fe	-	3.1
Mn	0.77	0.8
Mo	2.02	5.1
Ni	10	8.9
Si	0.57	0.59
W	-	1.9

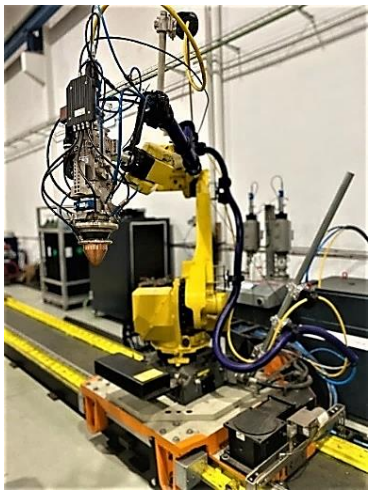


Figure 2. Laser head mounted in a Fanuc 710IC robot.

After the test batch production, optimum cladding parameters, shown in table 2, were obtained. Samples were manufactured with a 30% of overlap.

Table 2. Optimal parameters of laser cladding process

Parameter	Value
Laser power (W)	1600
Laser Spot (µm)	266
Scanning speed (mm/s)	12
Focal distance (mm)	150
Powder Feed (g/min)	32
Coaxial gas (l/min)	17
Shielding gas (l/min)	20

2.2 Small Punch Test

After laser cladding, samples were machined to reduce roughness. Dye penetrant test was carried out to verify that they were free of surface defects. After that, samples were cut by EDM in 3 different regions: cladding,

interface and base metal (see Figure 3). The dimensions of the SPT specimens were 10x10x0.5 mm^3). The number of specimens tested were 34 for the cladding, 10 for interface and 10 for base metal.

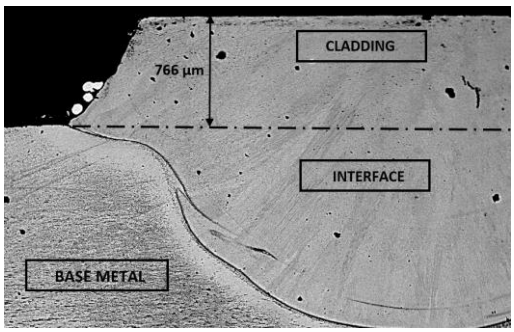


Figure 3. Samples extraction areas

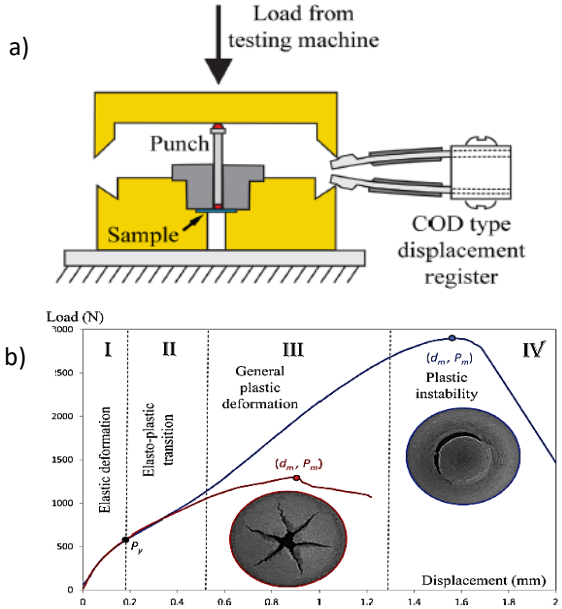


Figure 4. a) SPT device b) SPT Load –displacement curves

Figure 4a shows a scheme of the small punch test device used. This device was connected to a universal testing machine INSTRON 3365M1459 with a 5 kN load capacity. The specimen was placed on the lower matrix, which has a 4 mm diameter hole with a 0.2mm fillet radius. It was firmly clamped by means of a threaded fixer and the load was applied by means of a 2.5 mm diameter hemispherical punch. A COD-type extensometer was used to accurately measure the punch displacement. This test setup complied with UNE EN 10371 standard [3]. All SP test were carried out at a constant displacement rate of 0.2 mm/min.

Figure 4b shows the typical SPT load-displacement records obtained in tests performed on ductile and brittle samples. Their respective characteristic regions are also given, along with images corresponding to the typical failure observed in both specimens (a circumferential crack in the case of the ductile specimen and star-shaped cracks in the brittle specimen). The same figure also shows the P_y and P_m loads, respectively used to calculate the yield strength and the ultimate tensile strength. Load (P)-punch displacement (d) records were obtained during testing and analysed according to previous studies [4]

According to studies and work carried out by García et al. [4] and UNE EN 10371 standard [3], following expressions were used to calculate the elastic limit of the material (σ_y) (1) and the ultimate tensile strength (σ_u) (2) when testing metallic materials.

$$\sigma_y[MPa] = \alpha.\frac{P_{y-t_{/10}}}{t^2} \quad (1)$$

$$\sigma_u[MPa] = \beta.\frac{P_m}{d_m.t} \quad (2)$$

2.3 Tensile test

Miniature tensile tests were performed with the aim of compare the mechanical properties of the cladding obtained by means of the small punch test with those obtained by a standard test.

In the same way as for SPT, specimens were cut by EDM from cladding with the dimensions described in Figure 5 with a thickness of 0.73mm (formed only for cladded material).

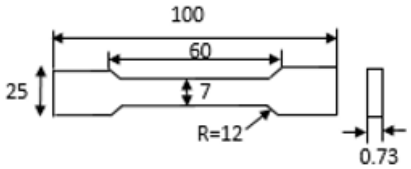


Figure 5. Tensile specimen dimension test

Tensile tests were performed in compliance with ISO 6892-1 standard [5] at room temperature using a MTS Bionix machine with a load capacity of 15 kN. A cross-head speed of 0.5 mm/min was used, being gradually increased up to 2 mm/min after reaching the yield strength. In addition, measurement has been complemented with the use of the image correlation technique (DIC). For this purpose, the Aramis 5M equipment from the GOM company equipped with 50 focal length lenses has been used. The calibration of the equipment was carried out with a CQCCP20 panel of 30x24 mm^2 allowing a measurement area of 35x29 mm^2. Cross-head speed of 0.5 mm/min was used for testing, being gradually increased up to 2 mm/min after yield strength.

2.4 Hardness

Hardness HV5 of the samples was measured by employing a Centaur hardness tester and the procedure

was done according to ISO 6507-1[6]. 10 measurements were made on cladding, interface and base material.

2.4 Fractographic study

Fractographic study of specimens broken in both SPT and tensile test was carried out with the objective of investigating the fracture mechanisms. A scanning electron microscope JEOL-6610LV was employed.

3. RESULTS AND DISCUSION

3.1. Mechanical behaviour of the cladding: Correlation between tensile and small punch tests

Figures 6 and 7 show the characteristic curves of the cladding material tested by means of the tensile and the small punch tests, respectively. Table 3 shows mean values and standard deviations of both SPT and tensile parameters obtained.

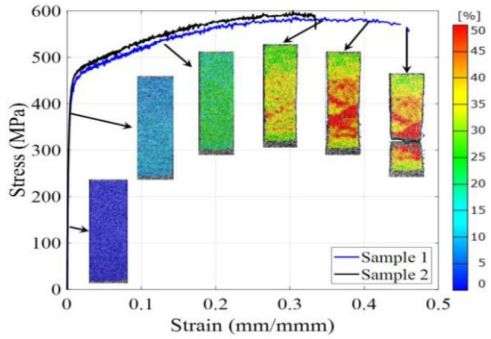


Figure 6. Tensile tests curves of the cladding

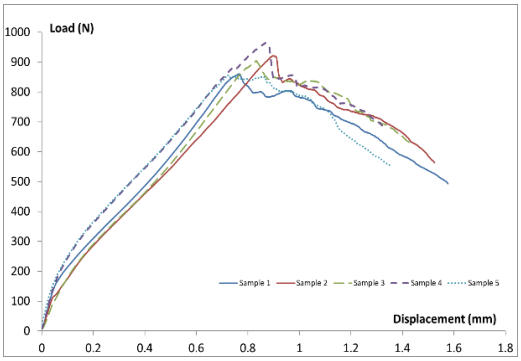


Figure 7. Small Punch tests curves of the cladding

Table 3. SPT and tensile parameters of cladding

Cladding			
P_y/t^2 (MPa)	$P_m/(t \cdot d_m)$ (MPa)	σ_{ys} (MPa)	σ_{ut} (MPa)
1278 ± 250	2421 ± 222	389 ± 14	593 ± 9

Applying equations (1) and (2), the correlation parameters that relate the mean values of the tensile mechanical properties to the SPT parameters for the cladding material were obtained:

$$\sigma_{ys}=0.30\ P_y/t^2 \qquad (3)$$

$$\sigma_u=0.245.\ P_m/d_m.t \qquad (4)$$

Nevertheless, the values of the characteristic tensile properties and the corresponding SPT parameters of the cladding were represented in Figures 8 along with others obtained in previous works carried out by our research group (some of them published [4]). It is observed that the obtained cladding parameters fit well, so they may be considered in the fitting process. So including the cladding in the correlation, the fitting lines between the yield stress and P_y/t^2 (Figure 8.a) and between the tensile strength and $P_m/(t.d_m)$ (Figure 8.b) are also represented, being the values obtained for different materials α=0.38 and β=0.29.

It should be noted that the results obtained for the cladding have a great dispersion. This could be due to the fact that the failure of some samples were affected by the present of microdefects or micropores generated during the laser deposition process, and located in the path of fracture (crack).

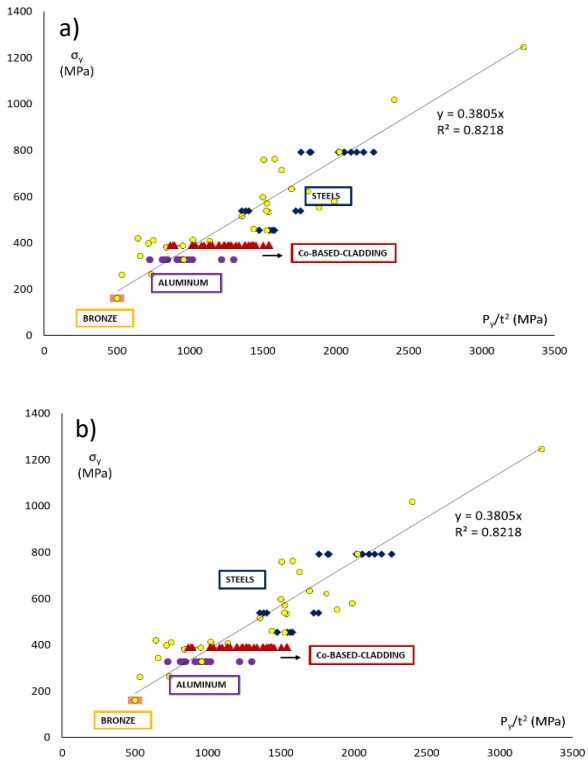


Figure 8. SPT correlations, including previous characterizations: a) σ_{ys} - P_y/t^2 b) σ_u-$P_m/(d_m.t)$

3.2. Estimation of the mechanical behaviour of the different zones of the joint by means of the SPT

Fig. 9 shows one representative SPT curve of each evaluated zone: cladding, interface and base metal.

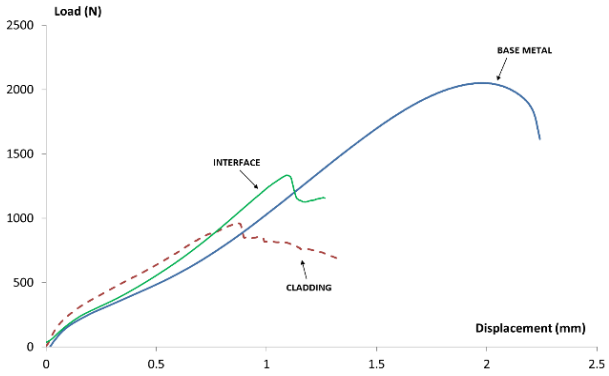


Figure 9. Representative SPT curves of each zone

A comparison of results obtained from the parameters P_y/t^2 (MPa) y $P_m/d_m.t$ (MPa) in the three regions is presented in Table 4, while Figures 10 shows this comparison graphically.

Table 4. SPT parameters obtained in different regions

	Cladding	Interface	Base metal
P_y/t^2(MPa)	1278 ± 250	937 ± 207	1029 ± 100
$P_m/d_m.t$ (MPa)	2421 ± 222	2325 ± 232	2044 ± 48

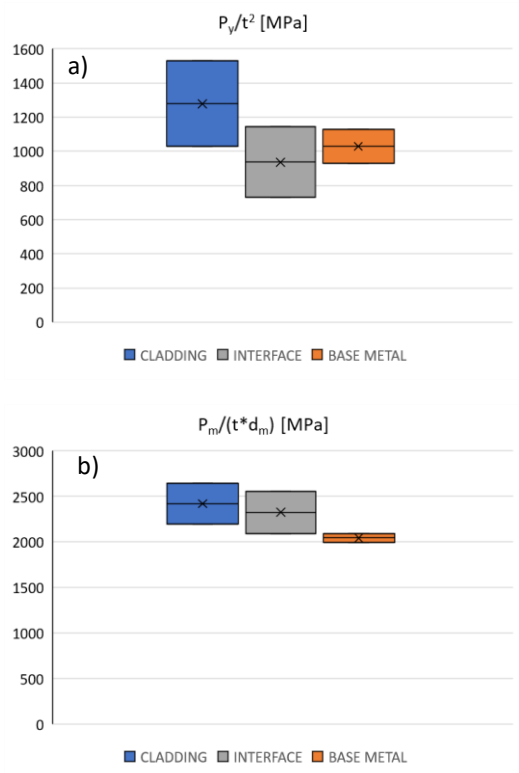


Figure 10. Mean ± standard deviation of: a) P_y/t^2, b) $P_m/d_m.t$

Based on Figure 10.a), taking mean values of P_y/t^2 of the base metal as reference of σ_{ys}, it was noted that an increase of a 24% was produced in the cladding, while a slight decrease was found in the interface.

However, Figure 10.b) shows significant differences between the tensile strength (represented by $P_m/d_m.t$) of the cladding and the other analysed regions. The cladding strength is 13% and 18% higher than the interface and base metal, respectively.

The trend of the mechanical resistance observed by SPT was also corroborated by hardness measurements. Figure 11 illustrates the hardness distribution of the co-based cladding, interface and base material. The results reveal that the mean hardness of the Co-based coating was 419±15 HV5, 284±15 HV5 for interface and 190 ± 9 HV5 for base metal. The hardness is higher in cladding due to the WC formed during the process.

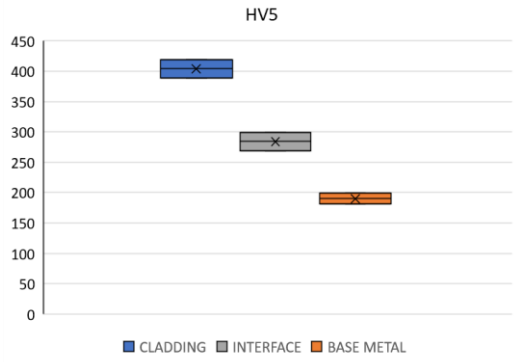


Figure 11. Hardness obtained along cross section

3.3 Fractographic study

Fracture surfaces of SPT specimens of cladding, interface and base metal are shown in Figures 12-14, while Figure 15 shows fracture surfaces of a tensile specimen.

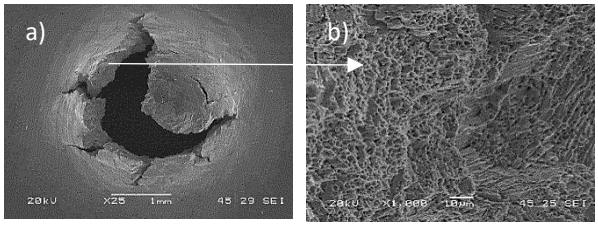


Fig 12. SPT failure aspect of Cladding a) 25x b) 1000x

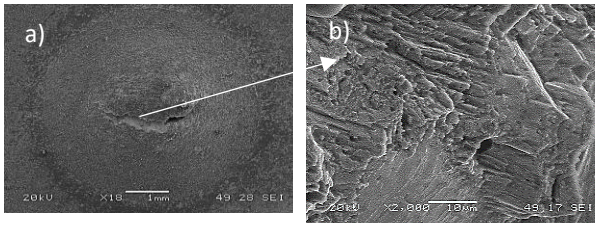


Fig 13. SPT failure aspect of Interface a) 18x b) 2000x

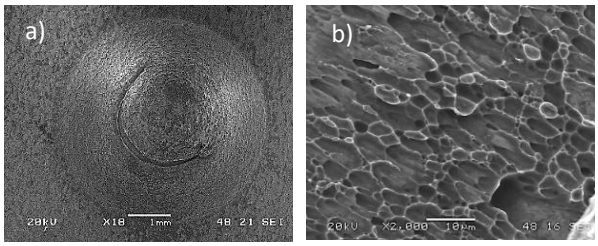


Figure 14. SPT failure aspect of Base metal a) 18x b) 2000x

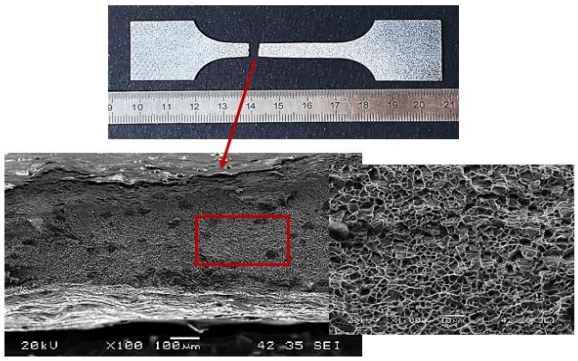


Figure 15. Fracture surface of tensile specimen

Fracture of cladding specimens (Figure 12) was characterized by a main ductile circular crack, located at the maximum strain region of the specimen during testing (under punch diameter), with the presence of many radial cracks, which indicated a mixture with brittle behaviour [4]. A ductile fracture mechanism of nucleation, growth and coalescence of microvoids can be observed in Fig. 12b. As it can be seen in Fig. 15, same ductile behaviour was exhibited by tensile tests.

Regarding interface, a more brittle behaviour could be observed in comparison with cladding. As it is shown in Fig. 13, crack was quite centred on the specimen, being not located at the maximum strain region below the contour of the testing punch. Moreover, some cleavage surfaces, mixed with ductile tearing ones, could be observed (Figure 13b).

Finally, base metal exhibited the typical aspect of a ductile fracture: circular crack developed under the punch diameter, characterized by ductile micro mechanisms (Fig.13).

4. CONCLUSIONS

In the present study, the applicability of the SPT test in the mechanical characterization of a product obtained by laser cladding has been demonstrated, proposing valid correlations between the SPT parameters and the tensile mechanical properties of Co-based coatings.

After the analysis of all results obtained, following conclusions may be drawn:

1) Following α and β constants have been obtained to relate yield strength with P_y/t^2 and ultimate tensile strength with $P_m/(t \cdot d_m)$:

$$\sigma_{ys}=0.30P_y/t^2 \qquad \sigma_u=0.245.\ P_m/d_m \cdot t$$

2) SPT parameters P_y/t^2 have been used to determine the evolution of mechanical properties from base metal to cladding. In comparison with base metal, an increase of 24% in yield strength and 18% in ultimate tensile stress could be obtained in the cladding. Interface exhibited a yield strength very similar to the base metal one, while an increase of 13% in ultimate tensile strength was obtained. These observations were in agreement with hardness results.

3) Fractographic study revealed a mixed behaviour (ductile and brittle) for cladding and interface, characterized by some radial cracks (brittle) accompanied by a mean circumferential crack (ductile). Brittle behaviour may be due to the carbides present in Co-based layer, which increase hardness.

ACKNOWLEDGEMENTS

The authors are grateful for the financial support for this study provided by the Spanish Ministerio de Ciencia e Innovación, through project DIN2019-010537 (“Doctorados Industriales”). Know-How Innovative Solutions S.L. is also grateful for financial support from the Principado de Asturias Government and IDEPA through the R&D Projects programme (referenced as IDE/2021/000516).

REFERENCES

[1] A.A. Siddiqui, A.K. Dubey. Recent trends in laser cladding and surface alloying. 134. Opt Laser Technol, (2021) 106619

[2] X. Zhang, W.Li, F. Liou, Additive manufacturing of cobalt-based alloy on tool steel by directed energy deposition. Opt Laser Technol, 148 (2022) 107738.

[3] UNE-EN 10371:2022 Metallic materials - Small punch test method

[4] T.E. García, C.Rodríguez. Estimation of the mechanical properties of metallic materials by means of the small punch test J Alloys Compd 582 (2014) 708-717

[5] UNE-EN ISO 6892-1:2020 Metallic materials - Tensile testing - Part 1: Method of test at room temperature (ISO 6892-1:2019)

[6] UNE-EN ISO 6507-1:2018 Metallic materials - Vickers hardness test - Part 1: Test method

COMPORTAMIENTO A FATIGA DE COMPUESTOS ELASTOCALÓRICOS A BASE DE CAUCHO NATURAL Y RECICLADO PARA APLICACIONES DE CALEFACCIÓN/REFRIGERACIÓN

N. Candau[1*], A. Zimny[1], N. León[1], T. Abt[1], M.L Maspoch[1].

[1] Universitat Politècnica de Catalunya BARCELONATECH (UPC)-Centre Català del Plàstic (CCP) - ePLASCOM research group. Escola d'Enginyeria Barcelona-Est (EEBE), Av. Eduard Maristany 16, 08019 Barcelona, Spain
Persona de contacto: nicolas.candau@upc.edu

RESUMEN

La caracterización del comportamiento a fatiga de materiales elastocalóricos es fundamental para identificar su viabilidad en dispositivos de calefacción/refrigeración. El caucho natural (NR) es un material elastocalórico prometedor ya que requiere una tensión mecánica baja (3 MPa) para inducir una variación de temperatura amplia (+/-10 °C). Sin embargo, sería conveniente encontrar soluciones para disminuir la deformación (300%) requerida para inducir el efecto elastocalórico del NR, usando por ejemplo rellenos de refuerzo. Se investigó el comportamiento a fatiga de un compuesto de NR con un porcentaje de caucho proveniente de neumático fuera de uso triturado (GTR). Se determinaron sus propiedades elastocalóricas a través de la medida del intercambio de calor en la superficie de la muestra utilizando una cámara infrarroja. El GTR mostró una capacidad de nucleación de cristalización inducida por deformación en la matriz de NR, lo que explica la aceleración de su efecto elastocalórico con la deformación aplicada. Este resultado se atribuyó a una localización de la deformación en la matriz de NR debida al efecto de refuerzo de las partículas de GTR. Esta investigación puede ser de interés para el diseño de compuestos de caucho elastocalórico a base de residuos para aplicaciones de calefacción/refrigeración con carácter ecológico.

PALABRAS CLAVE: caucho natural, fatiga, efecto elastocalórico.

ABSTRACT

The characterization of the fatigue behaviour of elastocaloric materials is essential to identify their potential and viability in heating/cooling devices that work under cyclic loading conditions. Natural rubber (NR) is a promising elastocaloric material as it requires low external stress (3 MPa) to induce wide temperature span (+/-10 °C). Nonetheless, solutions are needed to decrease the deformation (300%) required to induce the elastocaloric effect and at the same time to improve the caloric efficiency of NR. A proposed solution is to make use of reinforcing fillers. The fatigue behaviour of NR containing ground tyre rubber (GTR) as fillers and its elastocaloric properties were investigated via the measure of heat exchange at the specimen surface using an infrared camera. The GTR was found to show a nucleating ability on strain induced crystallization in the NR matrix, that partly explains the acceleration of its elastocaloric effect with the applied deformation. This result was attributed to a strain localization in the NR matrix due to weekly deformability of the GTR particles. This investigation would be of interest for the proper design of elastocaloric waste-based rubber composites for eco-friendly heating/cooling applications that require to apply a wide number of mechanical cycles.

KEYWORDS: natural rubber, fatigue, elastocaloric effect.

1. INTRODUCCIÓN

La tecnología más utilizada en los dispositivos de calefacción/refrigeración es la compresión de vapor de gases, sin embargo, debido a cuestiones ambientales y de salud, es imperativo encontrar métodos alternativos. Se han estudiado los efectos calóricos de varios materiales para esta aplicación y con resultados prometedores-se ha identificado el caucho natural (NR) como uno de ellos, debido a su capacidad de cristalizar bajo deformación (SIC). En un trabajo de investigación previo, se encontró un resultado optimizado para un compuesto basado en NR con un 20 % en peso de caucho de neumático molido [1]. Sin embargo, las propiedades elastocalóricas de estos compuestos bajo carga cíclica no fueron investigadas, aunque son extremadamente importantes para la longevidad de cualquier dispositivo de calefacción/refrigeración.

Para que el NR tenga una vida a fatiga prolongada, se tiene que aplicar una pre-carga correspondiente a una deformación mínima y posteriormente aplicar una deformación dinámica [2]. En un NR,-se pueden lograr hasta 10^5-10^6 ciclos con una amplitud de deformación máxima de 500 % o hasta 10^7 ciclos con una amplitud de deformación de 200 % [3]. Además, se se ha encontrado

que la pre-extensión del material mejora el efecto elastocalórico del material, debido a una mejora de la cristalización bajo deformación. También, se ha medido el efecto de la temperatura sobre el comportamiento a fatiga [4]. Se encontró un comportamiento a fatiga óptimo para muestras NR ensayadas a 23°C. A más baja temperatura, la cristalización térmica puede intervenir, y combinarse con la cristalización inducida por deformación, lo que puede inducir deformación plástica que impida su utilización bajo deformación cíclica. A temperaturas más altas, disminuye la capacidad de cristalización bajo deformación del NR debido a un potencial de nucleación más bajo, hasta desaparecer totalmente a los 110°C. También, se ha demostrado que el envejecimiento reduce la capacidad del NR para cristalizar bajo tensión [5].

Sin embargo, el estudio del comportamiento a fatiga de los compuestos basados en NR siguen siendo un tema con muchas preguntas que deben responderse adecuadamente para el diseño de compuestos de caucho elastocalóricos a base de residuos para aplicaciones de calefacción y refrigeración, ya que estos dispositivos requieren una gran cantidad de ciclos mecánicos (10^6). Por el momento, no existen muchos estudios que se centren en la realización de prototipos basados en caucho natural. En cuanto a prototipos, se han encontrado buenos rendimientos de refrigeración con prototipos que utilizan un tubo de goma [6] o membranas delgadas [7]. Sin embargo, todavía existen algunos inconvenientes que explican la falta de popularidad de este tipo de prototipos. La gran deformación necesaria para iniciar el calentamiento/enfriamiento en el caucho impide que este material se utilice adecuadamente en dispositivos compactos [8].

No obstante, se pueden utilizar un pre-estiramiento de la probeta de caucho y una selección adecuada del rango de deformación en el que se produce la cristalización y la fusión bajo deformación como solución para reducir drásticamente la amplitud de deformación (del 500% al 200%) de los ciclos en prototipos de calentamiento/enfriamiento. Algunos resultados de pruebas de laboratorio muestran que aplicar o liberar hasta 3 MPa de tensión mecánica puede producir calentamiento y enfriamiento de muestras de NR con un intervalo de temperatura máximo de casi 20 °C [1]. Esta propiedad puede permitir el diseño de intercambiadores de calor adecuados y de mayor rendimiento. De hecho, en muchos prototipos, se ha demostrado que los interruptores térmicos (elementos que controlan la transferencia de calor entre el elemento calórico activo y las fuentes frías y calientes) juegan un papel crucial en el proceso de intercambio de calor. Debido a esto, se dedican esfuerzos significativos para encontrar interruptores adecuados que puedan operar a frecuencias lo suficientemente altas [9].

Por lo tanto, la separación natural entre las regiones frías y calientes en el caucho puede permitir el diseño de prototipos de enfriamiento que no requieran el uso de interruptores térmicos y, así, otorgar una simplificación prometedora de los dispositivos elastocalóricos (eC).

Las necesidades constantes de soluciones para dispositivos compactos para aplicaciones domésticas, especialmente en entornos urbanos, requieren la investigación de soluciones alternativas a los dispositivos de refrigeración motorizados que utilizan materiales eC. Así pues, el objetivo de este trabajo es de diseñar cauchos a base de reciclado que muestren un efecto elastocalórico bajo una serie de ciclos. Se analizarán las propiedades mecánicas y de calentamiento/enfriamiento de estos materiales durante estos ciclos mediante una camera infrarrojo.

2. MATERIALS Y EXPERIMENTACIÓN

2.1. Materiales y procesamiento

El caucho natural (NR) de este estudio es un SMR (Standard Malaysian Rubber), CV60 (Mooney Viscosity ML 1+4, 100 °C: 55-60), suministrado por la empresa Akrochem (EE.UU.), con 0,15% de hidroxilamina añadida a la etapa de látex para evitar que el caucho crudo se endurezca durante el almacenamiento. Este NR se masticó dentro de la cámara de un mezclador interno (Brabender Plastic-Corder W50EHT, Brabender GmbH & Co., Alemania) a una temperatura de 80 °C, durante 5 minutos y con una velocidad de rotación del husillo de 40 rpm. Después de 5 minutos del proceso de masticado, se agregó el GTR. Finalmente, después de 5 minutos más, se añadió el agente vulcanizante peróxido de dicumilo (DCP) (1,5% en peso del NR) y se mezcló durante 5 minutos. El masterbatch que contenía NR, GTR y DCP se vulcanizó bajo prensado en caliente según el tiempo óptimo estimado a 170 °C.

2.2. Ensayos de ciclos de tracción uniaxial

De láminas moldeadas en caliente mediante troquelado con una punzonadora se extrajeron probetas con geometría halterio. Las dimensiones de las probetas fueron las siguientes: 1 mm de espesor, 4.2 mm de ancho y 40 mm de largo (15 mm de longitud útil). Los ensayos de tracción uniaxial según la norma ISO 527 se realizaron en una máquina universal de ensayos Z100-Retroline (ZwickRoell GmbH & Co. KG, Ulm, Alemania) a temperatura ambiente y una velocidad de desplazamiento constante de las mordazas de 100 mm/min.

2.3. Termografía infrarroja in situ

En este caso, los ensayos de tracción uniaxial a temperatura ambiente se realizaron en una máquina universal de ensayos ZwickRoell (Z005) equipada con un sensor de fuerza de 5 kN. La deformación precisa de la probeta se estimó midiendo la deformación local entre dos líneas blancas trazadas en la parte central de la probeta, separadas por una distancia inicial de 10 mm y

perpendiculares al eje de tracción de la probeta. El campo de temperatura en la cara frontal de las muestras se registró utilizando un cámara infrarrojo (IR) (InfraTech ImageIR® 8800) equipada con un detector de mercurio-cadmio-teluro (MCT) con una resolución de temperatura a 30 °C superior a 0,035 K. La distancia entre la cámara IR y la muestra se eligió lo suficientemente grande para garantizar que las superficies de las muestras se puedan observar desde el estado sin deformar hasta el estado deformado, pero lo suficientemente baja como para registrar imágenes con un tamaño de píxel adecuadamente fino (200 µm). El tamaño de la zona de observación fue de 160 × 500 píxeles^2 (32 × 100 mm^2). Los datos de la imagen se sincronizaron con los datos analógicos (tiempo, fuerza y desplazamiento entre mordazas) de la máquina de ensayos de tracción. La frecuencia de adquisición de las imágenes IR se eligió igual a 100 Hz para capturar cambios rápidos de temperatura que puedan ocurrir dentro de las diferentes fases de ensayo. Estas frecuencias son lo suficientemente altas para garantizar un incremento de tensión bajo entre dos imágenes durante la carga y/o descarga (máximo del 8 % de deformación) o un tiempo de adquisición rápido durante los pasos de relajación (10 ms). También, se utilizó el software profesional IRBIS 3.1 (InfraTech ImageIR® 8800) para extraer valores de temperatura puntuales a lo largo del eje longitudinal de la muestra. La parte central la probeta donde se extrajeron los datos de temperatura presentaron un campo de temperatura homogéneo.

3. RESULTADOS

En el NR vulcanizado y el NR/GTR30 vulcanizado se realizaron una serie de cien ciclos. Los materiales fueron primeramente pre-estirados hasta un 200% de deformación, lo suficientemente bajo para evitar que no ocurra SIC. Luego, se aplicó una serie de ciclos entre 200% y 400% para generar cristalización y fusión durante la carga/descarga y por ende un efecto de calentamiento/enfriamiento debido a la naturaleza exotérmica/endotérmica de ambos mecanismos. El esfuerzo máximo alcanzado durante cada ciclo fue medido. Además, para cada ciclo se midió la disipación de energía mecánica calculada como el área bajo la curva de carga-descarga. Tal disipación mecánica se puede atribuir directamente a la capacidad de los materiales para cristalizar y fundir durante un ciclo. Cabe señalar que, en ausencia de mecanismo de SIC, un caucho vulcanizado generalmente muestra un comportamiento hiperelástico con una histéresis mecánica negligible.

De esta manera, se encontró que la tensión mostró una caída drástica dentro de los primeros 10 ciclos y luego se fue estabilizando progresivamente (figura 1a). Este mecanismo de acomodación a las tensiones es más pronunciado en las mezclas NR/GTR y aparece en el caucho con cargas de refuerzo y se denomina efecto Mullins [10]. A escala molecular, esta probablemente relacionado con el deslizamiento de las cadenas de caucho en la superficie de las cargas de refuerzo y/o la ruptura de las cadenas entre los agregados de cargas de refuerzo. Un mecanismo similar se ha demostrado en NR vulcanizado [11]. En nuestros materiales, este efecto puede ser inducido por un efecto viscoelástico (por ejemplo, desenredado de cadenas en la matriz de caucho por acumulación de ciclos mecánicos). Además, la disipación de energía mecánica muestra igualmente una caída drástica (figura 1b) que fue atribuida a la disminución de la capacidad del material de generar ciclos de cristalización/fusión. Es importante destacar que esta energía disipada fue mayor en el material que contiene reciclado (NR/GTR), lo que sugiere una capacidad mayor a cristalizar y fundir durante los ciclos mecánicos.

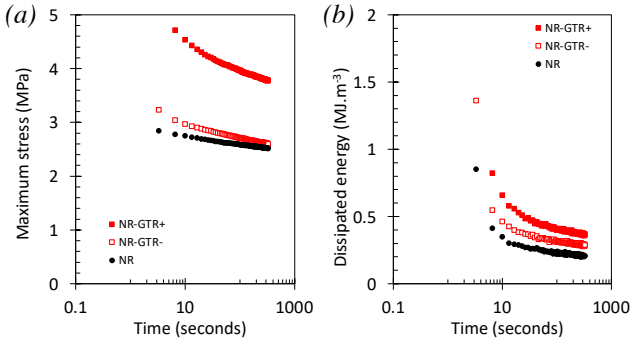


Figura 1. Esfuerzo máximo (a) y energía mecánica (b) disipada versus tiempo para NR vulcanizado, mezcla de NR/GTR vulcanizado con contenido bajo (-) y alto (+) de peróxido de dicumilo (DCP).

Para comprobar la capacidad de los materiales a cristalizar y fundir durante los ciclos mecánicos, se introduce el intervalo de temperatura, definido como la diferencia entre la temperatura máxima y mínima alcanzadas durante un ciclo. Dicho intervalo de temperatura se encontró ligeramente más alto en el caso de las mezclas NR/GTR en comparación con el NR, lo que sugiere que estos materiales pueden ser candidatos potenciales para aplicaciones de calefacción/refrigeración donde se debe aplicar una acumulación de ciclos.

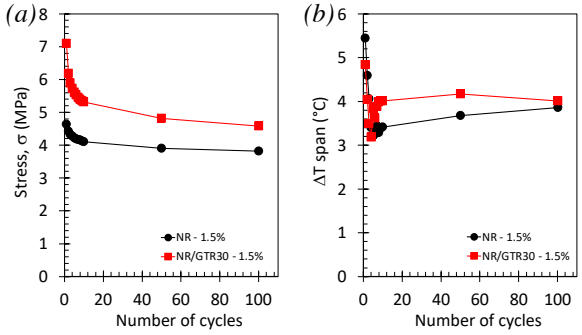


Figura 2. Esfuerzo máximo (a) y rango de temperatura frente al tiempo para mezclas de NR vulcanizado, NR/GTR vulcanizado que contienen 1,5 % en peso de peróxido de dicumilo (DCP).

4. CONCLUSIONES

En este trabajo, se diseñaron, mediante vulcanización, cauchos a base de residuo de neumático como materiales elastocalóricos para potencial aplicación en máquinas de calefacción/refrigeración. Las muestras se han ensayadas en tracción uniaxial durante una serie de ciclos mecánicos. Se analizaron las propiedades mecánicas y de calentamiento/enfriamiento de las muestras de caucho durante estos ciclos mediante una camera infrarrojo. La variación de temperatura (intervalo de temperatura) se encontró igual a 4 °C después de una serie de 100 ciclos mecánicos en el caucho conteniendo partículas de reciclado GTR, un valor ligeramente más alto que en el NR. Este resultado sugiere una capacidad alta de cristalizar y fundir (de forma reversible) del material NR/GTR durante una serie de ciclos mecánicos, que se puede presentar como potencial candidato para su uso en máquinas térmicas de calefacción/refrigeración.

En un trabajo futuro, se deberá caracterizar el comportamiento en fatiga de los materiales NR y NR/GTR en condiciones de solicitación mecánica más drásticas (aplicación de millones de ciclos) para demostrar su utilidad real en prototipos de calefacción/refrigeración.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al plan estatal de investigación científica y técnica y de innovación 2021-2023 que ha financiado el proyecto TED2021-129952a-c33 a través de la convocatoria de proyectos estratégicos orientados a la transición ecológica y digital.

REFERENCIAS

[1] N. Candau, E. Vives, A. I. Fernández, and M. L. Maspoch, Elastocaloric effect in vulcanized natural rubber and natural/wastes rubber blends, Polymer, 236 (2021), 124309.

[2] S. Cadwell, R. Merrill, C. Sloman, and F. Yost, Dynamic Fatigue Life of Rubber, Industrial & Engineering Chemistry Analytical Edition, 12 (2002).

[3] N. Saintier, G. Cailletaud, and R. Piques, Multiaxial fatigue life prediction for a natural rubber, International Journal of Fatigue, 28 (2006), 530–539.

[4] B. Ruellan, J.-B. Le Cam, I. Jeanneau, F. Canévet, F. Mortier, and E. Robin, Fatigue of natural rubber under different temperatures, International Journal of Fatigue. 124 (2019), 544–557.

[5] Grasland, F., Chenal, J. M., Chazeau, L., Caillard, J., & Schach, Role of strain-induced crystallization on fatigue properties of natural rubber after realistic aerobic ageing. *Constitutive Models for Rubber X*, 2017, 65–69.

[6] G. Sebald, A. Komiya, J. Jay, G. Coativy, and L. Lebrun, Regenerative cooling using elastocaloric rubber: Analytical model and experiments, Journal of Applied Physics, 127 (2020), p. 094903.

[7] S. Zhang et al., Solid-state cooling by elastocaloric polymer with uniform chain-lengths, Nat Commun, 13 (2022).

[8] Z. Xie, G. Sebald, and D. Guyomar, Elastocaloric effect dependence on pre-elongation in natural rubber, Appl. Phys. Lett., 107 (2015), p. 081905.

[9] A. Kitanovski, Energy Applications of Magnetocaloric Materials, Advanced Energy Materials, 10 (2020), no. 10, p. 1903741.

[10] L. Mullins, Softening of Rubber by Deformation, Rubber Chem. Technol., 42 (1969), p. 339-362.

[11] J. Plagge et M. Klüppel, Determining strain-induced crystallization of natural rubber composites by combined thermography and stress-strain measurements, Polym. Test., 66 (2018), p. 87-93.

TRATAMIENTO DE REORIENTACIÓN DE HIDRUROS EN TUBOS DE CIRCONIO MEDIANTE PRESIÓN INTERNA

M. Cristóbal-Beneyto[1,2*], J. Ruiz-Hervías[1,2], D. Pérez-Gallego[1,2]

[1] Centro de Investigación de Materiales Estructurales (CIME). Universidad Politécnica de Madrid.
[2]Departamento de Ciencia de Materiales
ETSI de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos. C/ Profesor Aranguren 3. 28040 Madrid, España.
[*] Persona de contacto: miguel.cristobal@upm.es

RESUMEN

Los reactores nucleares de agua a presión (PWR) utilizan tubos de circonio –vainas– para contener el combustible nuclear y los productos de fisión. Durante la operación en el reactor, captan hidrógeno, que precipita en forma de hidruros de circonio, generalmente en la dirección circunferencial de la vaina. Durante el secado previo al almacenamiento en seco, los hidruros pueden reorientarse en dirección radial debido a las condiciones termomecánicas en la vaina. Si la tensión principal máxima es la circunferencial, como sucede en algunos casos de accidente postulados, esta morfología de los hidruros podría dar lugar a una rotura frágil.

El objetivo de este trabajo es desarrollar un nuevo método para reorientar los hidruros (mediante presión interna), distinto al empleado previamente por este grupo. Para ello se ha diseñado y construido un dispositivo que permite controlar independientemente la presión y la temperatura de la vaina, y reproducir de forma más fiel lo que sucede en la realidad. Se empleó carga catódica de hidrógeno y un tratamiento térmico para precipitar hidruros de circonio en la dirección circunferencial de los tubos. Posteriormente se realizaron tratamientos de reorientación y finalmente se hicieron ensayos de compresión diametral para evaluar la fragilización del material.

PALABRAS CLAVE: Circonio, Hidruros, Reorientación, Vainas, RCT

ABSTRACT

Pressurized water nuclear reactors (PWR) use zirconium tubes -cladding- to contain the nuclear fuel and fission products. During operation in reactor, they capture hydrogen, that precipitates in the form of zirconium hydrides, usually in the circumferential direction of the cladding. During drying prior to dry storage, hydrides may be reoriented in the radial direction due to the thermomechanical conditions in the cladding. If the maximum main stress is circumferential, like in some postulated accident scenarios, this morphology may cause brittle fracture.

The objective of this work is to develop a new hydride reorientation method (using internal pressure), different than the one used previously by this group. For this reason, a new device has been designed and build, that allows independent control of temperature and internal pressure of the cladding, which better reproduces what happens in real conditions. Hydrogen cathodic charge and a thermal treatment were used to precipitate zirconium hydrides in the circumferential direction. Afterwards a hydride reorientation treatment was performed and finally, ring compression tests were carried to evaluate the embrittlement of the material.

KEYWORDS: Zirconium, Hydrides, Reorientation, Cladding, RCT

1. INTRODUCCIÓN

En los reactores nucleares de agua a presión (PWR), el combustible nuclear se encuentra contenido dentro de unos tubos de circonio denominados vainas. Su propósito es contener el combustible y los productos de fisión. Durante la estancia en el reactor, el circonio reacciona con el agua del circuito primario, generando hidrógeno [1] que entra a la vaina. Cuando la concentración es lo suficientemente alta, el hidrógeno precipita en forma de hidruros de circonio. Estos lo hacen de forma preferente en dirección circunferencial en las aleaciones trabajadas en frio con alivio de tensiones [2]. Hasta el secado previo al almacenamiento en seco, esta microestructura permanece constante. Sin embargo, la ausencia de refrigeración que se da en este proceso permite que la temperatura de la vaina aumente. Esto a su vez provoca la disolución de parte de los hidruros. Según [3], la temperatura máxima recomendada durante esta operación es de 400 °C. A esta temperatura, el límite de

solubilidad del hidrógeno en circonio es de aproximadamente 200 wppm [4]. Tras el secado, la vaina se enfría lentamente, dando lugar a la precipitación del hidrógeno disuelto. La presión interna en la vaina aumenta con la temperatura, lo que produce un aumento de la tensión circunferencial. Si esta es lo suficientemente alta, al disminuir la temperatura los hidruros precipitaran en dirección radial. A este fenómeno, ampliamente estudiado [5]–[7] se le conoce como reorientación de hidruros. El efecto de este fenómeno en el comportamiento mecánico de las vainas también ha sido estudiado ampliamente [5]–[8].

De acuerdo con la bibliografía [9], dichos hidruros radiales pueden ser dañinos cuando la fractura tiene lugar en el plano axial-radial como consecuencia de una carga de compresión diametral en la vaina en un accidente de caída de contenedor.

Los autores han estudiado los mecanismos de fallo en presencia de hidruros radiales [10] usando ensayos de compresión diametral. Han demostrado que la aparición de grietas se da en aquellos lugares donde la combinación de tensión circunferencial e hidruros radiales lo suficientemente grandes es crítica. Además, han identificado los micro-mecanismos de rotura: cuasi clivaje en los hidruros y rotura dúctil en la matriz de circonio.

El principal objetivo de este trabajo es desarrollar un nuevo método de reorientación de hidruros mediante presión interna, distinto al empleado previamente por este grupo [10], más parecido a las condiciones que tienen lugar en la realidad. Para ello se ha diseñado y construido un dispositivo que permite aplicar presión interna en tubos de circonio mientras estos se encuentran en un horno, controlando presión y temperatura de forma independiente. Se ha introducido hidrógeno mediante carga catódica en muestras de tubo de circonio. Posteriormente, se han realizado tratamientos térmicos para precipitar hidruros en dirección circunferencial y tratamientos termomecánicos para reorientarlos en la dirección radial. Finalmente se han realizado ensayos de compresión diametral para evaluar la fragilización del material. Además, se ha modelizado el ensayo de compresión diametral mediante el método de los elementos finitos.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.1 Material

Se han empleado muestras de tubo de aleación de circonio (1%Sn y 1%Nb) cuyas dimensiones son 9,52 mm de diámetro exterior y 0,57 mm de espesor de pared.

2.2 Carga de hidrógeno

Se introdujo hidrógeno en muestras de vaina de 50 mm de longitud mediante carga catódica. Para lograr que el hidrógeno solamente entre en los 20 mm centrales de la superficie exterior de la muestra, se recubrió cada muestra con barniz (tanto la superficie exterior como la interior) salvo 20 mm centrales de la superficie exterior. La muestra, actuando como cátodo, y un electrodo de platino actuando como ánodo, fueron sumergidos en una disolución de KOH 0,1M durante 3 horas con una densidad corriente de 0,25 A/cm^2 (teniendo en cuenta solo la superficie no barnizada).

Posteriormente, las muestras fueron sometidas a un tratamiento de precipitación (PT), consistente en mantenerlas a 450 °C durante 7 horas seguido de un enfriamiento a 1 °C/minuto hasta 200 °C, momento en el cual se apagaba el horno.

Para el análisis del contenido de hidrógeno, se cortaron anillos de aproximadamente 2 mm de espesor, tanto de los 20 mm centrales como de la zona adyacente. Dichos anillos se analizaron mediante fusión en gas inerte en un analizador de oxígeno, nitrógeno e hidrógeno LECO OHN 836.

2.3 Reorientación de hidruros

La reorientación de hidruros se llevó a cabo mediante un tratamiento termo-mecánico. La tensión circunferencial se aplicó mediante presión interna. Se emplearon muestras de 50 mm de longitud selladas en un extremo mediante cierres mecánicos, mientras que por el otro extremo se conectaron a un sistema de válvulas usando tubos de acero inoxidable. Una vez selladas, las muestras se introdujeron en un horno de resistencias. El tratamiento de reorientación de hidruros (RHT) consta de varias etapas. Primero se calentó hasta 400 °C durante 80 minutos. Después se introdujo gas argón a presión, hasta un valor de 19 MPa, durante 10 minutos. Se mantuvieron la temperatura y la presión (400 °C y 19 MPa) durante 30 minutos. A continuación, se enfrió a una velocidad de 5 °C/h hasta 200 °C y luego se apagó el horno, manteniendo la presión constante.

El valor de la presión interna fue elegido tal manera que la tensión circunferencial media calculada a lo largo del espesor es de aproximadamente 140 MPa. También se realizaron simulaciones de elementos finitos usando el software Abaqus (V.2023) para confirmar dichos cálculos.

2.4 Ensayos de compresión diametral

Las muestras para los ensayos de compresión diametral se cortaron mediante electroerosión de los 10 mm centrales de las muestras de 50 mm. Las muestras fueron ensayadas en una maquina universal de ensayos SUZPECAR con una célula de carga de 5 KN. En el ensayo dos placas cilíndricas paralelas aplican una carga diametral sobre la muestra. El ensayo consiste en

desplazar hacia abajo una de las placas controlando el desplazamiento a una velocidad 0,5 mm/min, a la vez que se registra el desplazamiento y la carga aplicada a la muestra. Se realizaron ensayos a temperatura ambiente en muestras tras el tratamiento de precipitación (PT) y tras el tratamiento de reorientación (RHT). Adicionalmente se tomaron fotografías de las muestras a lo largo del ensayo.

3. MODELO DE ELEMENTOS FINITOS

Se realizó un modelo de elementos finitos para simular tanto en ensayo de compresión diametral como el tratamiento de reorientación usando el software Abaqus (V2023). Se trata de un modelo 2D suponiendo deformación plana. Debido a las simetrías geométricas y de carga, se ha simulado solamente un cuarto de muestra. Se utilizaron elementos cuadráticos cuadrados de 8 nodos y un tamaño de 10 µm.

Para el modelo de material, se usó el propuesto en [11]. La parte elástica se considera lineal, mientras que para la parte plástica se emplea una expresión Ramberg-Osgood simplificada como la que se muestra la ecuación (1).(1

$$\sigma = S_0 \varepsilon^n \qquad (1)$$

Donde σ es la tensión, ε es la deformación plástica, n es el coeficiente de endurecimiento y S_0 es un parámetro del material. Para ajustar el modelo, se ajustaron tanto el módulo elástico como los parámetros S_0 y n a los ensayos de compresión diametral realizados con material tras el tratamiento de precipitación de hidruros (PT).

Las placas que aplican la carga en el ensayo de compresión diametral se modelizaron como una superficie analíticamente rígida, a la que se le impuso un desplazamiento. El contacto entre la muestra y dicha placa se modelizó como un contacto de tipo general con un coeficiente de rozamiento de 0,125.

También se simuló el tratamiento de reorientación de hidruros, usando el modelo de material ajustado a partir de los ensayos de compresión diametral.

4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

4.1 Carga catódica y reorientación de hidruros

El contenido de hidrógeno medido es de 76 ± 12 wppm, lo que está muy por debajo del límite de solubilidad de esta aleación a la temperatura del tratamiento [4]. Es de esperar entonces que la mayoría de los hidruros circunferenciales se hayan disuelto durante el tratamiento de reorientación, quedando el hidrógeno disponible para precipitar en forma de hidruros radiales. Según los cálculos y los resultados del modelo de elementos finitos, la presión interna aplicada produce una tensión circunferencial que varía en función del radio, entre 130 MPa en el radio interior a 148 MPa en el radio exterior. La tensión circunferencial media es de 140 MPa aproximadamente.

La Figura 1 muestra micrografías de muestras tras el tratamiento de precipitación en la parte superior (Figura 1a) y tras el tratamiento de reorientación de hidruros en la parte inferior (Figura 1b). En estas figuras, la banda clara corresponde a la matriz de circonio, y las líneas más oscuras de su interior corresponden a los hidruros de circonio.

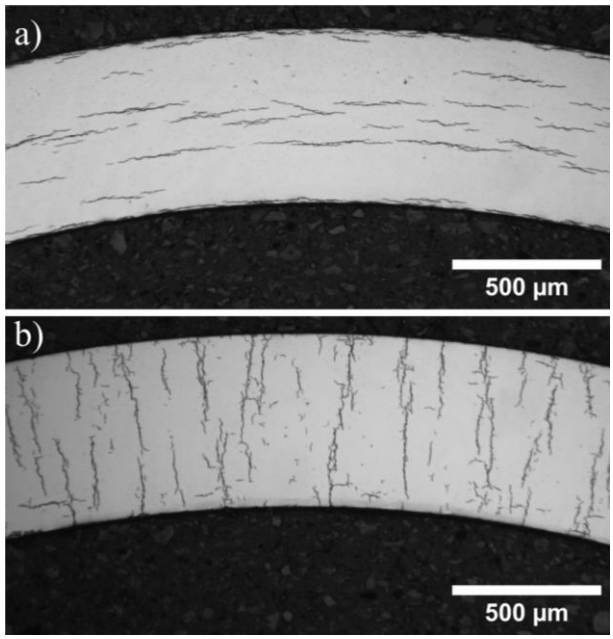


Figura 1. Micrografía de las muestras de tubo: a) tras el tratamiento de precipitación (PT) y b) tras el tratamiento de reorientación de hidruros (RHT)

Como se puede apreciar en la parte superior, tras el tratamiento de precipitación los hidruros se encuentran en dirección circunferencial, y principalmente en el centro de la sección transversal. Por el contrario, tras el tratamiento de reorientación de hidruros (abajo), se puede observar que los hidruros se encuentran en dirección radial. Se pueden apreciar hidruros radiales que ocupan prácticamente la totalidad del espesor del tubo. Esta microestructura es distinta a la encontrada por los autores anteriormente [10], ya que en el proceso de reorientación mediante presión interna la tensión circunferencial es constante en todas las generatrices, y la morfología de los hidruros radiales es más homogénea.

Esta morfología no tiene por qué ser representativa del almacenamiento en seco. El bajo contenido en hidrógeno (inferior a 100 wppm) unido al elevado valor de la tensión circunferencial durante la reorientación (140 MPa), dan lugar a una microestructura con pocos hidruros situados mayoritariamente en dirección radial. El objetivo es fragilizar el material para que se inicien grietas en los hidruros radiales durante los ensayos de compresión diametral.

4.2 Ensayos de compresión diametral

Los resultados de los ensayos de compresión diametral se pueden observar en la Figura 2. En dicha figura se muestran las curvas fuerza-desplazamiento obtenidas a partir del modelo de elementos finitos (en negro) y las curvas experimentales tras el tratamiento de precipitación de hidruros (PT) y tras el tratamiento de reorientación (RHT).

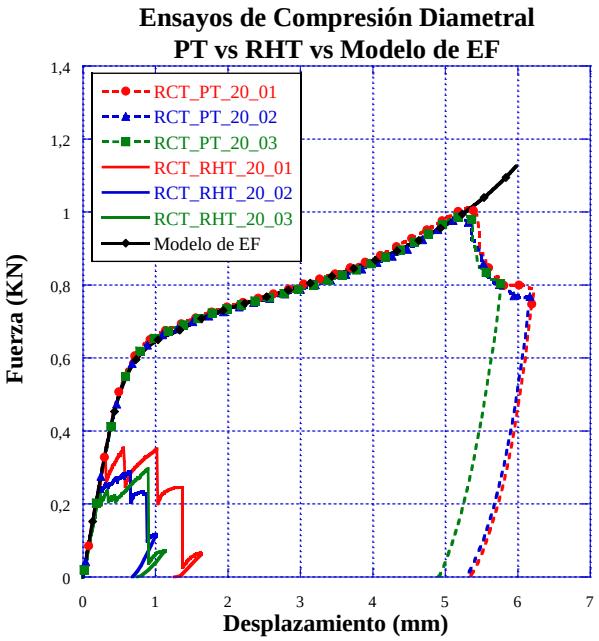


Figura 2. Curvas fuerza-desplazamiento de los ensayos de compresión diametral de muestras tras el tratamiento de precipitación (PT) y tras el tratamiento de reorientación (RHT) y a partir del modelo de elementos finitos.

Tal como se puede observar en la Figura 2, para las muestras tras el tratamiento de precipitación, la carga aumenta de forma lineal con el desplazamiento al inicio del ensayo. Después la carga sigue aumentando, pero más lentamente con el desplazamiento, hasta un punto en el cual la muestra falla y se descarga. Los valores máximos de carga son cercanos a 1 kN, con desplazamientos superiores a los 5 mm a carga máxima. Este comportamiento es similar al observado en [10] para el material en estado de recepción, es decir sin hidruros. Esto se debe a que, en este ensayo, las mayores tensiones de tracción se dan en dirección circunferencial, y los hidruros circunferenciales se encuentran en el plano circunferencial-axial. Al ir en la misma dirección, es de esperar que dichos hidruros tengan poca influencia en el ensayo.

Los resultados del modelo concuerdan muy bien con las curvas experimentales hasta el momento del fallo. Los parámetros de la parte elástica y de la expresión Ramberg-Osgood que se han usado en el modelo se recogen en la Tabla 1.

Tabla 1. Parámetros del modelo de material usados en el modelo de elementos finitos

E	89 GPa
S_0	1,06 GPa
n	0,53

En la Figura 2 también se puede apreciar que el comportamiento de las muestras con hidruros radiales es distinto. La Figura 3 muestra una vista en detalle de la Figura 2.

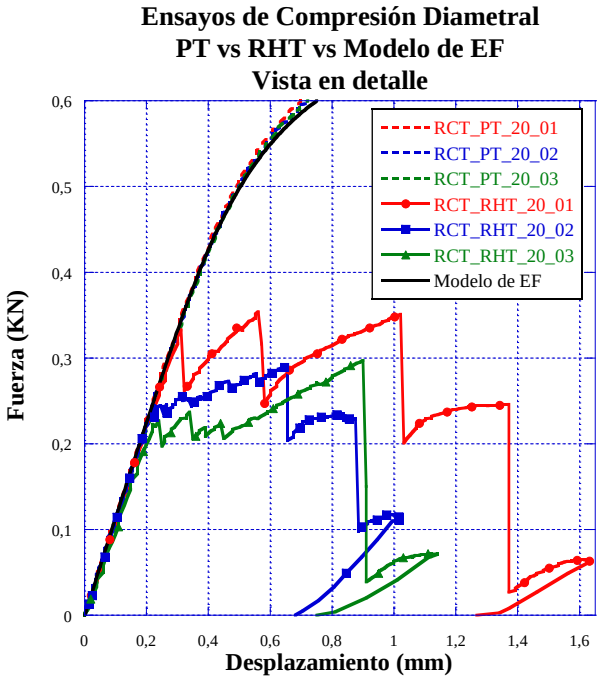


Figura 3. Vista en detalle de las curvas fuerza-desplazamiento de los ensayos de compresión diametral de muestras tras el tratamiento de precipitación (PT) y tras el tratamiento de reorientación (RHT) y a partir del modelo de elementos finitos.

Como se puede apreciar mejor en Figura 3, en las muestras con hidruros radiales se dan caídas de carga bruscas en la parte lineal de la curva. Estas caídas están asociadas a la aparición de grietas, y están seguidas de pequeñas subidas y nuevas recaídas debidas a la aparición de nuevas grietas. Comparando estos resultados con los obtenidos en [10], se observa que las caídas de carga se producen a valores inferiores de carga y desplazamiento. Esto puede ser debido al mayor grado de reorientación de hidruros conseguido en este caso.

Mediante el análisis de las imágenes tomadas durante los ensayos, se ha determinado en qué posición se ha producido la primera grieta en cada una de las muestras RHT ensayadas. Usando el modelo de elementos finitos, se ha determinado la tensión circunferencial en el punto de aparición de esa grieta. La Tabla 2 refleja diferentes parámetros en el momento de aparición de la primera grieta en cada una de las muestras: δ_{max} es el desplazamiento en el momento de aparición de la grieta,

F_{max} es la fuerza en dicho momento, α es el ángulo de desviación entre el punto de aparición de la grieta y la vertical, y $\sigma_{\theta,max}$ es la tensión circunferencial en el punto de aparición de la grieta, obtenida a partir del modelo de elementos finitos.

Tabla 2. Valores de los parámetros del ensayo RCT en el momento de aparición de la primera grieta en las muestras RHT.

Muestra	δ_{max} **(mm)**	F_{max} **(kN)**	α	$\sigma_{\theta,max}$ **(MPa)**
RHT_20_01	0,312	0,333	1°	844
RHT_20_02	0,226	0,245	8°	541
RHT_20_03	0,240	0,227	4°	658

Tal como se puede observar en esta tabla, el fallo se produce a desplazamientos entre 0,2 y 0,3 mm y cargas entre 0,2 y 0,3 KN aproximadamente. También se puede observar que la tensión circunferencial en el punto del fallo varía entre aproximadamente 540 y 840 MPa.

La Figura 4 muestra una imagen de una muestra con hidruros radiales (RCT_RHT_20_03) durante el ensayo de compresión diametral. En esta figura se pueden apreciar (indicadas mediante flechas rojas) grietas en dirección radial en las generatrices situadas en la cara interna en las posiciones 6, y 12 en punto y en la cara externa en las posiciones 3 y 9 en punto, siendo la grieta situada a las 12 en punto la primera en aparecer. Como ya se explicó en [10], estas grietas se generan a partir de hidruros radiales situados en las regiones de máxima tensión circunferencial (cara interna en las posiciones 6 y 12 en punto) durante el ensayo de compresión diametral. Para las tres muestras ensayadas, se puede observar que la primera grieta aparece en la región de las 6/12 en punto, concretamente entre 1° y 8° de dichas posiciones. Dado que estas muestras presentan pocos hidruros radiales, esto puede deberse a la ausencia de un hidruro lo suficientemente largo situado exactamente a las 6/12 en punto.

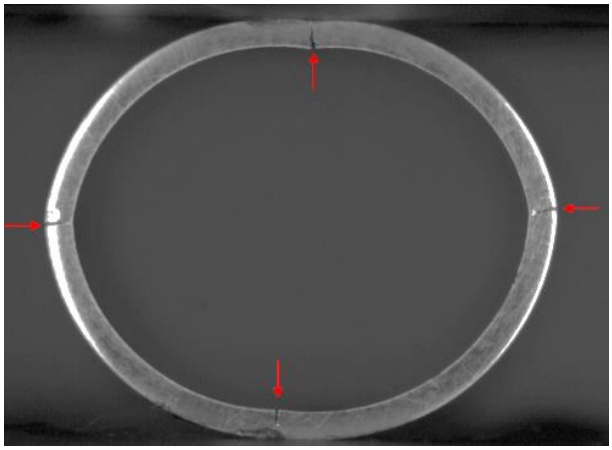


Figura 4. Imagen de una muestra con hidruros radiales (RCT_RHT_20_03) durante el ensayo de compresión diametral.

4.3 Análisis metalográfico

Tras los ensayos de compresión diametral, algunas de las muestras ensayadas han sido preparadas mediante técnicas metalográficas para observar las grietas por microscopía óptica. La Figura 5 muestra una micrografía correspondiente a la posición 9 en punto de una muestra reorientada sometida al ensayo de compresión diametral. En esta figura se observa una grieta que ocupa todo el espesor de del tubo. La grieta se ha propagado a través de hidruros radiales hasta llegar a un hidruro circunferencial, ha continuado creciendo a través de dicho hidruro, hasta llegar a otro hidruro radial cercano. También se observan algunas pequeñas grietas secundarias paralelas a la grieta principal, como indican las flechas blancas.

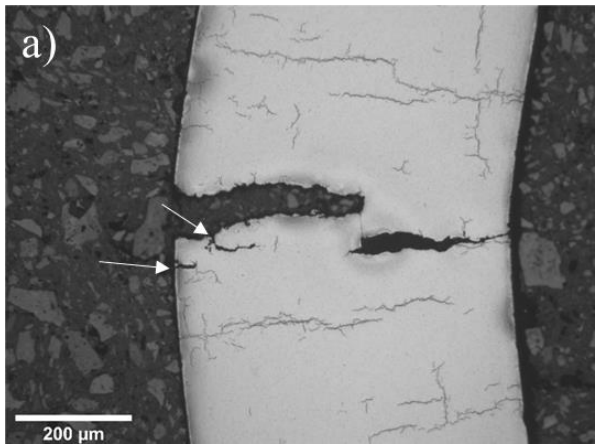


Figura 5. Micrografía de una muestra RHT sometida al ensayo de compresión diametral (posición 9 en punto)

5. Conclusiones

Se ha desarrollado un nuevo dispositivo de reorientación de hidruros mediante presión interna que permite controlar de forma independiente la tensión de reorientación y la temperatura de la muestra. El nuevo dispositivo permite obtener una reorientación homogénea en todas las generatrices de la sección transversal de la muestra, lo que representa una importante mejora respecto al método empleado anteriormente por nuestro grupo.

Se han cargado con hidrógeno muestras de tubo de circonio mediante carga catódica. El contenido de hidrógeno promedio de las muestras es de 76 ± 12 wppm. Tras un tratamiento de precipitación se obtienen hidruros circunferenciales distribuidos homogéneamente en el espesor del tubo. El tratamiento de reorientación (a presión constante, con tensiones circunferenciales de entre 130 y 148 MPa, y una tensión media de 140 MPa) produce hidruros radiales muy largos y espaciados entre sí. El grado de reorientación es mayor que el logrado por los autores con otro procedimiento de reorientación, probablemente debido al menor contenido en hidrógeno de las muestras en este caso.

Se ha desarrollado un modelo de elementos finitos del ensayo de compresión diametral y se han ajustado los parámetros del modelo de material (según una ley del tipo Ramberg-Osgood), obteniendo una buena concordancia entre el modelo y los resultados experimentales. También se ha modelizado por elementos finitos el tratamiento de reorientación de hidruros.

Se han realizado ensayos de compresión diametral en muestras con hidruros circunferenciales (PT) y radiales (RHT) a 20 °C. Las muestras con hidruros radiales presentan un comportamiento frágil, con caídas de carga asociadas a la aparición de grietas que se dan en la región lineal de la curva fuerza-desplazamiento para valores del desplazamiento entre 0,2 y 0,3 mm. También se ha obtenido la tensión circunferencial en el punto de aparición de la primera grieta usando el modelo de elementos finitos, con valores que varían entre 540 y 840 MPa. Los valores de desplazamiento en el momento del fallo son inferiores a los obtenidos por este mismo grupo en [10]. Esto se debe al menor número de hidruros, así como a su mayor grado de reorientación. Por el contrario, en las muestras con hidruros circunferenciales no se observan grietas ni caídas de carga y presentan un comportamiento dúctil.

El análisis metalográfico de las muestras reorientadas sometidas a ensayo de compresión diametral muestra las grietas en la sección transversal de las muestras ensayada. En algunas generatrices se observan múltiples grietas, algunas de las cuales ocupan todo el espesor del tubo.

De estos resultados se deduce que un menor contenido de hidrógeno puede ser perjudicial para el comportamiento de los tubos si las condiciones termomecánicas dan lugar a una reorientación significativa de los hidruros en dirección radial. Se ha comprobado que la presencia de hidruros radiales largos (asociados a una tensión de reorientación circunferencial elevada) en muestras con bajo contenido de hidrógeno fragilizan notablemente el material en un ensayo de compresión diametral

AGRADECIMIENTOS

Este trabajo ha sido financiado por el programa de investigación e innovación Horizonte 2020 de la Unión Europea (acuerdo 847593 [Proyecto EURAD]) y por el Consejo de seguridad nuclear dentro de las convocatorias de financiación I+D+I del año 2021 (Proyecto INDECOVA). El material utilizado ha sido suministrado por ENUSA Industrias avanzadas S.A. y los autores expresan su agradecimiento a Manuel Quecedo y Cristina Muñoz-Reja por su apoyo.

REFERENCIAS

[1] A. T. Motta, A. Couet, y R. J. Comstock, «Corrosion of Zirconium Alloys Used for Nuclear Fuel Cladding», *Annu Rev Mater Res*, vol. 45, n.º 1, pp. 311-343, 2015, doi: 10.1146/annurev-matsci-070214-020951.

[2] A. T. Motta *et al.*, «Hydrogen in zirconium alloys: A review», *Journal of Nuclear Materials*, vol. 518, pp. 440-460, 2019, doi: https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2019.02.042.

[3] «Spent Fuel Project Office Interim Staff Guidance-11, Revision 3 Issue: Cladding Considerations for the Transportation and Storage of Spent Fuel», 2003.

[4] J.-S. Kim, T.-H. Kim, K. Kim, y Y.-S. Kim, «Terminal solid solubility of hydrogen of optimized-Zirlo and its effects on hydride reorientation mechanisms under dry storage conditions», *Nuclear Engineering and Technology*, ene. 2020, doi: 10.1016/j.net.2020.01.022.

[5] M. C. Billone, T. A. Burtseva, y R. E. Einziger, «Ductile-to-brittle transition temperature for high-burnup cladding alloys exposed to simulated drying-storage conditions», *Journal of Nuclear Materials*, vol. 433, n.º 1, pp. 431-448, 2013, doi: https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2012.10.002.

[6] M. C. Billone, T. A. Burtseva, Z. Han, y Y. Y. Liu, «Embrittlement and DBTT of High-Burnup PWR Fuel Cladding Alloys», Lemont, 2013.

[7] M. C. Billone, T. A. Burtseva, Z. Han, y Y. Y. Liu, «Effects of Multiple Drying Cycles on High-Burnup PWR Cladding Alloys», Lemont, 2014.

[8] M. R. Louthan y R. P. Marshall, «Control of hydride orientation in zircaloy», *Journal of Nuclear Materials*, vol. 9, n.º 2, pp. 170-184, 1963, doi: https://doi.org/10.1016/0022-3115(63)90132-6.

[9] T. L. Sanders *et al.*, «A Method for Determining the Spent-Fuel Contribution to Transport Cask Containment Requirements», n.º November, pp. 53-67, 1992, [En línea]. Disponible en: https://www.nrc.gov/docs/ML0427/ML042710347.pdf

[10] J. Ruiz-Hervias, K. Simbruner, M. Cristobal-Beneyto, D. Perez-Gallego, y U. Zencker, «Failure mechanisms in unirradiated ZIRLO® cladding with radial hydrides», *Journal of Nuclear Materials*, vol. 544, p. 152668, nov. 2021, doi: 10.1016/j.jnucmat.2020.152668.

[11] F. J. Gómez Sánchez, M. A. Martin Rengel, y J. Ruiz-Hervias, «A new procedure to calculate the constitutive equation of nuclear fuel cladding from ring compression tests», *Progress in Nuclear Energy*, vol. 97, pp. 245-251, may 2017, doi: 10.1016/j.pnucene.2017.02.001.

EVALUACIÓN, MEDIANTE TÉCNICAS DE IMPACTO EN CONDICIONES DE GRANDES DESPLAZAMIENTOS, DE LAS PROPIEDADES VISCOELÁSTICAS DE AGLOMERADOS DE CAUCHO PROCEDENTES DE NEUMATICOS RECICLADOS.

J. González-Vega[1], G. Castillo-López[1*], S. Guerrero-Porras[1], F. García-Sánchez[1]

[1] Departamento de Ingeniería Civil, de Materiales y Fabricación. Escuela de Ingenierías Industriales.
Universidad de Málaga
Calle Dr. Ortiz Ramos s/n. 29071 Málaga, España
[*] Persona de contacto: gcastillo@uma.es

RESUMEN

Los neumáticos fuera de uso (NFUs) representan un grave problema medioambiental, siendo necesario contemplar su revalorización obteniendo nuevos productos (Economía Circular). El objetivo final de la investigación llevada a cabo por este grupo es evaluar la posibilidad de desarrollar estructuras multimaterial para contención vial utilizando materiales reciclados procedentes de NFUs.
El objetivo de este trabajo es obtener leyes de comportamiento de aglomerados fabricados con pellets obtenidos a partir de NFUs y resinas poliméricas, para realizar simulaciones numéricas que permitan analizar la viabilidad de las soluciones propuestas.
Probetas cúbicas representativas del aglomerado han sido sometidas a ensayos de impacto confinado a compresión. Las velocidades de impacto han variado entre 2 m/s y 10 m/s. A partir de los resultados de los ensayos se han obtenido curvas tensión-deformación para cada velocidad de ensayo. Estas curvas, utilizadas como dato de entrada para el software MCalibration®, han permitido ajustar los parámetros del modelo de Bergström-Boyce, adecuado para materiales con comportamiento viscoelástico y grandes deformaciones. Utilizando el modelo de material obtenido se han reproducido numéricamente los ensayos utilizando el software de dinámica explícita LSDYNA®. Los resultados muestran que el modelo de material de Bergström-Boyce es adecuado para las velocidades analizadas y deformaciones de hasta un 25%.

PALABRAS CLAVE: Neumáticos fuera de uso (NFU), Visco hiperelasticidad no lineal, Comportamiento a impacto con grandes deformaciones, Caracterización experimental, Modelo Bergström-Boyce.

ABSTRACT

End-of-life tyres (ELTs) represent a serious environmental problem, and it is necessary to consider recycling them into new products (Circular Economy). The final objective of the research carried out by this group is to evaluate the possibility of developing multi-material structures for road security using recycled materials from NFUs.
The aim of this work is to obtain the behavior laws of agglomerates manufactured with pellets obtained from NFUs and polymeric resins, in order to carry out numerical simulations to analyze the feasibility of the proposed solutions.
Representative cubic specimens of the agglomerate have been subjected to compressive confined impact tests. The impact velocities varied between 2 m/s and 10 m/s. Stress-strain curves were obtained from the test results for each test speed. These curves, used as input data for the MCalibration® software, have been used to adjust the parameters of the Bergström-Boyce model, suitable for materials with viscoelastic behavior and large deformations. Using the material model obtained, the tests have been numerically reproduced using the LSDyna® explicit dynamics software. The results show that the Bergström-Boyce material model is suitable for the tested velocities and deformations up to 25%.

KEYWORDS: End-of-life tires (ELTs), Nonlinear Visco-hyper-elasticity, Large deformation impact behavior, Experimental characterization, Bergström-Boyce Model.

1. INTRODUCCIÓN

Los neumáticos fuera de uso (NFUs) representan en la actualidad un importante problema medioambiental, por un lado, debido a la gran cantidad que se genera y por otro, a su carácter prácticamente indestructible. Es por ello que numerosos investigadores han buscado aplicaciones en las que se utilizan los NFUs como aditivos de materiales como asfaltos, hormigones, polímeros, entre otros, bien para mejorar alguna de sus propiedades bien para proporcionarles nuevas propiedades al material modificado [1,2,3].

Otra importante línea de investigación se centra en la obtención de modelos de cauchos que permitan su caracterización numérica. Los cauchos tienen un comportamiento complejo que combina hiperelasticidad y viscoelasticidad, con un grado de linealidad que depende de la composición del material, del proceso de fabricación y de la forma en que se apliquen las cargas. Así Gudsoorkar y Bindu [4] utilizaron los modelos hiperelásticos de Yeoh y Arruda-Boyce. Natarajan et al [5] emplearon para modelizar NFUs, Mooney-Rivlin, Odgen, Neo-Hookean, Yeoh, Arruda-Boyce.

La mayor parte de los elastómeros tipo caucho pueden ser considerados con suficiente aproximación como hipererelásticos y/o viscoelásticos para un amplio rango de aplicaciones. Sin embargo, en este trabajo debido a las elevadas velocidades de deformación y grandes deformaciones dichos modelos no son adecuados debido a que los modelos hiperelásticos no tienen en cuenta el efecto de la velocidad de deformación y los modelos viscoelásticos no consideran de forma adecuada las grandes deformaciones ni las cargas de impacto. En este trabajo es necesario un modelo no lineal viscoelástico, con grandes deformaciones y dependencia del tiempo.

Existen muy pocos modelos que cumplan estos requisitos [6]. Entre ellos se encuentra el modelo de Bergström-Boyce (BB), utilizado en este trabajo.
Para obtener el modelo de BB, es necesario realizar ensayos a diferentes velocidades de deformación. Teniendo en cuenta las limitaciones y características del aglomerado objeto de estudio, ha sido necesario poner a punto un ensayo de impacto a compresión sobre probetas confinadas.

Para validar la metodología se ha realizado un modelo de elementos finitos de los ensayos realizados.

2. MODELO DE BERGSTRÖM-BOYCE

El modelo de BB está basado en el modelo hiperelástico de ocho cadenas publicado por Arruda y Boyce en 1993 [7] para describir el comportamiento de cauchos. Desde su publicación en 1998 [8], ha sido modificado para incluir más aspectos del comportamiento de polímeros haciéndolo más generalista [6]. Se trata de un modelo que se caracteriza por su compleja formulación matemática que involucra un importante número de parámetros.

El modelo de BB es una generalización del comportamiento viscoelástico que incluye grandes deformaciones y dependencia del tiempo (incluso de la temperatura). Conceptualmente, el modelo de BB está representado por dos ramas en paralelo, como se observa en la figura 1. La rama hiperelástica (a), es la responsable de respetar las condiciones de equilibrio, mientras que la segunda (b) da respuesta a los requerimientos en función del tiempo. Esta última, a su vez, dispone de dos componentes en serie: una hiperelástica y una viscoelástica no lineal [6].

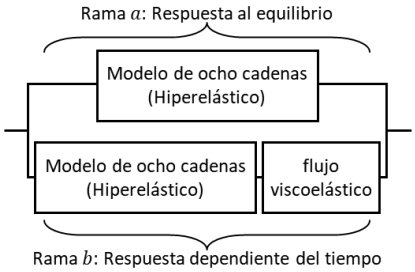


Figura 1. Representación conceptual del modelo de BB.

Debido a la organización en paralelo de las dos ramas (a) y (b): (i) el gradiente de deformación es el mismo para las dos ramas, expresión (1) en la que F indica tensor de gradiente de deformación; y (ii) la tensión total en el modelo es la suma de las tensiones elásticas de las dos ramas, expresión (2) donde σ representa el tensor de tensión de Cauchy.

$$F = F_a = F_b \tag{1}$$

$$\sigma = \sigma_a = \sigma_b \tag{2}$$

La formulación nativa de LS-DYNA® para el modelo de BB está basada [9] en la idea de que la parte volumétrica es elástica y gobernada por el módulo de compresibilidad (k) y la parte desviadora del tensor de Kirchhoff $(\underline{\tau})$ es la suma de una parte elástica $(\underline{\tau_e})$ y una parte viscoelástica $(\underline{\tau_v})$, expresiones (3) y (4) respectivamente.

$$\underline{\tau}_e = \frac{G}{3}\frac{3-\lambda_r^2}{1-\lambda_r^2}\left(\underline{b} - \frac{tr(\underline{b})}{3}I\right), \tag{3}$$

$$\underline{\tau}_v = \frac{G_v}{3}\frac{3-\lambda_v^2}{1-\lambda_v^2}\left(\underline{b}_e - \frac{tr(\underline{b}_e)}{3}I\right), \tag{4}$$

donde:

- $\underline{b} = J^{-\frac{2}{3}}FF^T$ siendo $J = det(F)$
- $\underline{b}_e = F_eF_e^T$ siendo $J^{-\frac{1}{3}}F = F_eF_i$ donde los subíndices e y i corresponden respectivamente a la parte elástica e inelástica.
- G y G_v son respectivamente los módulos de cizalladura elástica e inelástica.
- $\lambda_r^2 = tr(\underline{b})/(3N)$ y $\lambda_v^2 = tr(\underline{b}_e)/(3N_v)$ siendo N y N_v respectivamente el número de segmentos elásticos y viscoelásticos.

La evolución temporal es introducida mediante el tensor de velocidad de deformación inelástica (D_i), expresión (5).

$$D_i = \dot{\gamma}_0(\lambda_i - 0{,}999)^c\left(\frac{\|\tau_v\|}{\hat{\tau}\sqrt{2}}\right)^m\frac{\tau_v}{\|\tau_v\|}, \tag{5}$$

donde:

- $\dot{\gamma}_0$ es la velocidad de deformación de referencia.
- $\hat{\tau}$ es la tensión de referencia de Kirchhoff
- $\lambda_i = tr(F_i^TF_i)/3$

- c y m son respectivamente exponentes de la deformación inelástica y de la tensión.

Como se ha indicado, la parte volumétrica del modelo es elástica y está gobernada por el módulo de compresibilidad k. Por tanto, la presión (p) viene definida por la expresión (6).

$$p = (J^{-1} - 1)k \tag{6}$$

En la tabla 1 se resumen las constantes del material necesarias para definir el modelo de BB.

Tabla 1. Constantes de material para la formulación nativa de LS-DYNA®

Constante	Nombre/Significado
k [MPa]	Módulo elástico de compresibilidad
G [MPa]	Módulo elástico de cizalladura
G_v [MPa]	Módulo viscoelástico de cizalladura
N [−]	Número de segmentos elásticos
N_v [−]	Número de segmentos viscoelásticos
c [−]	Exponente de deformación inelástica
m [−]	Exponente de tensión inelástica
$\dot{\gamma}_0$[1/s]	Velocidad de deformación de referencia
$\hat{t}$ [MPa]	Tensión de referencia de Kirchhoff

3. MATERIALES Y PROBETAS

El material objeto de estudio es un aglomerado formado por pellets cilíndricos de 4,2 mm de diámetro y 5 mm de longitud y 8 % en peso de adhesivo de poliuretano. Los pellets se han obtenido mediante un proceso de re-vulcanización a partir de neumáticos fuera de uso (NFUs) por la empresa danesa genan®.
Mediante moldeo se han fabricado probetas cúbicas de $50 \times 50 \times 50\ mm^3$ (ver figura 2).



Figura 2. Probeta de ensayo.

Un análisis mediante tomografía, utilizando el espectrómetro YXLON Y-Cougar, ha permitido determinar el porcentaje de vacíos de las muestras, siendo este de un 56,5%.

4. TECNICAS EXPERIMENTALES

Debido a las limitaciones geométricas impuestas por la naturaleza de los especímenes, únicamente es posible la realización de ensayos de compresión estáticos y dinámicos, bajo carga de impacto a diferentes velocidades.

4.1. Ensayos estáticos de compresión

El objetivo de este ensayo es determinar el módulo de compresibilidad volumétrica (k) a velocidades cuasi estáticas. Los ensayos han sido realizados en una máquina universal de ensayos Servosis ME-405/10 equipada con una célula de carga de $5\ kN$. Tal y como se puede ver en la figura 3, la carga fue aplicada sobre toda la sección de la probeta mediante un mártir de aluminio, con una velocidad de desplazamiento impuesta de $2\ mm/min$. La medición de la expansión lateral se realizó mediante captadores de desplazamiento KEYENCE GT2-P12K de $12\ mm$ de rango de medición y precisión de $1\mu m$.

A partir de las curvas $\sigma - \varepsilon$ y $\varepsilon_x - \varepsilon_y$ se obtuvieron respectivamente los módulos de elasticidad (E) y coeficiente de Poisson (ν). Mediante la expresión (7) se obtuvieron los módulos de compresibilidad.

$$k = \frac{E}{3(1 - 2\nu)} \tag{7}$$

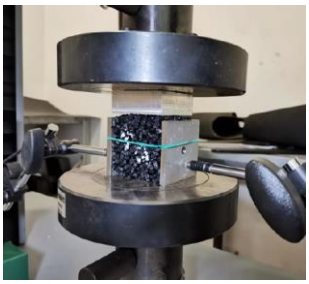


Figura 3. Ensayo estático para la determinación de k.

4.2. Ensayos de compresión a impacto

Se ha utilizado una máquina de caída de dardo INSTRON CEAST 9350 (ver figura 4). La probeta es introducida en el utillaje de confinamiento, fijado entre la base (3) y la sujeción (4). El espécimen se apoya directamente sobre la placa (1) y sensor de fuerza pizoeléctrico (2) PCB-208C05, de 22 kN de capacidad de carga. La carga de impacto se aplica a la probeta mediante un mártir (6). El impactor dispone de una punta esférica de 20 mm de diámetro.

Los ensayos fueron realizados con una masa total de $2{,}36\ kg$ y velocidades iniciales de impacto de 2 a 10 m/s, con incrementos de 1 m/s.

A partir de la fuerza registrada, se obtuvieron, por integración numérica de la segunda ley de Newton con condiciones iniciales nulas, los desplazamientos y velocidades del impactor. Teniendo en cuenta las dimensiones de las probetas, se obtuvieron las tensiones y deformaciones ingenieriles.



Figura 4. Sistema de caída de dardo, utillaje de ensayo.

5. CALIBRACIÓN DEL MODELO DE BERGSTRÖM-BOYCE

Como se ha indicado, el modelo de BB requiere conocer nueve parámetros de material. Dado que únicamente es posible realizar ensayos de compresión, a partir de los cuales se obtienen curvas $\sigma - \varepsilon$ para diferentes velocidades, resulta necesario realizar un proceso de optimización de parámetros de forma que el modelo de BB se ajuste adecuadamente a los resultados experimentales. Para este propósito se ha empleado el programa MCalibration® de la empresa PolymerFEM®.

En cualquier procedimiento de optimización, es necesario establecer una función objetivo y un algoritmo de optimización. Con MCalibration® se han empleado tres funciones objetivo y tres algoritmos de optimización [10].

5.1. Funciones objetivo

- El coeficiente de determinación (R^2) definido por la expresión (8).

$$R^2 = 1 - \left[\frac{\sum_{i=1}^{i=n}(e_i - p_i)^2}{\sum_{i=1}^{i=n}(e_i - p_m)^2}\right] \qquad (8)$$

- Diferencia cuadrática media (MSD, por sus siglas en inglés) definida por la expresión (9).

$$MSD = \frac{1}{n}\sum_{i=1}^{i=n}(e_i - p_i)^2 \qquad (9)$$

En las expresiones (8) y (9) e son los valores experimentales, p los valores estimados, p_m el valor medio experimental y n el número de puntos.

- Diferencia media absoluta normalizada ($NMAD$) definida por la expresión (10).

$$NMAD = 100.\frac{\langle|e - p|\rangle}{max(\langle|e|\rangle, \langle|p|\rangle)} \qquad (10)$$

En la expresión (10) e y p son los vectores de valores experimentales y estimados, $\langle\cdot\rangle$ y $|\cdot|$ indican respectivamente valores medios y absolutos.

5.2. Algoritmos de optimización

- Método de búsqueda global, basado en el algoritmo Covariance Matrix Adaption Evolution Strategy, para la búsqueda del mínimo en problemas no lineales de optimización.
- Método de búsqueda automática extensiva. Este método cambia entre diferentes métodos de optimización para la búsqueda de parámetros óptimos. Desde el punto de vista del usuario se puede elegir entre dos criterios de finalización: (i) dar una tolerancia para decidir si el conjunto de parámetros es aceptable y (ii) utilizar todos los algoritmos y seleccionar el mejor.
- Método de búsqueda automática rápida, similar al anterior, pero priorizando los métodos por su rapidez.

Cada método utilizado da lugar a un conjunto de parámetros diferente, para validar el más adecuado se ha procedido a realizar una contrastación numérico-experimental, cuyos resultados se recogen en el apartado 7.

6. RESULTADOS

6.1. Resultados experimentales

6.1.1 Ensayos estáticos de compresión

Se ensayaron un total de 4 probetas. La tabla 3 muestra los resultados obtenidos.

Tabla 2. Ensayos estáticos de compresión. Resultados

Probeta	E [MPa]	ν	k [MPa]
1	0,3260	0,2014	0,1820
2	0,3210	0,2011	0,1790
3	0,3419	0,1808	0,1785
4	0,3885	0,2239	0,2345
	0,34±0,03	0,20±0,02	0,19±0,03

6.1.2 Ensayos de impacto compresión

Se ensayaron cinco probetas a cada una de las velocidades impuestas. Tras el tratamiento de los resultados de fuerza de impacto, se obtuvieron curvas $\sigma - \varepsilon$ para cada velocidad. A modo representativo, en la figura 5 se pueden ver los resultados de las dos velocidades extremas de 2 y 10 m/s.

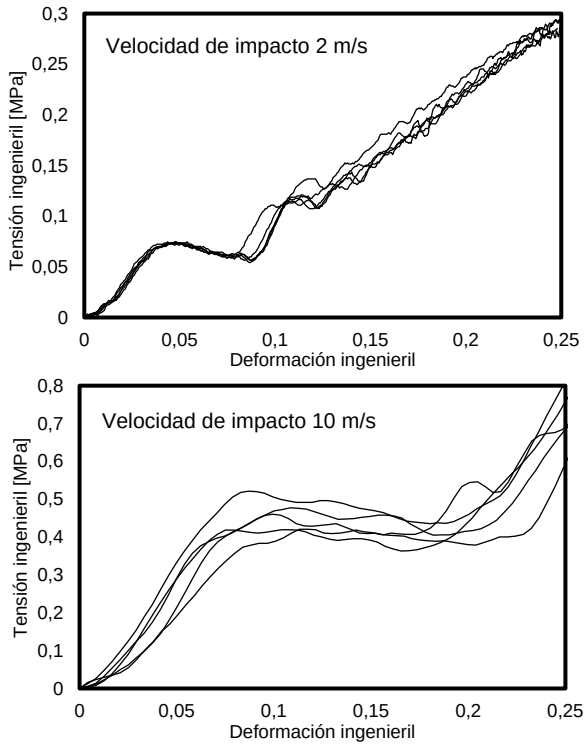


Figura 5. Curvas experimentales $\sigma - \epsilon$ para 2 y 10 m/s.

6.2. Ajuste del modelo de Bergström-Boyce

Como se ha indicado en el apartado 5, es posible obtener un total de 12 conjuntos de parámetros de material. En un trabajo previo [11] se analizó el comportamiento del pellet aislado de NFU, llegando a la conclusión de que el conjunto de parámetros que mejor se ajustaba a los resultados experimentales es el que se muestra en la tabla 3 donde se incluiye el módulo de compresibilidad estático obtenido.

Tabla 3. Parámetros de BB utilizados en este trabajo.

k [MPa]	0,19	c [−]	-1,03991
G [MPa]	0,065023	m [−]	1,00001
G_v [MPa]	20,3241	$\dot{\gamma}_0$ [1/s]	0,132048
N [−]	1,20812	$\hat{\tau}$ [MPa]	0,010813
N_v [−]	29,5752		

7. CORRELACIÓN NUMÉRICO-EXPERIMENTAL

Para la simulación numérica se ha utilizado el software explícito LS-DYNA®. El modelo de BB requiere que el modelado se haga utilizando elementos 3D. Gracias a la doble simetría del problema, se modelizó únicamente la cuarta parte del modelo, utilizando para ello condiciones de simetría tal y como se muestra en la figura 6.

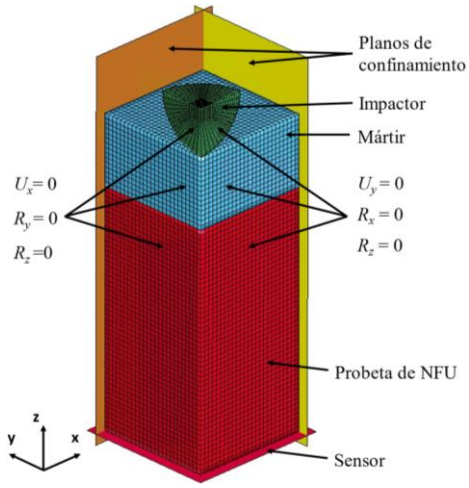


Figura 6. Modelo de elementos finitos.

La densidad del impactor se ha modificado para tener en cuenta la masa móvil. Se ha aplicado al impactor las velocidades iniciales de ensayo y el efecto de la gravedad. Los planos de confinamiento y el plano del sensor de fuerza han sido definidos como de rigidez infinita Tras un estudio de convergencia se determinó el tamaño de elemento de 2 mm, así como el paso de tiempo 0,005 ms como los más adecuados.

La figura 7 muestra, a modo de ejemplo, las correlaciones numérico-experimentales obtenidas correspondientes para velocidades de impacto de 2 y 10 m/s.

Tal y como se puede apreciar, los resultados numéricos obtenidos muestran una buena correlación con los experimentales.

8. CONCLUSIONES

Los NFUs representan hoy por hoy un grave problema medioambiental. Una de las vías de reducción de estos residuos es su valorización en nuevos productos. Gracias a su elevada capacidad de absorción de energía una posible aplicación es su reutilización dentro de un multimaterial en la fabricación de elementos de contención vial.

De esta manera se podría dar una nueva vida a estos residuos y mejorar la seguridad vial. Para ello resulta imprescindible disponer de modelos de material que permitan evaluar, mediante técnicas numéricas, su validez para este u otro tipo de aplicaciones.

En este trabajo se ha mostrado una metodología de caracterización que permite, a partir de ensayos de impacto, obtener un modelo de material viscoelástico para su utilización en condiciones de impacto y grandes deformaciones. Entre los modelos de material presentes en la literatura, el de BB se muestra como el único capaz de dar respuesta a este problema.

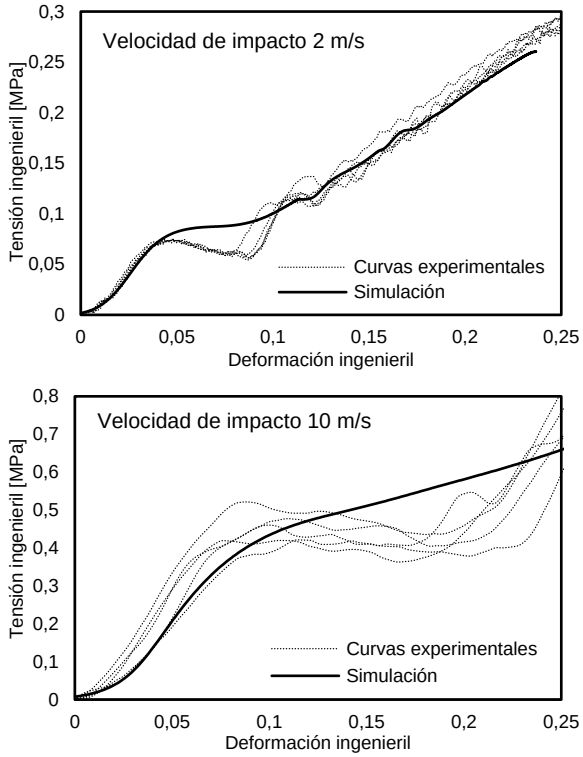


Figura 7. Correlaciones numéricas (línea continua) para $2\ y\ 10\ m/s$.

Los resultados obtenidos muestran una buena correlación numérico-experimental.

A partir de este trabajo se dispone de un modelo de material que permitirá, mediante técnicas de simulación por elementos finitos, evaluar la capacidad de poder desarrollar elementos de contención vial.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer a (i) la empresa danesa genan® por su apoyo proporcionando los NFUs ensayados en este trabajo, (ii) a la Consejería de Economía y Conocimiento de la Junta de Andalucía y al Fondo Europeo de Desarrollo Regional por su financiación a través del proyecto UMA20-FEDERJA-028, (iii) al Fondo Europeo de Desarrollo Regional. Ministerio de Economía y Competitividad por su financiación a través de los proyectos UNMA13-1E-1901 y UNMA15-CE-3571 que han permitido la adquisición del equipamiento experimental utilizado en este trabajo.

REFERENCIAS

[1] S. Chen *et al.*, "Investigation of hot mixture asphalt with high ground tire rubber content," *J. Clean. Prod.*, vol. 277, p. 124037, Dec. 2020.

[2] V. Mahesh, S. Joladarashi, and S. M. Kulkarni, "An experimental investigation on low-velocity impact response of novel jute/rubber flexible biocomposite," *Compos. Struct.*, vol. 225, p. 111190, Oct. 2019.

[3] R. Yang, Y. Xu, P. Chen, and J. Wang, "Experimental study on dynamic mechanics and energy evolution of rubber concrete under cyclic impact loading and dynamic splitting tension," *Constr. Build. Mater.*, vol. 262, p. 120071, Nov. 2020.

[4] U. Gudsoorkar and R. Bindu, "Computer simulation of hyper elastic re-treaded tire rubber with ABAQUS," *Mater. Today Proc.*, vol. 43, pp. 1992–2001, Jan. 2021.

[5] E. Natarajan, C. S. Hassan, A. Chun Kit, M. S. Santhosh, S. Ramesh, and R. Sasikumar, "Modeling of multiwall carbon nanotubes rein-forced natural rubber for soft robotic applications – A comprehensive presentation," *Mater. Today Proc.*, vol. 46, pp. 3251–3258, Jan. 2021.

[6] J. S. Bergström, *Mechanics of Solid Polymers: Theory and Computational Modeling*. 2015.

[7] E. M. Arruda and M. C. Boyce, "A three-dimensional constitutive model for the large stretch behavior of rubber elastic materials," *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 41, no. 2, pp. 389–412, Feb. 1993.

[8] J. S. Bergström and M. C. Boyce, "Constitutive modeling of the large strain time-dependent behavior of elastomers," *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 46, no. 5, pp. 931–954, May 1998.

[9] H. Dal and M. Kaliske, "Bergström–Boyce model for nonlinear finite rubber viscoelasticity: theoretical aspects and algorithmic treatment for the FE method.," *Comput. Mech.*, vol. 44, pp. 809–823, 2009.

[10] PolymerFEM, *MCalibration User Manual*.

[11] J. González-Vega, G. Castillo-López, J. M. Galindo-Moreno, S. Guerrero-Porras, and F. García-Sánchez, "Experimental viscoelastic properties evaluation, under impact loads and large strain conditions, of coated & uncoated rubber from end-of-life tires," *Polym. Test.*, vol. 107, p. 107468, Mar. 2022.

MÉTODOS Y MODELOS ANALÍTICOS Y NUMÉRICOS

SIMULACIÓN DE LA ROTURA DEL HORMIGÓN REFORZADO CON FIBRAS EN UN CÓDIGO LIBRE DE ELEMENTOS FINITOS (OOFEM)

F. Suárez[1*]
[1] Departamento de Ingeniería Mecánica y Minera, Universidad de Jaén, EPS de Linares
Campus Científico Tecnológico de Linares, Cinturón Sur, s/n 23700 Linares (Jaén), España.
* Persona de contacto: fsuarez@ujaen.es

RESUMEN

El uso del hormigón reforzado con fibras (HRF) ha experimentado un gran desarrollo en los últimos años. Se ha realizado un notable número de investigaciones experimentales que permiten entender mejor cómo afectan los diferentes aspectos de su producción a sus propiedades, tanto en estado fresco como endurecido. Junto con estos trabajos experimentales, se han propuesto diferentes formas de reproducir numéricamente la rotura del HRF. De entre ellos, cabe destacar el uso de la fisura cohesiva mediante el uso de una función de ablandamiento trilineal, que ha demostrado ser efectivo y relativamente sencillo. En este trabajo se presenta un modelo de material que permite reproducir el comportamiento a rotura del HRF. A diferencia de modelos anteriores, desarrollados para el código comercial ABAQUS, el presente modelo está desarrollado en OOFEM, código libre de elementos finitos desarrollado en la Universidad Técnica Checa en Praga (República Checa) y la Universidad de Chalmers (Suecia), poniendo de esta manera a disposición del público general una herramienta que permite reproducir la rotura de elementos estructurales de hormigón reforzado con fibras. Desde el punto de vista matemático, el modelo reproduce el comportamiento mecánico del material mediante un parámetro de daño que varía de 0 a 1, proporcionando resultados muy similares a los obtenidos con el modelo de fisura embebida en el que se basa.

PALABRAS CLAVE: Hormigón reforzado con fibras, Método de los elementos finitos, OOFEM, Fisura cohesiva

ABSTRACT

The use of fibre-reinforced concrete (FRC) has experienced a big impulse in recent years. The increasing interest in FRC has produced a remarkable number of experimental studies that identify how diverse aspects of their production affect their properties, both in fresh state and hardened. Together with these experimental studies, several approaches have been proposed for numerically reproducing fracture in FRC. Of these approaches, it is worth mentioning the use of cohesive fracture by using a trilinear softening function, which has proven to be efficient and relatively simple. In this study, a material model is proposed for reproducing the fracture behaviour of FRC. Differently from previous models, developed for the commercial code ABAQUS, this model is developed in OOFEM, a free finite element code developed at the Czech Technical University in Prague (Czech Republic) and Chalmers University of Technology (Sweden), thus providing the general public with a tool that allows reproducing fracture in structural elements made with fibre-reinforced concrete elements. From the mathematical point of view, this model reproduces the mechanical behaviour of FRC by means of a damage parameter that ranges between 0 and 1, providing results that are very similar to those obtained with the embedded crack model on which it is based.

KEYWORDS: Fibre-reinforced concrete, Finite element method, OOFEM, Cohesive crack

1. INTRODUCCIÓN

En los últimos años, el hormigón reforzado con fibras (HRF) ha suscitado un gran interés en el mundo de la construcción, prueba de ello es la aparición de nuevas fibras en el mercado y las recomendaciones para su uso que, desde hace unos años, se incluyen en las normas estructurales [1–3]. El refuerzo con fibras no es una tecnología nueva, pues se utiliza desde hace décadas en el recubrimiento de túneles con hormigón gunitado, evitando la colocación de malla electrosoldada y en solados de hormigón sometido a grandes cargas, como en aeropuertos o instalaciones industriales [4], por ejemplo. El tipo de fibras que pueden emplearse en el hormigón es muy variado y depende, fundamentalmente, del uso que desee darse al material, de modo que existen microfibras de polipropileno que permiten reducir la fisuración por retracción del hormigón [5, 6] y macrofibras de acero, poliméricas, y de otros materiales [7, 8], que permiten reforzar el hormigón sustituyendo, al menos en parte, la armadura de acero corrugado tradicional (ver Fig. 1). La aparición de nuevas fibras poliméricas permite extender el uso del HRF a ámbitos en los que el uso de fibras metálicas

puede estar desaconsejado, como es la prefabricación de traviesas de ferrocarril, en el que la capacidad conductora del acero puede afectar a los sistemas de seguridad y protección ferroviaria, o la fabricación de recubrimientos de fachada en edificios, donde la corrosión de las fibras metálicas afectaría a la estética del edificio de forma notable.

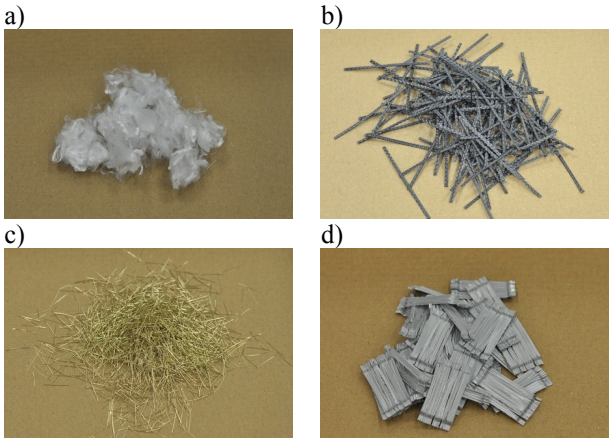


Figura 1. Algunas fibras empleadas como refuerzo en el hormigón: a) microfibras de polipropileno, b) macrofibras de poliolefina , c) microfibras de acero y d) macrofibras de acero.

Por otra parte, la reproducción numérica del comportamiento de estos nuevos materiales resulta de gran importancia, pues, entre otros motivos, es necesaria para la realización de proyectos de ingeniería que incorporen estas tecnologías. En este sentido, se han propuesto varios modelos para reproducir el comportamiento del HRF [9, 10]. Entre estos modelos, cabe destacar el de fisura embebida propuesto por Alberti et al. en el que, empleando un modelo ya existente y ampliamente contrastado en el campo del hormigón [10], se utiliza una función de ablandamiento trilineal que adapta el comportamiento del material para ajustarlo al observado con el refuerzo de fibras. Este modelo ha demostrado ser muy versátil y efectivo a la hora de simular el comportamiento del HRF, en concreto del hormigón reforzado con fibras de poliolefina (HRFP), bajo rotura en modo I [11] y en estados de tensión resultantes de la combinación de los modos I y II [12].

En este trabajo se presenta una adaptación del modelo de fisura cohesiva con curva de ablandamiento trilineal mencionado. En este modelo el proceso de rotura está dirigido por un factor de daño que varía de 0 (material no dañado) hasta 1 (completamente dañado). Además, este modelo se ha desarrollado en OOFEM [13], un código de elementos finitos *open source*, poniendo a disposición del público general una herramienta para simular la rotura de un material tan relevante como el HRF. En este trabajo se describe el modelo desarrollado y se comparan los resultados obtenidos con él respecto a los obtenidos con el modelo desarrollado por Gálvez, Alberti y Enfedaque, en el que se inspira.

A continuación, en el apartado 2, se describen los aspectos más relevantes del modelo de fisura embebida propuesto por Alberti et al., posteriormente, en el apartado 3, se detalla la formulación del modelo que se propone. Finalmente, en el apartado 4, se comparan ambos modelos, para ello se reproduce un ensayo de flexión en tres puntos sobre probeta entallada, empleando la misma malla, los mismos parámetros del material y parámetros similares del algoritmo del cálculo, en concreto, empleando el método de la longitud de arco (*arc-length method*). Finalmente, el apartado 5 está dedicado a describir las conclusiones extraídas de este trabajo y proponer el trabajo futuro a desarrollar.

2. MODELO DE FISURA COHESIVA CON CURVA DE ABLANDAMIENTO TRILINEAL EXISTENTE

Dado que el modelo propuesto, que se describe en el apartado 3, se basa en el modelo de fisura embebida con curva de ablandamiento trilineal propuesto por Alberti et al., se considera adecuado describir en primer lugar y de forma breve los aspectos más relevantes del mismo. Este modelo está programado para ABAQUS mediante una subrutina de usuario UMAT.

2.1. Aspectos esenciales del modelo de fisura embebida

Nótese que aquí únicamente se hará referencia a los aspectos más relevantes de este modelo en relación con la comparación que se hará posteriormente entre éste y el modelo de fisura difusa propuesto en este trabajo. Por este motivo, aquí no se encontrará una descripción completa del mismo, para ello, el lector puede consultar [14] y [15].

Este modelo de fisura embebida se basa en el concepto de zona cohesiva desarrollado por Hillerborg, describiendo la rotura en el interior de un elemento triangular mediante una formulación de discontinuidad fuerte.

El modelo es un modelo de fuerzas centrales, pues asume, de forma simplificada, que el vector de tensiones $\boldsymbol{t}$ es constante a lo largo de la fisura y paralelo, a su vez, al vector de desplazamiento $\boldsymbol{w}$ (ver Fig. 2).

Este modelo permite la rotura únicamente en tres direcciones, paralelas a cada una de las caras del elemento, y calcula la tensión del elemento restando una contribución inelástica al comportamiento elástico a través de la siguiente expresión:

$$\boldsymbol{\sigma} = \boldsymbol{E} : \left[\epsilon^a - \left(\boldsymbol{b}^+ \otimes \boldsymbol{w}\right)^S\right] \cdot \boldsymbol{n} \tag{1}$$

donde $\boldsymbol{E}$ es el tensor elástico tangente, ϵ^a el vector de deformación aparente, b^+ el vector gradiente de la función de forma que corresponde al nodo solitario (el nodo de A^+ en la Figura 2), el superíndice S denota la parte simétrica del tensor y el producto $\otimes$ el producto directo ($(\boldsymbol{a} \otimes \boldsymbol{b})_{ij} = a_i b_j$)).

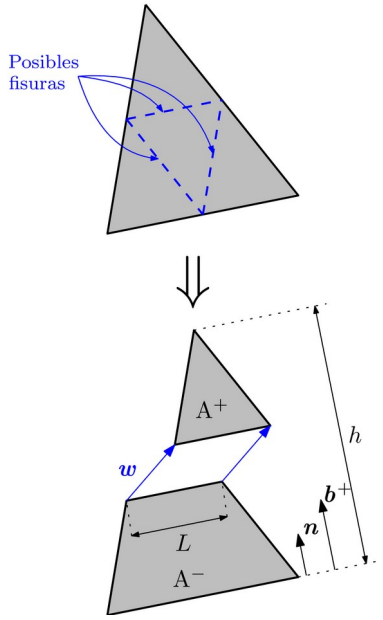


Figura 2. Modelo de fisura embebida con los caminos de fisuración permitidos (izda.) y los principales valores y vectores empleados en su formulación.

2.2. Curva de ablandamiento trilineal

El modelo de fisura embebida describe la degradación del material a medida que progresa la fisuración mediante una curva de ablandamiento, expresada en términos de tensión (σ) y apertura de fisura (w). Esta curva de ablandamiento adopta de forma tradicional expresiones lineales, bilineales y exponenciales cuando se desea reproducir el comportamiento a fractura del hormigón, pero puede definirse mediante un diagrama trilineal para reproducir el comportamiento del HRF, tal y como el mostrado en la Fig. 3. Este diagrama consta de cuatro puntos (t, k, r y f), cuyas coordenadas están relacionadas con características de la producción del hormigón reforzado con fibras, tales como las propiedades mecánicas del material de la fibra, la longitud de las fibras o la proporción de fibras añadida al hormigón [10]. Definidos los seis parámetros del diagrama trilineal (f_t, f_k, f_r, w_k, w_r y w_f), la tensión correspondiente a un valor de la apertura de fisura puede obtenerse tal y como se muestra en la expresión (2).

La definición de la curva de ablandamiento mediante esta curva trilineal permite reproducir el comportamiento observado en las probetas de HRF ensayadas a fractura, que presentan una caída de carga inicial, debida a la fisuración de la matriz de hormigón, una posterior recuperación de carga, debida al trabajo de las fibras que cosen el plano de fisuración, y una posterior pérdida de carga final, debida al deterioro de la interfaz fibra-matriz.

$$\sigma = \begin{cases} f_t + \left(\dfrac{f_k - f_t}{w_k}\right) \cdot w & \text{if } 0 < w \leq w_k \\ f_k + \left(\dfrac{f_r - f_k}{w_r - w_k}\right) \cdot (w - w_k) & \text{if } w_k < w \leq w_r \\ f_r + \left(\dfrac{-f_r}{w_f - w_r}\right) \cdot (w - w_r) & \text{if } w_r < w \leq w_f \\ 0 & \text{if } w > w_f \end{cases} \tag{2}$$

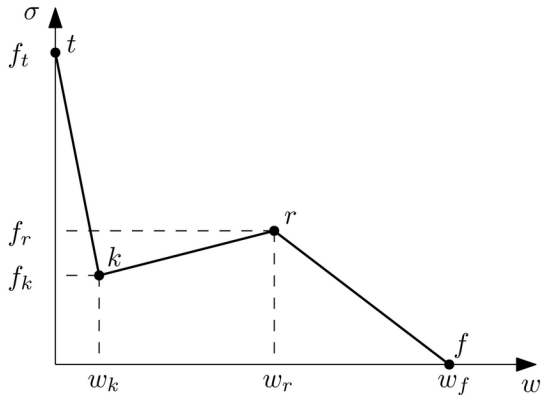


Figura 3. Curva de ablandamiento trilineal, empleada para reproducir la rotura en HRF.

3. MODELO DE FISURA COHESIVA CON CURVA DE ABLANDAMIENTO TRILINEAL PROPUESTO

Esta formulación corresponde a un modelo de fisura difusa que asume una degradación de rotura isótropa de modo que la matriz de rigidez del material dañado se obtiene como:

$$\boldsymbol{D} = (1 - \omega)\, \boldsymbol{D}_e \tag{3}$$

donde $\boldsymbol{D}_e$ es la matriz de rigidez elástica y ω es un escalar que representa el daño producido, que adopta valores entre 0 (material no dañado) y 1 (material completamente dañado).

La evolución del daño se define relacionando la variable ω con el mayor nivel de deformación sufrido hasta el momento. Para calcular el nivel de deformación en cada instante se emplea un valor de deformación equivalente, ε_{eq} que se calcula a partir del tensor de deformación. El valor de puede obtenerse empleando varios criterios, en este caso se ha empleado el criterio de Rankine:

$$\varepsilon_{eq} = \frac{1}{E}\sqrt{\sum_{I=1}^{3}\langle\bar{\sigma}_I\rangle^2} \tag{4}$$

donde E representa el módulo elástico de la matriz, $\bar{\sigma}_I$ representa las tensiones principales (I = 1, 2, 3), siendo $\langle\bar{\sigma}_I\rangle$ únicamente sus valores positivos.

La evolución del daño en este modelo, que es el responsable del comportamiento del material a través de la expresión (3), debe relacionarse con la deformación equivalente, calculada en este caso mediante el criterio de Rankine (expresión (4)). Para ello, se emplea la teoría de la banda de fisura (*crack band*) propuesto por Bazant y Oh [16], que analiza la fisura dentro de un elemento finito como una grieta de ancho w. En este contexto, la apertura de fisura w se puede expresar como la deformación inelástica (fisuración) ε_c multiplicada por el ancho efectivo h de la banda de fisura, que se estima proyectando el elemento finito en la dirección de la tensión principal máxima en el instante en que se inicia el daño. La deformación inelástica ε_c es la diferencia entre la deformación total y la deformación elástica σ/E de este modo:

$$\varepsilon_c = \varepsilon_{eq} - \frac{\sigma}{E} \tag{5}$$

Obteniendo la tensión σ a partir del parámetro de daño con la expresión (3):

$$\sigma = (1-\omega)\,E\varepsilon_{eq} \tag{6}$$

Por lo tanto, la expresión (5) queda de la siguiente manera:

$$\varepsilon_c = \varepsilon_{eq} - \frac{(1-\omega)E\varepsilon_{eq}}{E} \Rightarrow \varepsilon_c = \omega\varepsilon_{eq} \tag{7}$$

De este modo, la apertura de fisura puede expresarse de la siguiente manera:

$$w = h\varepsilon_c = h\omega\varepsilon_{eq} \tag{8}$$

Con el fin de poder comparar los resultados de este modelo con los del modelo existente descrito en el apartado 2, a continuación se obtiene la expresión del parámetro de daño ω a partir del valor de deformación equivalente y de los parámetros que definen la curva de ablandamiento trilineal (f_t, f_k, f_r, w_k, w_r y w_f) para cada tramo de la misma. La Fig. 4 muestra el esquema del diagrama trilineal expresado en términos de la apertura de fisura w y su equivalente en términos de la deformación equivalente ε_{eq}. En las siguientes expresiones se emplea el símbolo ε_0 para identificar la deformación a la que se produce el inicio del daño, de modo que $f_t = E\varepsilon_0$. Sustituyendo las expresiones (6) y (8) en las funciones de cada tramo, definidas en la expresión (2), se obtiene la expresión del parámetro de daño en cada tramo:

Tramo *t-k* : $\varepsilon_0 \le \varepsilon_{eq} < \varepsilon_k$

$$\omega = \frac{E}{E + h\left(\frac{f_k - f_t}{w_k}\right)} - \frac{1}{\varepsilon_{eq}}\frac{E\varepsilon_0}{E + h\left(\frac{f_k - f_t}{w_k}\right)} \tag{9}$$

Tramo *k-r* : $\varepsilon_k \le \varepsilon_{eq} < \varepsilon_r$

$$\omega = \frac{E}{E + h\left(\frac{f_r - f_k}{w_r - w_k}\right)} + \frac{1}{\varepsilon_{eq}} \cdot \frac{w_k\left(\frac{f_r - f_k}{w_r - w_k}\right) - f_k}{E + h\left(\frac{f_r - f_k}{w_r - w_k}\right)} \tag{10}$$

Tramo *r-f* : $\varepsilon_r \le \varepsilon_{eq} \le \varepsilon_f$

$$\omega = \frac{E}{E + h\left(\frac{-f_r}{w_f - w_r}\right)} + \frac{1}{\varepsilon_{eq}} \cdot \frac{w_r\left(\frac{-f_r}{w_f - w_r}\right) - f_r}{E + h\left(\frac{-f_r}{w_f - w_r}\right)} \tag{11}$$

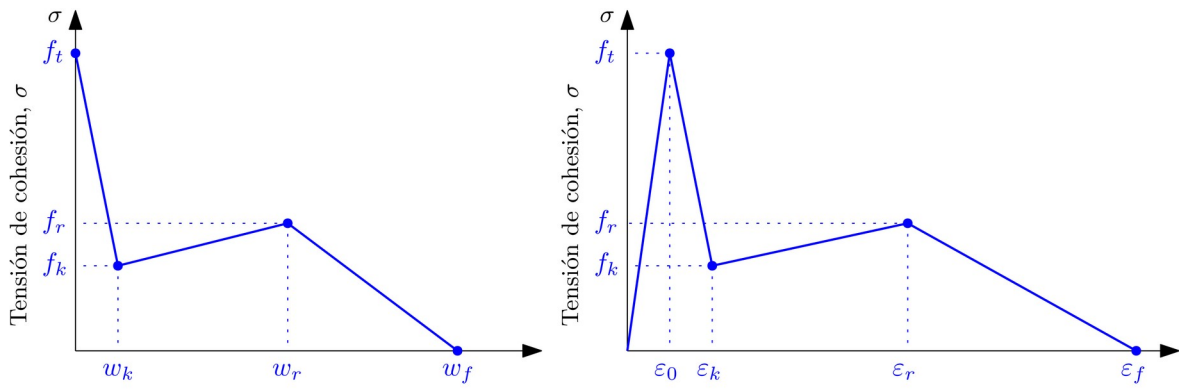


Figura 4. Diagrama trilineal expresado en términos de la apertura de fisura w (izda.) y expresado en términos de la deformación equivalente ε_{eq} (dcha.).

4. VALIDACIÓN DEL MODELO PROPUESTO

Con el fin de validar el modelo propuesto, a continuación se realiza la simulación de un ensayo de flexión en tres puntos con entalla empleando tanto el modelo existente, descrito en el apartado 2 y calculado con ABAQUS, como el propuesto en este trabajo, descrito en el apartado 3 y calculado con OOFEM. En ambos casos el modelo emplea la misma malla de elementos finitos y los mismos parámetros para definir el material. A continuación se detallan estos aspectos y se muestran los resultados obtenidos.

4.1 Modelo de elementos finitos

El modelo reproduce un ensayo de flexión en tres puntos con entalla, en concreto el correspondiente a la probeta de tamaño medio de la referencia [11]. La Fig. 5 muestra el modelo con sus dimensiones acotadas, que está apoyado en dos puntos en el paramento inferior y en el que se impone un desplazamiento del punto de aplicación de carga, situado en el paramento superior. El modelo reproduce el comportamiento de una probeta de espesor igual a 50 mm.

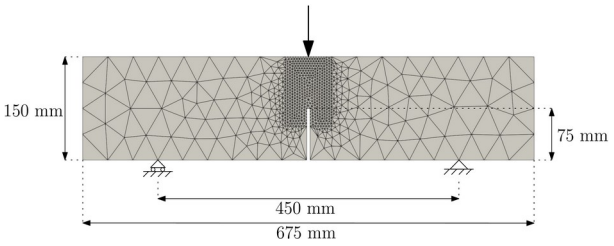


Figura 5. Modelo de elementos finitos empleado en ambas simulaciones.

La malla está refinada en la zona que conecta la entalla y la aplicación de la carga, que es donde se desarrolla el proceso de fisuración.

El comportamiento a rotura del material en ambos casos está definido por un módulo elástico (E) y seis parámetros que definen el diagrama trilineal mostrado en la Fig. 3: f_t, f_k, f_r, w_k, w_r y w_f. En la Tabla 1 se muestran los valores adoptados en estas simulaciones.

Tabla 1. Parámetros del material empleados en ambos modelos.

E (MPa)	f_t (MPa)	f_k (MPa)	f_r (MPa)	w_k	w_r	w_f
22569	3.2	0.568	1.18	0.07	1.65	6.0

4.2 Resultados

La Fig. 6 muestra las curvas carga-LVDT obtenidas con ambas formulaciones, siendo el desplazamiento del LVDT el correspondiente al punto de aplicación de la carga (punto central del paramento superior de la probeta). En la Fig. 6a se muestran las curvas hasta un desplazamiento del punto de aplicación de la carga de 20 mm y en la Fig. 6b un detalle de las mismas en el primer milímetro de desplazamiento de la carga. Se observa que el comportamiento del modelo es muy similar en ambos modelos, reproduciendo el comportamiento general de forma muy parecida, con valores coincidentes en los dos máximos de carga, tanto el inicial como el que se produce tras la recuperación de carga. El mínimo local en torno al valor de desplazamiento igual a 0.5 mm difiere algo entre ambos modelos, pero presenta también valores muy parecidos.

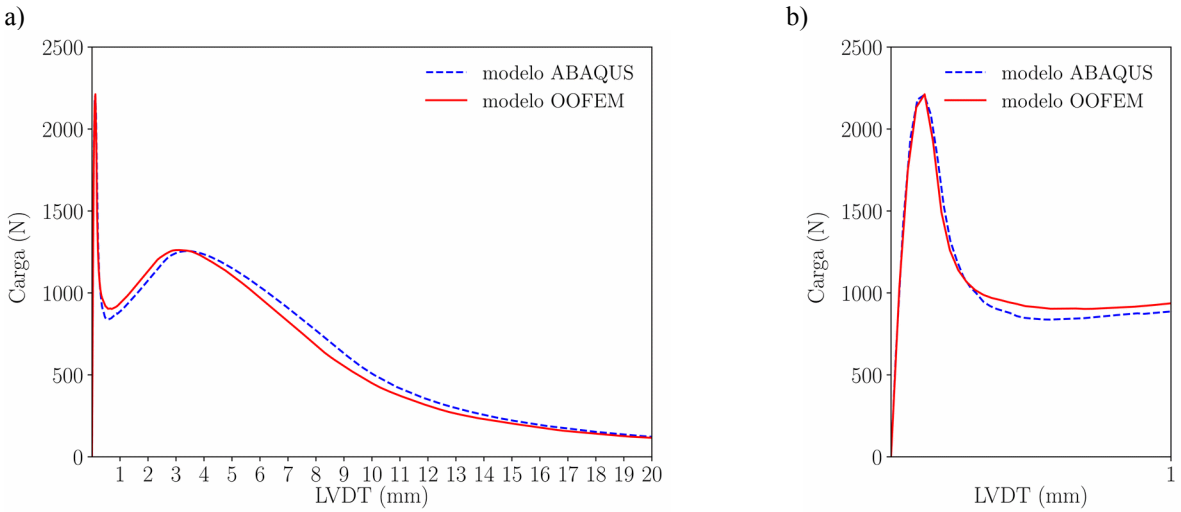


Figura 6. a) Curvas carga-LVDT obtenidas con ambos modelos y b) detalle de las curvas carga-LVDT en el máximo inicial de carga.

5. CONCLUSIONES Y TRABAJO FUTURO

En este trabajo se ha propuesto una formulación de un modelo de rotura basado en el modelo de banda de fisura en el que la curva de ablandamiento se define mediante un diagrama trilineal que permite reproducir el comportamiento de rotura del HRF.

En la simulación realizada, en la que se reproduce la rotura de una probeta de HRF sometida a un ensayo de flexión en tres puntos con entalla, el modelo que se propone en este trabajo muestra un comportamiento muy similar al del modelo desarrollado por Gálvez, Alberti y Enfedaque, que ha demostrado su eficacia para diversas proporciones de fibras, diferentes tipos de puesta en obra y diferentes solicitaciones de tensiones, incluyendo la carga en modo mixto (I+II).

Cabe destacar que el modelo se ha desarrollado para que puedan definirse los parámetros del material con los mismos valores que se definen en el modelo de Gálvez, Alberti y Enfedaque, de modo que pueda aprovecharse el conocimiento previo obtenido con éste.

El modelo propuesto se ha desarrollado en el código de elementos finitos OOFEM, software *open source* que pone a disposición del público general una herramienta para reproducir la rotura del HRF.

Dado que la validación del modelo sólo se ha realizado con un caso, queda como trabajo futuro ampliar la validación del mismo empleando más ejemplos disponibles en la literatura.

REFERENCIAS

[1] EHE-08 - Instrucción de hormigón estructural. Ministerio de Fomento: Madrid, España, 2008.

[2] Código estructural. Ministerio de Transportes, Movilidad y Agenda Urbana: Madrid, España, 2021.

[3] fib Model Code 2010. Fédération Internationale du Béton fib/International Federation for Structural Concrete: Paris, France, 2013..

[4] Fernández Cánovas, M. (1982). Hormigones reforzados con fibras de acero. *Informes De La Construcción*, 34(342), 5–17. https://doi.org/10.3989/ic.1982.v34.i342.2079.

[5] Wang, Y., Yang, D., & Zhou, M. (2004). The present research condition and trend of polypropylene fiber concrete. *Concrete*, 1, 24-26.

[6] Das, C. S., Dey, T., Dandapat, R., Mukharjee, B. B., & Kumar, J. (2018). Performance evaluation of polypropylene fibre reinforced recycled aggregate concrete. *Construction and Building Materials*, 189, 649-659.

[7] Serna, P., Arango, S., Ribeiro, T., Núñez, A. M., & Garcia-Taengua, E. (2009). Structural cast-in-place SFRC: technology, control criteria and recent applications in Spain. *Materials and structures*, 42(9), 1233-1246.

[8] Alberti, M. G., Enfedaque, A., & Gálvez, J. C. (2016). Fracture mechanics of polyolefin fibre reinforced concrete: Study of the influence of the concrete properties, casting procedures, the fibre length and specimen size. *Engineering Fracture Mechanics*, 154, 225-244.

[9] Havlásek, P., & Kabele, P. (2017). A detailed description of the computer implementation of SHCC material model in OOFEM. CTU in Prague.

[10] Alberti, M. G., Enfedaque, A., Gálvez, J. C., & Reyes, E. (2017). Numerical modelling of the fracture of polyolefin fibre reinforced concrete by using a cohesive fracture approach. *Composites Part B: Engineering*, 111, 200-210.

[11] Suárez, F., Gálvez, J. C., Alberti, M. G., & Enfedaque, A. (2021). Fracture and size effect of PFRC specimens simulated by using a trilinear softening diagram: A predictive approach. *Materials*, 14(14), 3795.

[12] Suárez, F., Gálvez, J. C., Enfedaque, A., & Alberti, M. G. (2019). Modelling fracture on polyolefin fibre reinforced concrete specimens subjected to mixed-mode loading. *Engineering Fracture Mechanics*, 211, 244-253.

[13] B. Patzák. OOFEM - an object-oriented simulation tool for advanced modeling of materials and structures. *Acta Polytechnica*, 52(6):59–66, 2012.

[14] Sancho, J. M., Planas, J., Cendón, D. A., Reyes, E., & Gálvez, J. C. (2007). An embedded crack model for finite element analysis of concrete fracture. *Engineering fracture mechanics*, 74(1-2), 75-86.

[15] Gálvez, J. C., Planas, J., Sancho, J. M., Reyes, E., Cendón, D. A., & Casati, M. J. (2013). An embedded cohesive crack model for finite element analysis of quasi-brittle materials. *Engineering Fracture Mechanics*, 109, 369-386.

[16] Bažant, Z. P., & Oh, B. H. (1983). Crack band theory for fracture of concrete. *Matériaux et construction*, 16(3), 155-177.

BAYESIAN ANALYSIS OF FRACTURE OF POLYAMIDE 12 U-NOTCHED SPECIMENS

F.J. Gómez[1*]; T. Gómez-del-Rio[2], J. Rodríguez[2].

[1]ADVANCED MATERIAL SIMULATION SL. c/Elcano 14 1 derecha. Bilbao.
[2]DIMME, Grupo de Durabilidad e Integridad Mecánica de Materiales Estructurales, Escuela Superior de Ciencias Experimentales y Tecnología, Universidad Rey Juan Carlos (URJC), C/Tulipán, s/n. Móstoles, 28933 Madrid
[*] Persona de contacto: javier.gomez@amsimulation.com

RESUMEN

El estudio de la rotura de probetas entalladas en U con distintos radios de fondo de entalla puede ser útil para validar la aplicabilidad de criterios de rotura en un determinado material o para determinar la tenacidad de fractura. El procedimiento consiste en establecer un criterio o modelo de rotura que describa los resultados experimentales, ajustar el modelo, y aplicarlo al caso ideal de entalla con radio cero. Las técnicas estadísticas bayesianas complementan la metodología anterior determinando la distribución estadística de la tenacidad. El presente estudio ha sido realizado con probetas de poliamida 12 fabricadas por sinterizado láser selectivo ensayadas en dos orientaciones diferentes, donde se conocen los valores del factor de intensidad de tensiones de entalla en rotura, obtenidos en trabajos anteriores. Aplicando la teoría de las distancias críticas, el modelo cohesivo y una teoría fenomenológica de rotura se ha determinado la tenacidad de fractura y su error. Partiendo de una distribución a priori y aplicando el teorema de Bayes se ha calculado numéricamente la distribución a posteriori de la tenacidad aplicando un algoritmo Markov Chain Monte Carlo (MCMC). El resultado es una estimación de la incertidumbre en el valor de la tenacidad y una medida del grado de validez de los criterios de rotura propuestos.

PALABRAS CLAVE: Entallas en U, criterios de rotura, teorema de Bayes.

ABSTRACT

The failure analysis of U-notched specimens with different notch radii has proven to be useful to validate the applicability of failure criteria in a given material or to determine the material fracture toughness. The process involves selecting a failure criterion or fracture model that best describes the experimental results, adjusting the criterion parameters, and then using it to evaluate the case of a notch with a zero radius. Complementing this methodology, Bayesian statistical techniques are used to determine the statistical distribution of fracture toughness. The present study has been carried out with polyamide 12 specimens manufactured by selective laser sintering tested in two different orientations. Starting from a priori statistical distribution and applying Bayes' theorem, the a posteriori distribution of the fracture toughness has been numerically calculated using a Markov Chain Monte Carlo (MCMC) algorithm. This provides an estimate of the uncertainty in the fracture toughness value and a measure of the validity of the proposed failure criteria.

KEYWORDS: U-notches, failure criteria, Bayesian analysis.

1. INTRODUCTION

The analysis of notches is a widely used technique for evaluating the structural integrity of components that experience high stress or fatigue, as well as for optimizing designs to minimize the risk of failure. The failure analysis of U-notched specimens with different notch radii has proven to be useful in validating the applicability of failure criteria, identifying failure modes, and determining material properties such as resilience from the Charpy test or fracture toughness.

The standardized procedure for determining fracture toughness, K_{IC}, typically involves the use of cracked or pre-cracked specimens. However, when cracking is costly or pre-cracking fatigue is not feasible, U-notch specimens are a suitable alternative. Crespo et al. studied the fracture toughness of polyamide 12, a thermoplastic polymer with high strength and durability, using U-notch specimens [1]–[3] The URJC group proposed the theory of critical distance to describe the fracture process and determined by fitting the criterion parameter and the fracture toughness. The value obtained following this procedure depends strongly on the failure criteria adopted, introducing and additional uncertainty in the process.

Gomez et al [4] analyzed the applicability of failure criteria to the study of U notches in linear elastic materials. They proposed a non-dimensional formulation to summarize the experimental results of U-notched specimens of 18 ceramic materials and one linear elastic polymer into a single band. Seven failure criteria were compared and evaluated, including the Cohesive Zone Model with linear and rectangular softening curves, the Theory of Critical Distances considering mean stress and maximum stress, the Strain Energy Density Criterion, and the Finite Fracture Mechanics. All criteria were able to explain the experimental data with relatively similar accuracy and were reformulated into similar mathematical expressions. The authors also proposed a new phenomenological failure criterion that fit the experimental results.

The uncertainty in previous studies were analyzed and quantified. In order to complement these studies, the present document proposes a Bayesian methodology. Bayesian analysis is a statistical method that quantifies uncertainty and improves the accuracy of predictions. The method is based on Bayes' Theorem, which updates an initial probability distribution, the prior, based on experimental data to obtain a revised probability distribution, the posterior.

The next sections will evaluate the uncertainty in the fracture toughness determined from U-notch specimens due to experimental error. The epistemic uncertainty, arising from the unknown failure criterion, will also be analysed. Finally, a Bayesian method for selecting the best failure criterion based on available data will be proposed.

2. EXPERIMENTAL DATA

The material under study is PA12. Further details about the material and manufacturing process can be found in references [1], [3]. Tensile specimens were prepared using Selective Laser Sintering (SLS), which transformed their cylindrical geometry into a prismatic shape with a rectangular cross-section. The dimensions of the prismatic region were 40mm x 7.5mm x 3mm. The specimens were fixed to the experimental device by threads. Four different U-notches were introduced at the center of the specimen by SLS with tip radii: 0.2, 0.5, 0.8 as 1.0 mm.

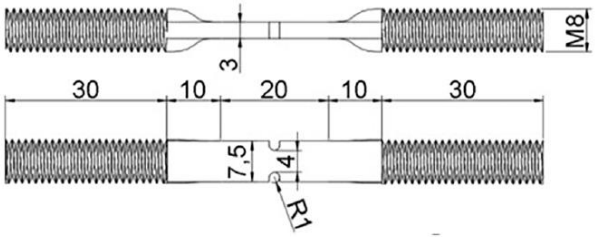


Figure 1. Sample geometry

Two different printing orientation where studied. A first batch was made with the deposition direction parallel to the tensile force, and a second batch with the printing orientation perpendicular to the axis of the force applied in tests. These two different orientation samples were named 0 and 90, respectively. Approximately 15 specimens of each radius and orientation were tested.

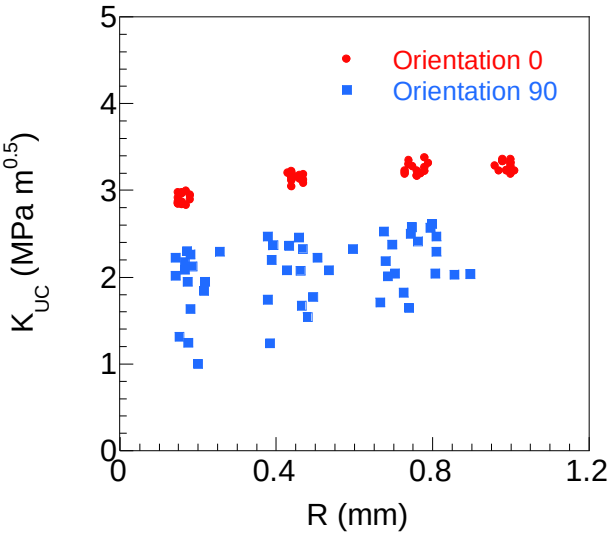


Figure 2. Critical notch stress intensity factors in polyamide12.

The maximum load values were measured, and used to calculate the critical notch stress intensity factors with the next expression:

$$K_{UC} = \sigma_{TIP} \frac{\sqrt{\pi R}}{2} \quad (1)$$

R is the notch tip radius and σ_{TIP} is the stress at the tip of the notch under maximum load. The notch stress concentration factors, needed to determine σ_{TIP} from the experimental loads, were obtained by linear elastic plane stress finite element simulations [3].

The fracture toughness of the polyamide12 can be determined from notched tensile tests postulating a failure criterion, applying to notches with the use of approximated expressions as Creager and Paris [5], and fitting the final expressions. Crespo at al selected one critical distance failure criteria [2] as the better failure criteria that explain the experimental results of polyamide12. Following the criterion, the component fails when the maximum stress at a distance L from the tip of the notch reaches a critical value. The formulation of the criterion is:

$$K_{UC} = K_{IC} \frac{\left(1+\frac{\pi R}{L}\right)^{\frac{3}{2}}}{1+\frac{2\pi R}{L}} \quad (2)$$

L is a critical distance. Similar criteria can be formulated with other failure theories as the mean stress critical

distance or the cohesive zone model or the phenomenological criterion proposed by Gomez et al [4].

Mean stress:

$$K_{UC} = K_{IC}\left(1+\frac{\pi R}{4L}\right)^{\frac{1}{2}} \quad (3)$$

Cohesive zone model (linear softening):

$$K_{UC} = K_{IC}\left(1+\frac{\pi R}{4L}+\frac{-0.79835\,R/L-2.1658\,(R/L)^2+19.501\,(R/L)^3-48.167\,(R/L)^4}{1+117.31\,(R/L)^4}\right)^{\frac{1}{2}} \quad (4)$$

Phenomenological criteria Gomez et al:

$$K_{UC} = K_{IC}\left(\frac{1+0.47392(R/L)+2.1382(R/L)^2+\pi/4(R/L)^3}{1+(R/L)^2}\right)^{\frac{1}{2}} \quad (5)$$

The general form is:

$$K_{UC} = K_{IC}\, f(R,L) \quad (6)$$

3. BAYESIAN ANALYSIS

To quantify the uncertainty of the fracture toughness, its statistical distribution has been obtained applying a Bayesian analysis [6][7]. The final result is the conditional probability of the fracture toughness given the experimental data. The Bayes theorem gives this posterior probability of the parameters ($P(K_{IC}, L|data)$) as a function of the prior probability ($P(K_{IC}, L)$), the likelihood ($P(data|K_{IC}, L)$) and the marginal likelihood ($P(data)$):

$$P(K_{IC}, L|data) = \frac{P(data|K_{IC}, L)P(K_{IC},L)}{P(data)} \quad (7)$$

As the parameters K_{IC} and L have no influence at the denominator and the final output is normalized, only two terms have been considered in calculations:

$$P(K_{IC}, L|data) \propto P(data|K_{IC}, L)P(K_{IC}, L) \quad (8)$$

The experimental data are the critical notch stress intensity factors depending on the notch radius.

$$P\big(K_{IC}, L\big|K_N(R)\big) \propto P(K_N|R, K_{IC}, L)P(K_{IC}, L) \quad (9)$$

The statistical model has been formulated from the last expression following the next assumptions:

The statistical distribution of the critical notch stress intensity factors is modelled as normally distributed with equal variance. The mean value depends on the notch tip radius following the failure criteria proposed.

$$P(K_N|R, K_{IC}, L) \sim N(\mu, \sigma) \quad (10)$$
$$\mu = K_{IC}\, f(R,L)$$

The prior distributions that appear at the last expression are non-informative ones. The influence on the final posterior distribution will be evaluated at the next section.

$$K_{IC} \sim Unif(\cdot) \quad (11)$$
$$L \sim Unif(\cdot)$$
$$\sigma \sim Inverse\ Gamma(\cdot)$$

PyMC3 python library has been used to build and fit the model. The posterior distributions have been calculated numerically following a NUTS (No U-Turn Sampler) algorithm sampling [7] with 2000 iterations and 3 chains.

4. RESULTS

4.1. TCD: máximum stress.

Following the initial work[1], the theory of local distance with a maximum stress criterion has been selected. The posterior distribution has been calculated with expression (9) using the following prior non-informative distributions:

Table 1. Initial prior distribution

Orientation 0	Orientation 90
$K_{IC} \sim Unif(1-5)$ *(MPam$^{0.5}$)* $L \sim Unif(1-10000)$ *(μm)* $\sigma \sim Inverse\ Gamma(1,1)$	$K_{IC} \sim Unif(0.1-3)$ *(MPam$^{0.5}$)* $LL \sim Unif(1-10000)$ *(μm)* $\sigma \sim Inverse\ Gamma(1,1)$

The limits of the prior uniform distributions of the fracture toughness have been taken from the experimental critical values that appear in Figure 2.

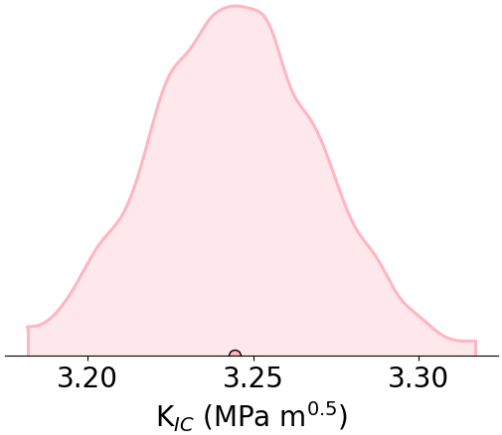


Figure 3. Posterior distribution of the fracture toughness of polyamide12 with orientation 0 calculated with the maximum stress criteria and initial prior distributions.

The posterior distributions are shown in Figure 3, 4, 5, and 6. The pink area corresponds to a 99% probability interval. The plots display a mean fracture toughness centred and relatively small uncertainty. This methodology could be useful in experimentally

determining fracture toughness, provided that the failure criterion is known.

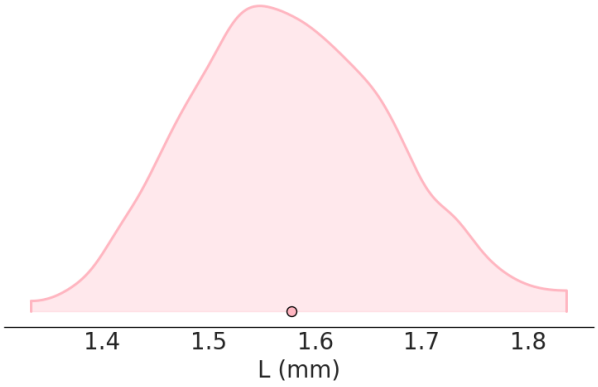


Figure 4. Posterior distribution of the critical length of polyamide12 with orientation 0 calculated with the maximum stress criteria and initial prior distributions.

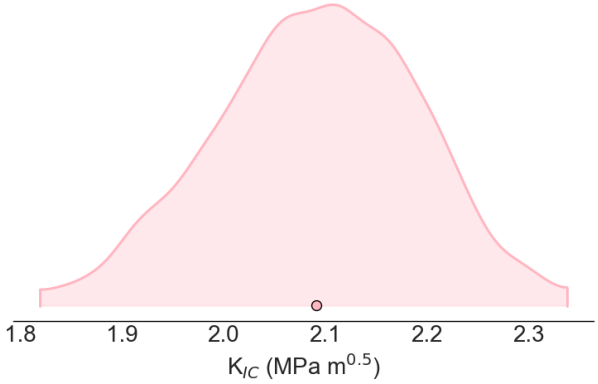


Figure 5. Posterior distribution of the fracture toughness of polyamide12 with orientation 90 calculated with the maximum stress criteria and initial prior distributions.

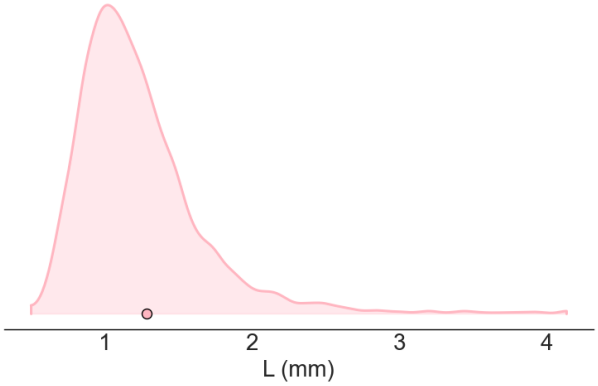


Figure 6. Posterior distribution of the critical length of polyamide12 with orientation 0 calculated with the maximum stress criteria and initial prior distributions.

The posterior distribution of K_{IC} and L can be utilized to compare the optimum failure criteria with experimental data. By calculating the mean of the posterior distribution, the best combinations of parameters are obtained. In Figure 7 and 8, the blue line represents the critical curve obtained with the mean parameters, and the pink bands indicate the curves associated with the K_{IC} and L values inside a region of 94% of probability at the parameter space.

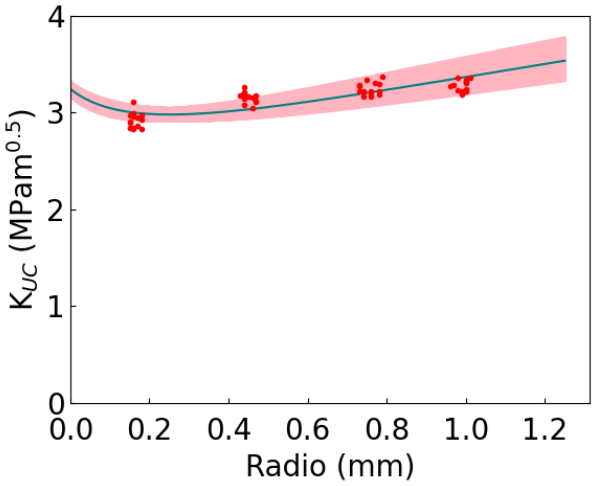


Figure 7. Notch stress intensity factor fitting with orientation 0, calculated with the maximum stress criteria.

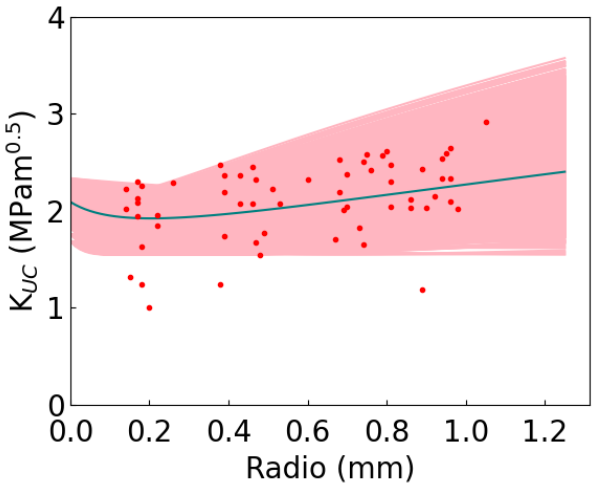


Figure 8. Notch stress intensity factor fitting with orientation 90, calculated with the maximum stress criteria.

4.2. Prior influence.

The influence of the prior distribution on the final posterior was evaluated by repeating the calculations for orientation 0 using different choices. Three fracture toughness prior distributions were studied: a non-informative uniform prior that assigns the same probability to an interval, a Gaussian distribution with a mean value close to the experimental notch stress intensity factor value and a high sigma value, and a Weibull distribution with two parameters. The prior distributions considered for the parameter L are uniform distribution and log-normal, where the value of the critical distance is always positive. Two distributions have been considered for the third parameter: inverse Gamma and Half Normal, typically used in Bayesian analysis with Gaussian likelihood.

Figure 9 indicates a good coincidence among all posterior curves calculated with the prior distributions listed in Table 2, suggesting a small influence of the priors on the results.

Table 2. Prior distributions studied.

Combination	Prior
C-1	$K_{IC} \sim Unif(1-5)$ *(MPam$^{0.5}$)* $L \sim Unif(1-10000)$ *(μm)* $\sigma \sim Inverse\ Gamma(1,1)$
C-2	$K_{IC} \sim N(2,10)$ $L \sim Unif(1-10000)$ *(μm)* $\sigma \sim Inverse\ Gamma(1,1)$
C-3	$K_{IC} \sim Weibull(3.,3)$ $L \sim Unif(1-10000)$ *(μm)* $\sigma \sim Inverse\ Gamma(1,1)$
C-4	$K_{IC} \sim Unif(0.1-5)$ *(MPam$^{0.5}$)* $L \sim logNormal(100,1000000)$ $\sigma \sim Inverse\ Gamma(1,1)$
C-5	$K_{IC} \sim Unif(1-5)$ *(MPam$^{0.5}$)* $L \sim Unif(1-10000)$ *(μm)* $\sigma \sim HalfNormal(1,1)$

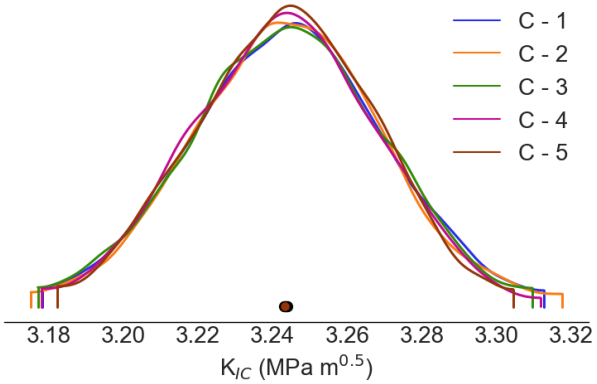


Figure 9. Prior influence study. Posterior distribution of the fracture toughness of polyamide12 with orientation 0 calculated with the maximum stress criteria 5 different initial prior distributions.

4.3. Other failure criteria.

The measurement procedure is based on the assumption of a fracture criterion. Four examples of fracture criteria typically used in the study of U-notches in linear elastic materials are the theory of critical distance based on the maximum stress criterion (TCD-1), the theory of critical distance based on mean stress criterion (TCD-2), the cohesive zone model with a linear softening curve (CZM-L), and the phenomenological failure formulation proposed by Gomez and al [4] (Phen.). The posterior distributions can be calculated following the procedure described in section 3, including the corresponding function in expression 10. The prior distributions used in this comparative are the combination called C-1 in table 2.

Figures 10 and 11 depict the posterior distribution of fracture toughness calculated using the four failure criteria under study. Epistemic uncertainty significantly increases the total uncertainty. With the data obtained from orientation 0, the relative error is approximately 10%, indicating that the procedure could be useful. However, with the data obtained from orientation 90, the relative error is too high, near 50%.

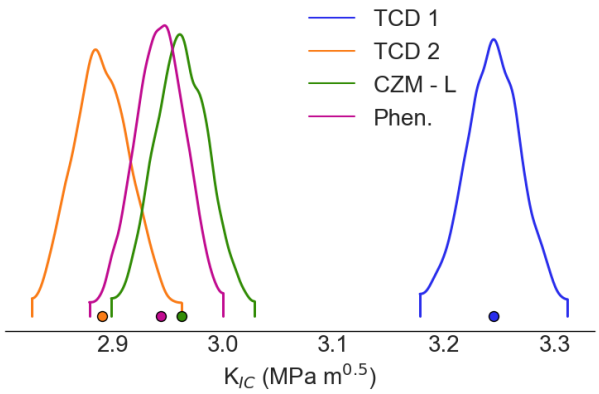


Figure 10. Posterior distribution of the fracture toughness of polyamide12 with orientation 0 calculated with the four different failure criteria.

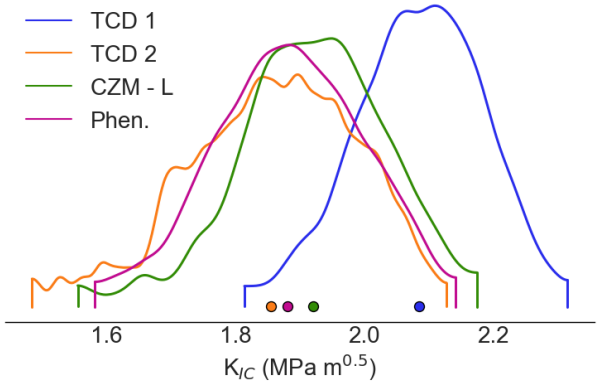


Figure 11. Posterior distribution of the fracture toughness of polyamide12 with orientation 90 calculated with the different failure criteria distributions.

4.4. Failure criteria selection.

The epistemic uncertainty estimated at the previous subsection can be reduced or eliminated selecting the failure criteria that better fit the experimental results. The Widely Available Information Criterion (WAIC) [8] is a commonly used method for Bayesian Model Selection.

$$WAIC = -2\,(lppd - p_{WAIC}) \tag{12}$$

$$lppd = \sum_{i=1}^{n} log\left(\frac{1}{2}\left(P(K_{Nn}|K_{IC}) + P(K_{Nn}|L)\right)\right)$$

$$p_{WAIC} = var\left(log\ P(K_{Nn}|K_{IC})\right) + var\left(log\ P(K_{Nn}|L)\right)$$

WAIC can be used to compare models with different numbers of parameters and provide a measure of their relative goodness of fit. WAIC can be formulated as expression (12). Calculating WAIC in the four failure criteria studied the next table is obtained. The WAIC value measures the average quality of the predictions made by the model and provides a measure of its relative goodness of fit compared to other models. Lower WAIC values indicate better model fit and are preferred for model selection. The models that better fit the experimental results in polyamide12 are the theory of critical distance with the maximum stress failure criteria with orientation 0 and there is no criterion that better fit the experimental results with orientation 90.

Table 3. WAIC value in polyamide12.

Failure criterion	WAIC Orientation 0	WAIC Orientation 90
TCD-1	43.63	-27.74
TCD-2	63.06	-28.03
CZM-L	55.23	-27.95
Phen	56.62	-28.09

5. CONCLUSIONS

A Bayesian methodology was used to evaluate the uncertainty of fracture toughness measured with notched specimens.

The study examined the influence of the prior distribution on the results, and the final posterior distribution was found to be independent of the prior selection.

The selected failure criterion has a significant impact on the proposed methodology. The epistemic errors can considerably increase the uncertainty of the fracture toughness value.

The Bayesian methodology is a valuable decision-making tool for selecting local failure criteria in the study of notched fracture, with the proposed use of the WAIC value as a criterion selection method.

AKNOWLEDGMENTS

The authors wish to express their gratitude to the European Union's H2020 research and innovation program for their financial support under the LightCoce project (No 814632).

REFERENCES

[1] M. Crespo, T. Gómez-del Río, and J. Rodríguez, "Failure of polyamide 12 notched samples manufactured by selective laser sintering," Journal of Strain Analysis for Engineering Design, vol. 54, no. 3, 2019, doi: 10.1177/0309324719847817.

[2] M. Crespo, M. T. Gómez-del Río, and J. Rodríguez, "Failure of SLS polyamide 12 notched samples at high loading rates," Theoretical and Applied Fracture Mechanics, vol. 92, 2017, doi: 10.1016/j.tafmec.2017.08.008.

[3] Marcos Crespo Hermida, "Fractura a altas velocidades de deformación de probetas entalladas de poliamida 12 fabricadas por sinterizado láser selectivo," Universidad Rey Juan Carlos, 2019.

[4] F. J. Gómez, G. v. Guinea, and M. Elices, "Failure criteria for linear elastic materials with U-notches," Int J Fract, vol. 141, no. 1–2, 2006, doi: 10.1007/s10704-006-0066-7.

[5] M. Creager and P. C. Paris, "Elastic field equations for blunt cracks with reference to stress corrosion cracking," International Journal of Fracture Mechanics, 1967, doi: 10.1007/BF00182890.

[6] A. Gelman, J. B. Carlin, H. S. Stern, D. B. Dunson, A. Vehtari, and D. B. Rubin, Bayesian Data Analysis, Third Edition. Boca Raton, Florida: CRC Press, 2014.

[7] Osvaldo Martin, Bayesian Analysis with Python, Second Edition. Birmingham, UK: Packt Publishing Ltd, 2018.

[8] S. Watanabe, "Asymptotic equivalence of Bayes cross validation and widely applicable information criterion in singular learning theory," *Journal of Machine Learning Research*, vol. 11, 2010.

CÁLCULO DE LOS PARÁMETROS GOBERNANTES DE LA SINGULARIDAD EN EL VÉRTICE DE GRIETA EN SUPERFICIES CILÍNDRICAS EMPLEANDO GEOMETRÍA DIFERENCIAL Y CORRELACIÓN DIGITAL DE IMÁGENES 3D

Alonso Camacho-Reyes[1*], Giancarlo Luis Gómez Gonzales[1], José Manuel Vasco-Olmo[1], Francisco Alberto Díaz[1]

[1] Universidad de Jaén, Departamento de Ingeniería Mecánica y Minera
[*] Persona de contacto: acreyes@ujaen.es

RESUMEN

En el presente trabajo, se propone una metodología para el cálculo de los parámetros gobernantes de la singularidad en el vértice de grieta en geometrías no planas empleando correlación digital de imágenes 3D y una formulación extendida de los modelos planos de caracterización de campos en las inmediaciones del vértice de grieta basada en geometría diferencial. Dicha metodología se ha validado en probetas cilíndricas huecas de pared delgada que contienen una entalla circunferencial pasante. Se han empleado dos materiales, un acero inoxidable austenítico (SS304L) y una aleación de aluminio (AA2024T3). Los resultados en términos de KI muestran un alto nivel de acuerdo con valores obtenidos mediante correlaciones empíricas y simulaciones numéricas (<5%). Además, se observa un buen nivel de acuerdo entre los campos de desplazamientos teóricos modelados y experimentales (<0.5%).

PALABRAS CLAVE: Factor de intensidad de tensiones, Grieta circunferencial, Correlación digital de imágenes.

ABSTRACT

The present work develops a methodology for crack tip fields characterization on non-planar surfaces. This approach combines 3D digital image correlation along with an extended formulation of flat classical crack tip field models based on differential geometry. That methodology has been validated using hollow thin-walled cylindrical specimens containing a through-thickness circumferential notch. Two materials were employed, an austenitic stainless steel (SS304L) and an aluminium alloy (AA2024T3). Results in terms of KI show a high level of agreement with numerical and theoretical values (<5%). In addition, a high level of agreement between experimental and fitted theoretical fields was found (<0.5%)

KEYWORDS: Stress intensity factor, Circumferential crack, Digital image correlation

1. INTRODUCCIÓN

La determinación de los parámetros gobernantes de la singularidad en el vértice de grieta utilizando métodos multipunto [1–3], que consisten en combinar mapas experimentales de tensiones, deformaciones o desplazamientos con modelos matemáticos de descripción de campos en las inmediaciones del vértice de grieta, ha permitido esclarecer ciertas cuestiones referentes al fenómeno de crecimiento de grieta por fatiga [4,5]. Sin embargo, la aplicación de este método queda limitada a elementos o superficies planas en condiciones de tensión o deformación plana debido a la naturaleza matemática de los modelos de descripción de campos existentes en la literatura. En la bibliografía pueden encontrarse diferentes trabajos [6,7] donde investigadores han aplicado esta metodología multipunto a elementos no planos (generalmente superficies cilíndricas) para el cálculo de los factores de intensidad de tensiones. Sin embargo, para realizar dicho análisis, emplean importantes simplificaciones que pueden alterar el valor de los parámetros experimentalmente determinados. Por ello, en el presente trabajo, se propone una metodología para el cálculo de los parámetros gobernantes de la singularidad en el vértice en geometrías de naturaleza no plana (curva) bajo condiciones de tensión plana. Dicha metodología consiste en combinar alguna técnica óptica capaz de determinar los campos de desplazamientos tridimensionales (DIC 3D en este trabajo) con una formulación extendida de los modelos de caracterización de campos en las inmediaciones del vértice de grieta basada en geometría diferencial.

2. ASPECTOS TEÓRICOS

2.1. Descripción matemática del campo de desplazamientos en las inmediaciones del vértice de grieta

Aunque existen distintos modelos en la bibliografía [8–14], en todos ellos, el campo de desplazamientos en la vecindad del vértice de grieta viene dado por los parámetros gobernantes de la singularidad en función de las coordenadas polares en el plano de grieta. Para el caso

concreto del modelo de series de expansión de Williams [10], la estructura de dicho modelo viene dada por la ecuación (1).

$$\begin{Bmatrix} u_x \\ u_y \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} g_x(a_1, a_2, \dots, b_1, b_2, \dots, r, \theta) \\ g_y(a_1, a_2, \dots, b_1, b_2, \dots, r, \theta) \end{Bmatrix} \quad (1)$$

Donde u_x y u_y corresponden a los desplazamientos en las direcciones de crecimiento y apertura de grieta, respectivamente, a_i y b_i son los parámetros gobernantes de la singularidad en el vértice en modos apertura y cortante en el plano, respectivamente y r y θ las coordenadas polares en el plano de grieta.

2.2. Extensión de los modelos planos de caracterización de campos a superficies curvas desarrollables en condiciones de tensión plana

Por simplicidad, se va a considerar una superficie cilíndrica que contiene una grieta circunferencial como se muestra en la Figura 1a. Se va a considerar que el estado tensional en dicha superficie es plano siendo la componente de tensión fuera del plano desarrollado (radial) nula. La dirección de crecimiento de grieta queda definida a partir de ξ y la dirección de apertura de grieta como η. Todos los puntos de la superficie quedan localizados mediante el vector de posición ρ. A partir de dichas direcciones (ξ y η) y dicho vector de posición puede definirse el triedro de Frenet-Serret [15] como se muestra en la Figura 1a. Si se calculan las longitudes curvas a lo largo de las direcciones de parametrización (ξ y η) y la superficie se desarrolla como se muestra en la Figura 1b, puede establecerse una analogía entre los modelos planos originales. De esta forma, la componente tangencial sustituye a la componente x (dirección de crecimiento de grieta) y la componente binormal sustituye a la componente y (dirección de apertura de grieta). Del mismo modo, las coordenadas curvas (x' e y') sustituyen a las rectangulares (x e y).

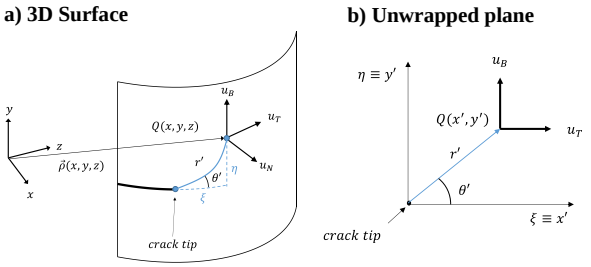


Figura 1. a) Superficie cilíndrica que contiene una grieta una grieta circunferencial y b) dicha superficie equivalente en el plano desarrollado

De esta forma, la formulación extendida a superficies no planas queda como se muestran en la ecuación (2).

$$\begin{Bmatrix} u_T \\ u_B \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} g'_T(a_1, a_2, \dots, b_1, b_2, \dots, r', \theta') \\ g'_B(a_1, a_2, \dots, b_1, b_2, \dots, r', \theta') \end{Bmatrix} \quad (2)$$

Donde u_T y u_B son las componentes del campo de desplazamientos en las inmediaciones del vértice de grieta a lo largo de las direcciones tangencial (dirección de crecimiento de grieta) y binormal (dirección de apertura de grieta). r' y θ son las coordenadas polares en el plano desarrollado.

3. ENSAYOS EXPERIMENTALES

Para validar la formulación anteriormente expuesta, se realizaron ensayos de crecimiento de grieta por fatiga en tubos cilíndricos de una aleación de aluminio (AA2024T3) y un acero inoxidable austenítico (SS304L). La carga máxima se seleccionó de acuerdo al valor 'umbral' de la variación del factor de intensidad de tensiones en un ciclo para así inducir el crecimiento. Los ensayos se realizaron a un alto '*stress ratio*' (R=0.525) para evitar influencias debidas al fenómeno de '*Crack Shielding*'. Los ensayos de fatiga se realizaron en una máquina servo-hidráulica modelo MTS Landmark 370.10 (Véase Figura 2) de capacidad 100 kN a la frecuencia de 10 Hz. Para la medida de los campos de desplazamientos en la superficie utilizando DIC se empleó un sistema de visión estereoscópico formado por 3 cámaras CCD de resolución 5 MPix con lentes tipo zoom para aumentar la resolución espacial en las inmediaciones del vértice de grieta como se muestra en la Figura 2.

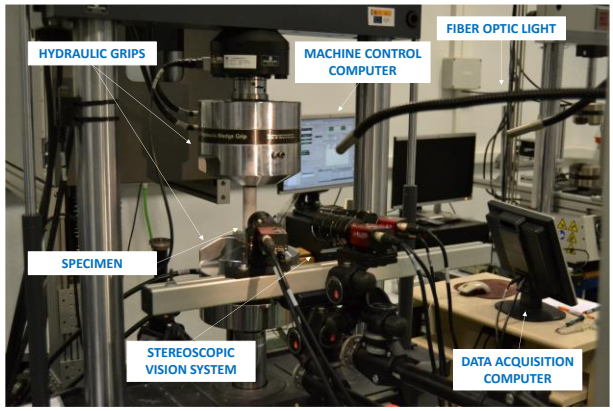


Figura 2. Montaje experimental

La adquisición de imágenes de DIC se realizó para diferentes valores de carga a lo largo un ciclo y para diferentes longitudes de grieta. El procesado DIC se llevó a cabo utilizando un tamaño de faceta (subset size) de valor 29 con un paso entre facetas (step) de valor unidad. Calculados los campos de desplazamientos con DIC se llevó a cabo la transformación basada en geometría diferencial descrita en el apartado anterior para así obtener los mapas de desplazamientos sobre la superficie desarrollada. Dichos campos se muestran en la Figura 3.

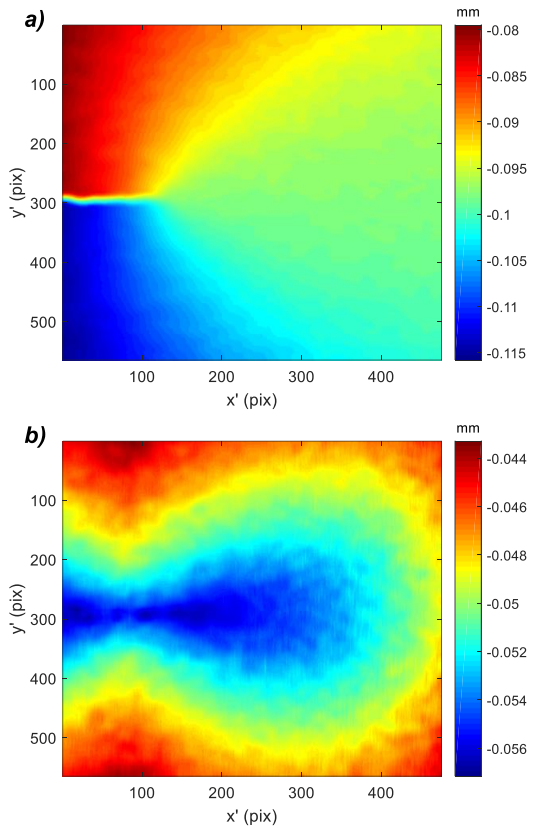


Figura 3. a) Mapa de desplazamiento binormal (dirección de apertura de grieta) y b) mapa de desplazamiento tangencial (dirección de crecimiento de grieta). Ambos mapas medidos a carga máxima para una longitud de grieta de 26.1 mm (SS304L).

4. CÁLCULO DE LOS PARÁMETROS GOBERNANTES EN EL VÉRTICE A PARTIR DE DATOS DE DIC

Una vez obtenidos los campos de desplazamientos expresados en las direcciones de crecimiento y apertura de grieta, se calcularon los factores de intensidad de tensiones para los valores máximos de carga del ciclo empleando el método multipunto desarrollado por Sanford y Dally [1]. Los datos utilizados para el ajuste matemático se extrajeron de los mapas de desplazamientos utilizando una malla de forma anular que evita la inclusión de datos en la zona plástica (Véase figura 4).

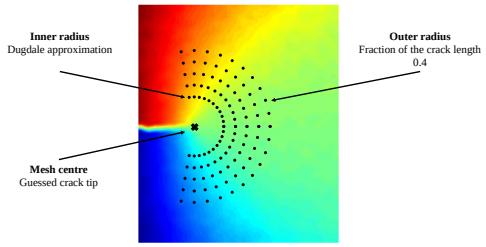


Figura 4. Colección de datos de ajuste en forma anular

Respecto del tamaño de la malla para la obtención de los datos de ajuste, el radio interior se determinó utilizando la aproximación de Dugdale del radio plástico [16]. Dicho valor es conservativo en términos de excluir datos con comportamiento plástico no lineal ya que esta aproximación sobreestima las dimensiones de la zona plástica. El radio externo se calculó empleando el criterio de Nurse y Patterson [13] que consiste en asignarle a esta dimensión una fracción de la longitud de grieta (0.4). El centro de la malla debe situarse en el vértice de grieta debido a que los modelos de caracterización de campos consideran este punto como origen de coordenadas. Este punto se seleccionó de forma aproximada ya que este fue añadido como variable a optimizar como se verá a continuación en esta sección.

Como modelo de caracterización de campos en las inmediaciones del vértice de grieta se empleó el modelo de las series de expansión de Williams utilizando 2,3 y 4 términos. Para el presente caso de estudio, a partir de 4 términos el modelo se estabiliza y los valores de factores de intensidad de tensiones no cambian. Como se introdujo anteriormente, la posición del vértice de grieta fue añadida como variable a determinar en el problema de ajuste. Esto hace que el problema pase de ser lineal a no lineal. La resolución matemática de dicho problema fue abordada empleando un método de optimización hibrida que consiste en combinar un método heurístico que no requiere una solución inicial (Algoritmo Genético) y un método determinístico del tipo Newton (Algoritmo de Punto Interior).

De cara a establecer una comparativa con los valores estimados experimentalmente, se utilizó la correlación de Tada [17] basada en el análisis tensional de Sanders en cáscaras cilíndricas [18,19]. Dicha correlación para el caso de una única grieta (SS304L) viene dada por la ecuación (2). Para el caso de grietas dobles (AA2024T3) viene dada por la ecuación (3)

$$K_I = \frac{P}{2\pi Rt}\sqrt{R}\left(\frac{\sqrt{2}}{\left(\frac{t}{R\sqrt{12(1-\nu^2)}}\right)^{\frac{1}{2}}}\right)^{\frac{1}{2}}\left(\gamma + \frac{1-\gamma\cdot\cos\gamma}{2\cot\gamma + \sqrt{2}\cot\left(\frac{\pi-\gamma}{\sqrt{2}}\right)}\right) \quad (2)$$

$$K_I = \sqrt{\frac{\tan\gamma}{\gamma}}\frac{P}{2\pi Rt}\sqrt{\pi R\gamma} \quad (3)$$

Donde P es la carga axial aplicada, R y t son el radio medio y el espesor del tubo cilíndrico, ν es el coeficiente de Poisson y γ es el ángulo de grieta.

5. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

La figura 5 muestra los valores calculados y teóricos del factor de intensidad de tensiones para diferentes longitudes de grieta para el acero inoxidable 304L. Ambos valores han sido normalizados en esta Figura para una mejor interpretación. Para mostrar la bondad de ajuste, la figura 6 muestra el rango los intervalos de

confianza al 95% normalizados. Como puede verse en ambas figuras, hay un gran nivel de acuerdo entre los valores calculados y los valores estimados utilizando correlaciones empíricas. Calculando el error relativo medio para 2, 3 y 4 términos respecto del valor teórico se obtiene un error del 4% el cual puede considerarse adecuado.

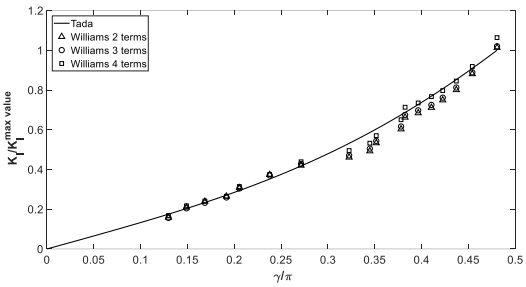


Figura 5. Factores de intensidad de tensiones calculados utilizando 2, 3 y 4 términos de la serie de Williams y valores teóricos a partir de la correlación de Tada y Sanders. SS304L

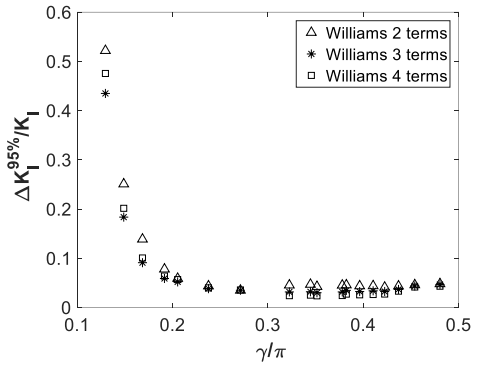


Figura 6. Rango normalizado los intervalos de confianza obtenidos a partir del ajuste matemático

Las figuras 7 y 8 muestran los resultados referentes a los factores de intensidad de tensiones y los intervalos de confianza obtenidos tras el ajuste para el caso del aluminio 2024T3. Para este caso, el error relativo medio es de valor 3% el cual puede ser aceptado como válido y, por lo tanto, verificando que la metodología propuesta es válida.

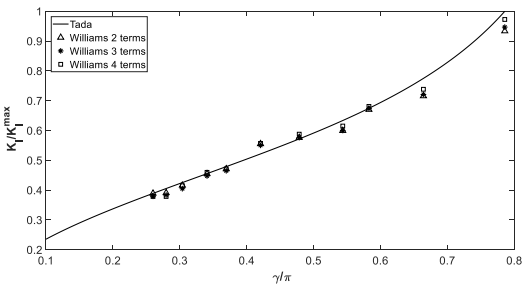


Figura 7. Factores de intensidad de tensiones calculados utilizando 2, 3 y 4 términos de la serie de Williams y valores teóricos a partir de la correlación de Tada y Sanders. AA2024T3

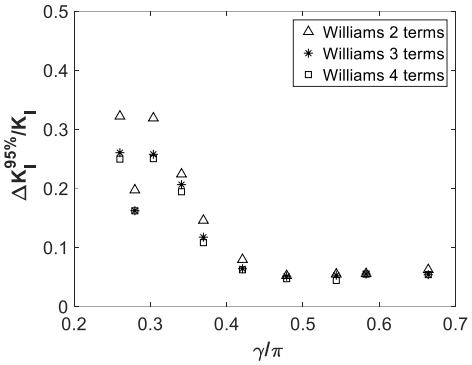


Figura 8. Rango normalizado los intervalos de confianza obtenidos a partir del ajuste matemático

6. CONCLUSIONES

A partir de los resultados obtenidos puede concluirse que la metodología propuesta para la extensión de modelos planos de caracterización de campos en las inmediaciones del vértice de grieta al análisis de geometrías curvas es válida. Dicha metodología ha sido validada con dos materiales que presentaron diferentes formas de crecimiento de grieta. Además, la metodología se ha verificado para diferentes longitudes de grieta normalizadas. Por tanto, la metodología propuesta no está limitada a una forma de grieta concreta o a un rango de longitudes de grieta (siempre bajo condiciones de Small Scale of Yielding). En vista de los autores, esta metodología supone un avance significativo de cara a evaluar la integridad estructural de componentes mecánicos reales en servicio que presentan una geometría compleja.

AGRADECIMIENTOS

Los autores quieren agradecer a la Junta de Andalucía por la financiación recibida a través del Proyecto de investigación con referencia “1380786” dentro del programa “Proyectos de I+D+i en el Marco del Programa Operativo FEDER Andalucía 2014-2020. Convocatoria 2020”

REFERENCIAS

[1] Sanford RJ, Dally JW. A general method for determining mixed-mode stress intensity factors from isochromatic fringe patterns. Eng Fract Mech 1979;621:621–33.

[2] Lin B, Alshammrei S, Wigger T, Tong J. Characterisation of fatigue crack tip field in the presence of significant plasticity. Theor Appl Fract Mech 2019;103:102298. https://doi.org/10.1016/J.TAFMEC.2019.102298.

[3] Du Y, Diaz FA, Burguete RL, Patterson EA. Evaluation Using Digital Image Correlation of Stress Intensity Factors in an Aerospace Panel. Exp Mech 2011;51:45–57.

https://doi.org/10.1007/s11340-010-9335-5.

[4] González JAO, de Castro JTP, Meggiolaro MA, Gonzáles GLG, Freire JL de F. Challenging the "ΔKeff is the driving force for fatigue crack growth" hypothesis. Int J Fatigue 2020;136. https://doi.org/10.1016/J.IJFATIGUE.2020.105577.

[5] Vasco-Olmo JM, Diaz FA, Garcia-Collado A, Dorado-Vicente R. Experimental evaluation of crack shielding during fatigue crack growth using digital image correlation. Fatigue Fract Eng Mater Struct 2015;38:223–37. https://doi.org/10.1111/ffe.12136.

[6] Vormwald M, Hos Y, Freire JLF, Gonzales GLG, Diaz JG. Crack tip displacement fields measured by digital image correlation for evaluating variable mode-mixity during fatigue crack growth. Int J Fatigue 2018;115:53–66. https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2018.04.030.

[7] Mokhtarishirazabad M, Lopez-Crespo P, Moreno B, Lopez-Moreno A, Zanganeh M. Optical and analytical investigation of overloads in biaxial fatigue cracks. Int J Fatigue 2017;100:583–90. https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2016.12.035.

[8] Westergaard HM. Bearing pressures and cracks. J Appl Mech 1939;61:49–53.

[9] Irwin GR. Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing plate. J Appl Mech 1957;24:361–70.

[10] Williams ML. On the stress distribution at the base of a stationary crack. J Appl Mech 1957;24:109–14.

[11] Hutchinson JW. Crack tip singularity fields in non-linear fracture mechanics. Adv Fract Res 1982;6:2669–84.

[12] Muskhelishvili NI. Some Basic Problems of the Mathematical Theory of Elasticity. Springer Netherlands; 1977. https://doi.org/10.1007/978-94-017-3034-1.

[13] Nurse AD, Patterson EA. Experimental determination of stress intensity factors for cracks in turbine disks. Fatigue Fract Eng Mater Struct 1993;16:315–25. https://doi.org/10.1111/j.1460-2695.1993.tb00089.x.

[14] Christopher CJ, James MN, Patterson EA, Tee KF. Towards a new model of crack tip stress fields. Int J Fract 2007;148:361–71. https://doi.org/10.1007/s10704-008-9209-3.

[15] Kobayashi S. Differential geometry of curves and surfaces. Singapore: Springer Singapore; 2010. https://doi.org/10.1007/978-981-15-1739-6.

[16] Dugdale DS. Yielding of steel sheets containing slits. J Mech Phys Solids 1960;8:100–4. https://doi.org/10.1016/0022-5096(60)90013-2.

[17] Tada H, Paris PC, Irwin GR. The Stress Analysis of Cracks Handbook. 3rd ed. New York: ASME Press; 2000. https://doi.org/10.1115/1.801535.

[18] Sanders JL. Circumferential through-cracks in cylindrical-shells under tension. J Appl Mech Asme 1982;49:103–7. https://doi.org/10.1115/1.3161948.

[19] Sanders JL. Analysis of circular cylindrical-shells. J Appl Mech Asme 1983;50:1165–70. https://doi.org/10.1115/1.3167198.

ESTUDIO DINÁMICO DE UNA VIGA ROTATORIA FISURADA TIPO EULER-BERNOULLI

B. Muñoz-Abella*, L. Rubio, P. Rubio

SiOMec. Grupo de Simulación y Optimización Mecánica. Universidad Carlos III de Madrid
Departamento de Ingeniería Mecánica. Escuela Politécnica Superior
Avda. de la Universidad, 30, 28911. Leganés. Madrid. España
* Persona de contacto: mmunoz@ing.uc3m.es

RESUMEN

Palas de aerogeneradores, álabes de turbinas o palas de helicópteros son elementos mecánicos que, para su estudio, habitualmente, se simplifican en forma de vigas rotatorias. La aparición de una fisura en estos elementos, además de modificar su comportamiento dinámico, puede producir roturas que originen tanto daños materiales como personales.
En este estudio se aborda, mediante la resolución de la ecuación diferencial que gobierna el movimiento de una viga rotatoria fisurada en voladizo tipo Euler-Bernoulli, la determinación de los modos de vibración y la influencia en los mismos de diferentes parámetros de la fisura. Además, a partir de los resultados obtenidos, se propone una metodología que permite localizar el defecto y determinar su severidad.

PALABRAS CLAVE: Viga rotatoria fisurada, modos de vibración, viga Euler-Bernoulli, frecuencias naturales

ABSTRACT

Wind turbine blades, turbine vanes or helicopter propellers are mechanical elements that are usually simplified in the form of rotating beams for their study. If a crack occurs in these components, their dynamic behaviour is modified and it can lead to failures that can cause both material damages and personal injuries.
In this study, by solving the governing differential equations of motion of an Euler-Bernoulli cracked rotating cantilever beam, its mode shapes are determined and the influence on them of different crack parameters is analysed. In addition, based on the previous results, a methodology to locate the defect and determine its severity is proposed.

KEYWORDS: Cracked rotating beam, mode shapes, Euler-Bernoulli beam, natural frequencies.

1. INTRODUCCIÓN

Las palas giratorias de aerogeneradores, álabes de turbinas o palas de helicópteros son elementos que, para abordar su estudio, habitualmente se modelizan de forma simplificada como una viga rotatoria, basada en las teorías de Euler-Bernoulli, Rayleigh o Timoshenko. El modelo de viga de Euler-Bernoulli ha sido el más utilizado, fundamentalmente por su sencillez, y es aplicable en los casos en que las palas sean esbeltas y estén sometidas a velocidades de giro no muy elevadas. A diferencia de lo ocurre en vigas estáticas, el comportamiento dinámico de las vigas rotatorias depende de la fuerza centrífuga que aparece como consecuencia de la rotación, tanto en el plano de giro (chordwise) como fuera de él (flapwise) [1].

Los elementos mecánicos antes citados tienen en común que están sometidos a esfuerzos de flexión y tracción que originan tensiones variables a lo largo del tiempo. Además, suelen estar sometidos a temperaturas extremas y entornos agresivos. Todo esto, unido a posibles efectos superficiales en el material, puede producir la propagación de fisuras que, si no se detecta a tiempo, lleve al elemento a una rotura catastrófica.

En las vigas fisuradas, la presencia del daño afecta tanto a las vibraciones "flapwise" como a las "chordwise". Son las primeras las que se han estudiado con más profundidad debido a que no están acopladas con otras [2,3]. Por una parte, se produce un aumento de la flexibilidad debido a la fisura y, por otra parte, un incremento de la rigidez como consecuencia de la velocidad de giro. La compensación de ambos efectos puede dificultar la detección del daño [2].

Las técnicas basadas en las características modales han sido utilizadas con profusión como base para la detección e identificación de fisuras en los campos de ingeniería civil y mecánica desde la década de los 80 del siglo XX, debido, en otras cosas, a que permiten cuantificar la severidad y la posición del defecto. En concreto, en relación a los modos de vibración, se pueden encontrar numerosos trabajos que los han utilizado, junto con sus pendientes y curvaturas, para detectar e identificar defectos aplicados a elementos estáticos [4,5].

En este trabajo se aborda, mediante la resolución de la ecuación diferencial que gobierna el movimiento de una viga rotatoria fisurada en voladizo tipo Euler-Bernoulli, la determinación de los modos propios de vibración de dicha viga para diferentes casos de tamaño y posición de

la fisura. Además, a partir de los resultados obtenidos, se propone una metodología que permitirá localizar el defecto y determinar su severidad.

2. FORMULACIÓN DEL PROBLEMA

Se considera una viga Euler-Bernoulli rotatoria fisurada uniforme, cuya sección, con doble simetría, es un rectángulo que tiene una altura *H* y una anchura *b*, su longitud es *L* y gira con velocidad angular constante *Ω* alrededor del eje de revolución *Z'*. La fisura, cuya profundidad es a, se encuentra a una distancia *Xc* de la unión entre el cubo y la viga, punto *O*, origen del sistema de referencia *XYZ*, según se muestra en la figura 1, en la que se indica también la situación del radio del cubo (*R*) unido a la viga. Por otra parte, en este trabajo solo se ha considerado el desplazamiento *W(X,t),* donde *t* es la variable tiempo, en la dirección *Z* (flapwise), ver figura 1.

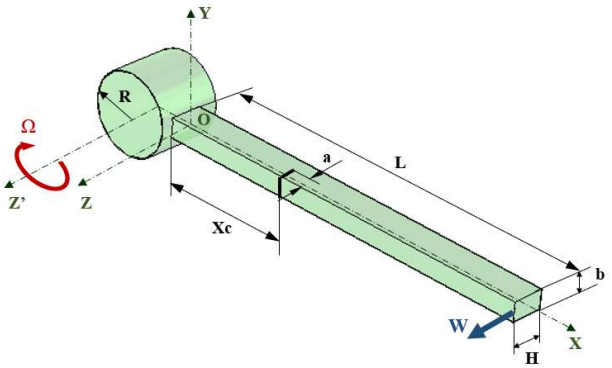


Figura 1. Esquema de la viga rotatoria fisurada.

Si se considera una viga similar intacta a la de la figura 1, la ecuación que gobierna el movimiento es una ecuación de cuarto orden dada por la expresión (1) [6]:

$$\rho A \frac{\partial^2 W(X,t)}{\partial t^2} + \frac{\partial^2}{\partial X^2}\left(EI \frac{\partial^2 W(X,t)}{\partial x X^2}\right) - \frac{\partial}{\partial X}\left(P(X)\frac{\partial W(X,t)}{\partial X}\right) = 0 \quad (1)$$

donde ρ es la densidad del material, *E* es el módulo de Young, *A* es el área de la sección rectangular e *I* es el momento de inercia de la misma. *P(x)* es la fuerza centrífuga que aparece en dirección axial como consecuencia del giro, que se puede calcular mediante la expresión (2):

$$P(X) = \int_X^L \rho A \Omega^2 (X + R)\, dX \quad (2)$$

La solución de la ecuación se puede abordar utilizando el método de separación de variables:

$$W(X,t) = Lw(X)e^{i\omega t} \quad (3)$$

donde ω es la frecuencia natural.

Para la resolución del problema se han utilizado las variables adimensionalizadas (4) a (8):

$$\xi = \frac{X}{L} \quad (4)$$

$$r = \frac{R}{L} \quad (5)$$

$$\alpha = \frac{a}{H} \quad (6)$$

$$\mu = \sqrt{\frac{\rho A L^4}{EI}}\,\omega \quad (7)$$

$$M = \sqrt{\frac{\rho A L^4}{EI}}\,\Omega \quad (8)$$

En el caso de la viga fisurada, ésta se ha modelado mediante 2 vigas conectadas entre sí por un muelle sin masa cuya rigidez *K* es igual a la que introduce la fisura, según la expresión (9):

$$\frac{1}{K} = \frac{6\pi(1-\nu^2)h\phi(\alpha)}{EI}$$

$$\phi(\alpha) = 0.6272\alpha^2 - 1.04533\alpha^3 + 4.5948\alpha^4 - 9.9736\alpha^5 + 20.2948\alpha^6 - 33.0351\alpha^7 + 47.1063\alpha^8 - 40.7556\alpha^9 + 19.6\alpha^{10} \quad (9)$$

donde ν es el coeficiente de Poisson del material.

La resolución de la ecuación se ha abordado mediante el método de Frobenius, de forma que la solución de la ecuación diferencial se expresa en forma de series de potencias, según la expresión (10):

$$f(\xi, j) = \sum_{n=0}^{N} a_{n+1}(j) \cdot \xi^{j+n} \quad (10)$$

donde $a_{n+1}(j)$ son los coeficientes de la serie de Frobenius y *j* es un exponente indeterminado.

Además, para resolver la ecuación diferencial, es necesario tener en cuenta las condiciones de contorno de la viga (11) y las de compatibilidad en la sección fisurada ($\xi_c = \frac{X_c}{L}$) (12):

$$w_1(0) = 0 \qquad \frac{dw_1(0)}{d\xi} = 0 \quad (11)$$

$$\frac{d^2 w_2(1)}{d\xi^2} = 0 \qquad \frac{d^3 w_2(1)}{d\xi^3} = 0$$

$$w_1(\xi_c) = w_2(\xi_c) \quad (12)$$

$$\frac{dw_2(\xi_c)}{d\xi} - \frac{dw_1(\xi_c)}{d\xi} = \frac{1}{k_c}\frac{d^2 w_2(\xi_c)}{d\xi^2}$$

$$\frac{d^2 w_1(\xi_c)}{d\xi^2} = \frac{d^2 w_2(\xi_c)}{d\xi^2}$$

$$\frac{d^3 w_1(\xi_c)}{d\xi^3} = \frac{d^3 w_2(\xi_c)}{d\xi^3}$$

Siendo k_c:

$$k_c = \frac{K}{EI} \quad (13)$$

El procedimiento de resolución ha sido validado previamente en trabajos anteriores de los autores [6,7].

3. CÁLCULO DE LOS PARÁMETROS MODALES

Una vez planteado el método de resolución de la ecuación diferencial de acuerdo al apartado anterior, se procede al estudio de la variación de los parámetros modales, en concreto las tres primeras frecuencias naturales y sus modos propios de vibración asociados, para una viga y velocidad dadas, en función de las características de la fisura (localización y tamaño).

Se ha considerado una viga esbelta que gira a una velocidad constante de 150 rad/s, fabricada en acero de módulo de elasticidad E = 210 GPa, coeficiente de Poisson ν = 0.33 y densidad ρ = 7850 kg/m^3. Sus dimensiones se muestran en la tabla 1.

Tabla 1. Dimensiones de la viga estudiada.

L (mm)	R (mm)	H (mm)	b (mm)
700	140	20	10

El estudio se ha realizado para 5 profundidades de fisura (α=0.1, 0.2, 0.3, 0.4 y 0.5) y 9 posiciones a lo largo de la viga (ξ_c= 0.1, 0.2, 0.3, 0.4, 0.5, 0.6, 0.7, 0.8 y 0.9). La combinación de estos parámetros ha permitido calcular los parámetros modales de 45 casos diferentes. Además, mediante un análisis de convergencia, se ha determinado que, para estas condiciones de funcionamiento, N=35 es el número óptimo de términos de la serie de Frobenius.

3.1. Frecuencias naturales

En las figuras 2, 3 y 4 se muestran las 3 primeras frecuencias naturales adimensionales, μ_1, μ_2 y μ_3, respectivamente, para los 45 casos estudiados.

En el caso de la primera frecuencia natural, ver figura 2, se observa, como cabía esperar, que el valor de la frecuencia disminuye a medida que aumenta el tamaño de la fisura y el efecto de la misma es menor cuanto más alejada se encuentra del cubo.

En cuanto a la segunda frecuencia natural, se puede ver en la figura 3 el mismo comportamiento, el valor disminuye con el tamaño. En cuanto a la influencia de la localización, para ξ_c=0.5 se encuentra el mínimo en el valor de la frecuencia para todos los tamaños, mientras que en ξ_c=0.2 la frecuencia no sufre ninguna variación en función de la severidad del defecto.

Por último, en la figura 4 se puede ver que, para la tercera frecuencia natural, esta también disminuye con el crecimiento de la fisura. Atendiendo a su posición, para las posiciones intermedias ξ_c=0.3 y ξ_c=0.7 la variación es máxima en función del tamaño, pero si la fisura se sitúa en la sección media, la frecuencia es prácticamente la misma independientemente del tamaño del defecto.

En resumen, observando en conjunto las figuras 2, 3 y 4, se puede deducir que las frecuencias naturales son posibles parámetros válidos en la detección e identificación de fisuras en vigas rotatorias siempre que estén localizadas en posiciones que no estén cercanas a aquellos puntos en los que no hay variación de las frecuencias naturales en función del tamaño del defecto.

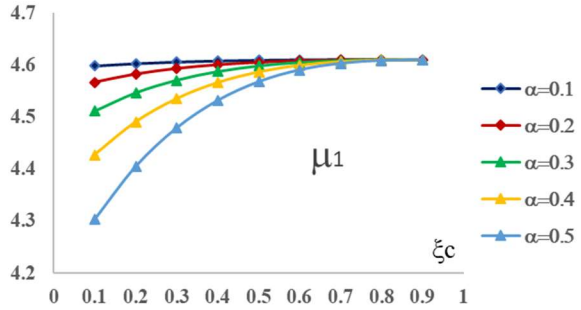


Figura 2. Primera frecuencia natural adimensional para todos los casos de posición y tamaño de fisura.

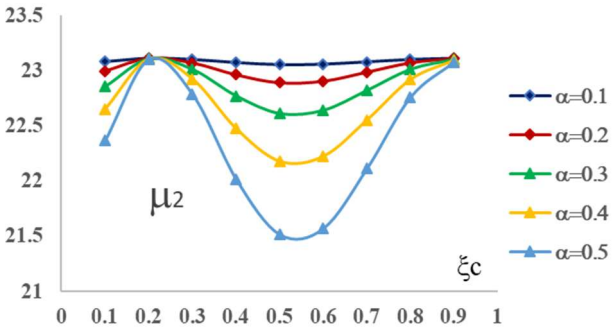


Figura 3. Segunda frecuencia natural adimensional para todos los casos de posición y tamaño de fisura.

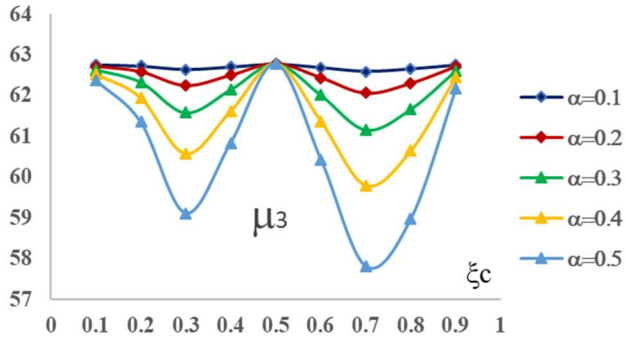


Figura 4. Tercera frecuencia natural adimensional para todos los casos de posición y tamaño de fisura.

3.2. Modos propios de vibración

Conjuntamente con las 3 primeras frecuencias naturales de los 45 casos estudiados se han calculado los modos propios de vibración asociados a ellas. A modo de ejemplo, en las figuras 5, 6 y 7 se muestran los modos propios adimensionales asociados a las primera, segunda

y tercera frecuencias naturales, respectivamente, para el caso de ξ_c=0.4 y las 5 profundidades de fisura estudiadas. En dichas figuras también se muestran los modos propios de una viga similar intacta no rotatoria. Para el resto de posiciones estudiadas el aspecto de las gráficas es similar.

Para los 3 modos propios mostrados en las figuras se observa en la gráfica de la sección del defecto una ligera diferencia en función de si hay fisura o no, y de su tamaño, en el caso de que exista. En cada caso también se muestra un detalle de esta zona para comprobar con mayor facilidad las diferencias entre las curvas.

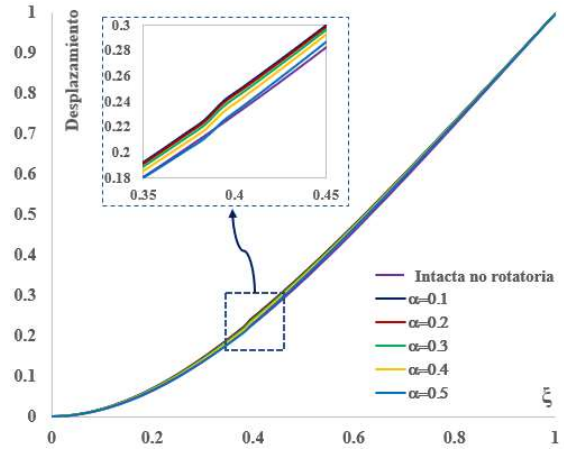


Figura 5. Modo propio 1 para ξ_c=0.4, viga intacta no rotatoria y todos los tamaños de fisura estudiados.

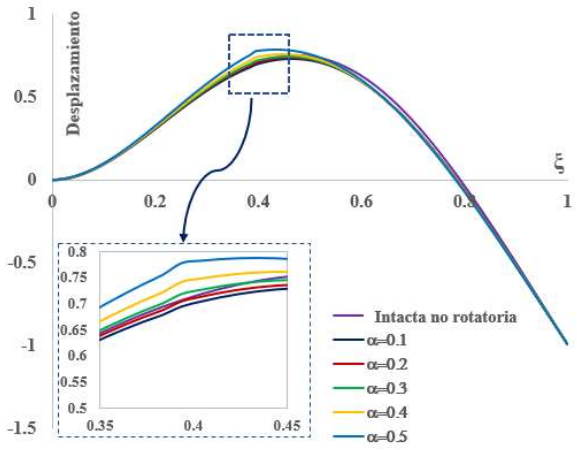


Figura 7. Modo propio 2 para ξ_c=0.4, viga intacta no rotatoria y todos los tamaños de fisura estudiados.

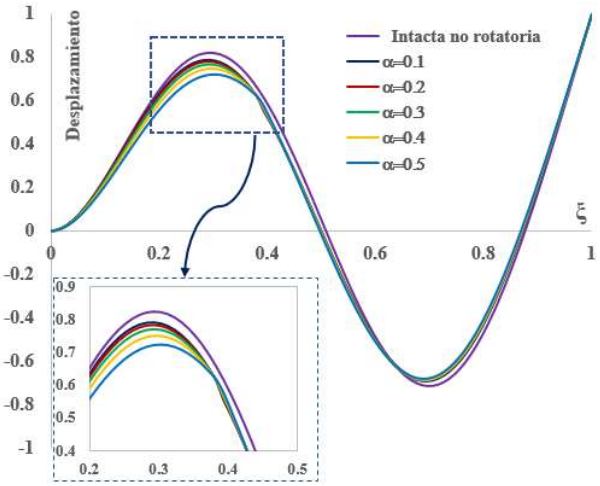


Figura 8. Modo propio 3 para ξ_c=0.4, viga intacta no rotatoria y todos los tamaños de fisura estudiados.

Aunque sí se aprecian diferencias entre las curvas anteriores en función de la profundidad de la fisura, estas gráficas no ofrecen información suficientemente precisa para poder determinar la posición del defecto y su tamaño.

4. DETECCIÓN E IDENTIFICACIÓN DE LA FISURA

En este apartado se propone una metodología que, partiendo de los modos propios, permita, en primer lugar, determinar la posición de la fisura y, posteriormente, estimar su tamaño.

4.1. Detección de la fisura

En la literatura se pueden encontrar diferentes métodos basados en el estudio de los modos propios y sus derivadas para localizar la posición de defectos en estructuras y elementos mecánicos [4,5]. En este trabajo se ha seleccionado, por su simplicidad de aplicación y no necesitar los modos propios de una viga intacta como referencia, el denominado en inglés "Mode shape slope difference" (MSSD) propuesto en [5], calculado mediante las expresiones de la (14) a la (17). Los puntos con valores máximos de MSSD indicarán las posibles ubicaciones de los daños.

$$MSSD(k) = \frac{|\Delta(\Phi_k)'|}{máx|\Delta(\Phi_{k=1,\ ,n})'|} \tag{14}$$

$$\Delta(\Phi_k)' = \left(\Phi_{k,a}\right)' - \left(\Phi_{k,p}\right)' \tag{15}$$

$$\left(\Phi_{k,a}\right)' = \frac{-3\Phi_k + 4\Phi_{k+1} - \Phi_{k+2}}{2h_m} \tag{16}$$

$$\left(\Phi_{k,p}\right)' = \frac{\Phi_{k-2} - 4\Phi_{k-1} + 3\Phi_k}{2h_m} \tag{17}$$

Φ representa el modo propio de vibración y k es cada uno de los puntos ξ utilizados para calcular dicho modo propio. Por último, h_m es la distancia entre dos puntos k consecutivos.

En definitiva, el parámetro MSSD evalúa la diferencia que existe entre las pendientes de los modos propios calculadas mediante 2 fórmulas de aproximación numérica. La expresión (16) mediante la aproximación anterior "a", y la (17) utilizando la aproximación posterior "p".

En la figura 9 se puede ver el parámetro MSSD calculado a partir del primer modo propio, con 100 puntos, para las posiciones de fisura ξ_c=0.2, 0.5 y 0.9, elegidas por ser los casos más complicados de detectar atendiendo a los valores de las frecuencias naturales (ver figuras 2, 3 y 4). Hay que indicar que para una misma posición de fisura las gráficas de MSSD obtenidas son idénticas independientemente del tamaño de fisura. También son iguales indistintamente del modo propio utilizado para calcularlas.

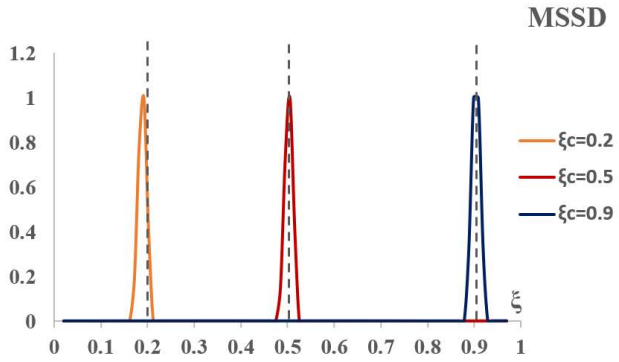


Figura 9. MSSD para ξ_c=0.2, 0.5 y 0.9

Se observa que, utilizando 100 puntos para calcular los modos propios, en ξ_c=0.2 la posición estimada es $\xi_{c,est}$=0.19, para ξ_c=0.5 se estima una localización $\xi_{c,est}$=0.5 y, por último, en ξ_c=0.9 se obtiene una posición estimada de $\xi_{c,est}$=0.9. En conclusión, el error máximo es inferior al 5%, luego el parámetro MSSD se puede considerar como un valor válido para determinar si existe fisura y su posición, en caso de existir.

4.2. Estimación de la profundidad de fisura

Una vez localizado el defecto el siguiente paso es determinar cuál es su tamaño. Para ello se ha utilizado un método similar al propuesto en [8] para vigas estáticas.

Según la ecuación (12) de compatibilidad en la sección fisurada, se puede obtener la flexibilidad que introduce la fisura en función de la derivada primera a la izquierda y derecha de dicha sección y la derivada segunda en el mismo punto. Sustituyendo el valor de k_c en (9) se obtiene la expresión (17), que permite estimar la profundidad de la fisura en función de parámetros conocidos.

$$\frac{\frac{dw_2(\xi_c)}{d\xi}-\frac{dw_1(\xi_c)}{d\xi}}{\frac{d^2w_2(\xi_c)}{d\xi^2}6\pi(1-\nu^2)H} = 0.6272\alpha^2 - 1.04533\alpha^3 + 4.5948\alpha^4 - 9.9736\alpha^5 + 20.2948\alpha^6 - 33.0351\alpha^7 + 47.1063\alpha^8 - 40.7556\alpha^9 + 19.6\alpha^{10} \quad (17)$$

Como ejemplo del procedimiento utilizado, este se explica a continuación para el caso de ξ_c=0.2 y α=0.3 utilizando para los cálculos el primer modo de vibración.

El primer paso es calcular la derivada primera del primer modo, mostrada en la figura 10, en la que se puede ver la discontinuidad de la función en la sección fisurada.

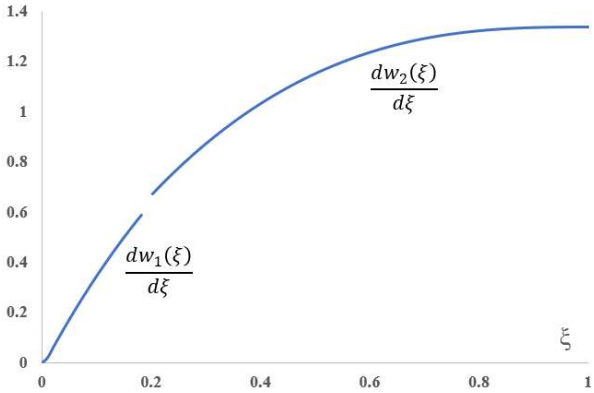


Figura 10. Derivada primera del modo 1 para ξ_c=0.2 y α=0.3

El segundo paso consiste en ajustar las curvas $\frac{dw_2(\xi)}{d\xi}$ y $\frac{dw_1(\xi)}{d\xi}$, hallar su valor en la localización de la fisura, previamente calculada, en este caso ξ_c=0. Y, posteriormente, calcular su diferencia, expresiones de la (18) a la (20).

$$\frac{dw_1(\xi)}{d\xi} = -3.123\xi^2 + 3.8748\xi - 0.012 \rightarrow \quad \frac{dw_1(0.2)}{d\xi} = 0.63804 \quad (18)$$

$$\frac{dw_2(\xi)}{d\xi} = 0.924\xi^3 - 3.1253\xi^2 + 3.4392\xi - 0.0965 \rightarrow \frac{dw_2(0.2)}{d\xi} = 0.66672 \quad (19)$$

$$\frac{dw_2(\xi)}{d\xi} - \frac{dw_1(\xi)}{d\xi} = 0.02868 \quad (20)$$

A continuación, se ajusta la curva de la derivada segunda del modo y se calcula su valor para la sección fisurada (21) (ver figura 11).

$$\frac{d^2w(\xi)}{d\xi^2} = 4.1731\xi^2 - 8.0234\xi + 3.9235 \rightarrow \frac{d^2w(0.2)}{d\xi^2} = 2.4857 \quad (21)$$

Con los valores calculados y aplicando la expresión (17) se estima un valor de la profundidad de α_{est} =0.275, por lo tanto, en este caso, el error es del 8.3%.

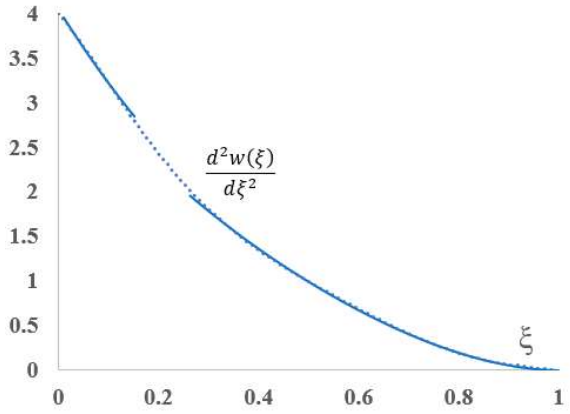


Figura 11. Derivada segunda del modo 1 para ξ_c=0.2 y α=0.3

5. RESULTADOS Y CONCLUSIONES

En este trabajo se han calculado las tres primeras frecuencias naturales y modos propios de vibración asociados a ellas de una viga rotatoria fisurada tipo Euler-Bernoulli, empotrada en uno de sus extremos y libre en el otro, uniforme a lo largo de su longitud y que gira a velocidad constante. Se han considerado en total 45 casos combinados de posición y tamaño de fisura.

Los parámetros modales mencionados se han calculado mediante la resolución de la viga de movimiento de la viga utilizando el método de Frobenius. Además, la fisura se ha modelado mediante 2 vigas conectadas entre sí por un muelle sin masa cuya rigidez K es igual a la que introduce la fisura.

A partir de los resultados obtenidos, se ha propuesto una metodología que permite localizar el defecto y determinar su severidad.

De los resultados obtenidos se pueden extraer las siguientes conclusiones:

- Las 3 primeras frecuencias naturales disminuyen al aumentar el tamaño de fisura. En cuanto a la posición, en los 3 casos existen puntos en los que las frecuencias no varían independientemente de la profundidad del defecto. Este hecho dificulta la utilización de las frecuencias naturales como único predictor del daño.

- En todos casos de tamaño y posición de fisura, los 3 modos propios calculados presentan ligeras variaciones respecto del modo de la viga intacta, pero no son los suficientemente precisos para su utilización como variable de daño. Se hace necesario recurrir a las derivadas de lo mismos para conseguir variables predictoras del defecto fiables.

- Para estimar la posición del defecto se ha utilizado el parámetro MSSD, consiguiendo situar el defecto con una precisión, en todos los casos, mayor del 95%.

- Una vez conocida la existencia de la fisura y su posición, la estimación del tamaño se ha realizado utilizando las relaciones de compatibilidad de pendiente y curvatura en la sección fisurada. En este caso el error obtenido es mayor, cercano al 10 %. Este error disminuiría si se aumentara el número de puntos utilizados para calcular los modos propios.

- Por último, hay que indicar que el siguiente paso necesario para validar completamente el método sería comprobar la robustez del mismo aplicándolo a resultados experimentales.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer a la Agencia Estatal de Investigación la financiación recibida para realizar este trabajo mediante el proyecto PID2019-104799GB-I00/AEI /10.13039/501100011033.

REFERENCIAS

[1] H. Kim, H.H. Yoo, J. Chung, Dynamic model for free vibration and response analysis of rotating beams, J. Sound Vib., 332 (22) (2013) 5917-5928.

[2] J.W. Lee, J.Y. Lee, In-plane bending vibration analysis of a rotating beam with multiple edge cracks by using the transfer matrix method, Meccanica, 52 (2017) 1143–1157.

[3] B. Valverde-Marcos, B. Muñoz-Abella, P. Rubio, L. Rubio, Influence of the rotation speed on the dynamic behaviour of a cracked rotating beam, Theor. Appl. Fract. Mech., 117 (2022) 103209.

[4] A. Nayyar, U. Baneen, S.A.Z. NAqvi, M. Ahsan, Detection and localization of multiple small damages in beam, Adv. Mech. Eng., 13(1) (2021) 1-14.

[5] D. Kindova-Petrova, A new damage detection index based on beam mode shape slope, J. Theor. Appl. Mech., 52 (2021) 75-87.

[6] B. Muñoz-Abella, L. Rubio, P. Rubio, Closed-Form Solution for the Natural Frequencies of Low-Speed Cracked Euler–Bernoulli Rotating Beams, Mathematics, 10 (24) (2022) 4742.

[7] B. Muñoz-Abella, L. Rubio, P. Rubio, Aplicación de Redes Neuronales Artificiales en la identificación de fisuras en vigas rotatorias Euler-Bernoulli a bajas velocidades, Congreso Iberoamericano de Ing. Mecánica, Madrid (2022).

[8] L. Rubio, B. Muñoz, P.J. Lorca, Método eficiente para la determinación de fisuras en elementos mecánicos, Anales de Mecánica de la Fractura, vol 1 (2006) 281-286.

PHASE FIELD MODELLING OF HYDRAULIC FRACTURE

Y. Navidtehrani[1*], C. Betegón[1], E. Martínez-Pañeda[2]

[1] Department of Construction and Manufacturing Engineering, University of Oviedo, Spain

[2] Department of Civil and Environmental Engineering, Imperial College London, London, UK

RESUMEN

El conocido como método phase field ha sido utilizado extensivamente para simular fenómenos de fractura complejos como la nucleación, la colalescencia o la ramificación de grietas. En este trabajo se presenta al extensión del método al análisis de fracturas hidráulicas, y se describe una implementación sencilla pero robusta de la fractura hidráulica con phase field en el paquete comercial de elementos finitos Abaqus. Nuestra implementación numérica explota las analogías entre la ley de evolución del phase field, el flujo de fluidos en medios porosos y la ecuación de transferencia de calor. Esto nos permite aprovechar las características incorporadas en Abaqus y evitar la necesidad de utilizar elementos definidos por el usuario. La robustez y aplicabilidad de nuestro marco numérico se demuestran abordando dos casos de estudio en 2D, conocidos por ser puntos de referencia paradigmáticos en la comunidad de la fractura hidráulica.

PALABRAS CLAVE: Fractura hidráulica, Método phase field, Teoría de Griffith, Teoría de Biot.

ABSTRACT

The phase field fracture method is a popular approach for simulating complex fracture phenomena such as crack branching, coalescence, and nucleation. In this work, we show how the phase field fracture paradigm can be extended to the analysis of hydraulic fractures and describe a simple yet robust implementation of phase field hydraulic fracture in the commercial finite element package Abaqus. Our numerical implementation exploits the analogies between the phase field evolution law, fluid flow in porous media, and the heat transfer equation. This allows us to leverage Abaqus' in-built features and avoid the need for user-defined elements. The robustness and applicability of our numerical framework are demonstrated by addressing two 2D case studies, which are known to be paradigmatic benchmarks in the hydraulic fracture community. The results obtained highlight the potential of the method and its ability to capture the expected behaviour in a robust fashion.

Keywords: Hydraulic fracture, phase field fracture, Griffith theory, Biot's theory

1. INTRODUCTION

Modelling hydraulic fractures is a challenging task due to the complexities associated with numerical tracking of interfaces. To address this, scientists have sought to employ methods that can handle arbitrary and complex fracture scenarios in arbitrary geometries. One such approach is the phase field fracture method, which describes interfaces using an auxiliary field called the phase field variable ϕ, rather than defining cracks as discrete discontinuous entities. The evolution of the phase field variable is governed by a partial differential equation (PDE) which, when coupled with the linear momentum equation, enables interfacial problems to be solved without explicitly accounting for interfaces. The variational approach to fracture, coupled with the phase field framework, was introduced by Francfort et al. [1], offering a novel means of modelling complex fracture geometries. Since its introduction, the phase field fracture method has found applications in various engineering disciplines, including composite materials [2], hydrogen-embrittled alloys [3], and rock-like materials [4], among others. Its ability to handle complex fracture geometries makes it a promising tool for further research and engineering applications.

Recently, the phase field fracture method has gained significant attention for its abilities in simulating hydraulic fracture. A comprehensive review of phase field hydraulic fracture can be found in the literature; see, for instance, the work by Heider [5]. However, to date, a simple and effective implementation of hydraulic phase field fracture using a thermal analogy for the fluid equation and the phase field evolution equation has not been presented. In this study, we address this gap by developing such an implementation, which can potentially provide insight into the behaviour of hydraulic fractures in a wide range of geological and engineering applications.

2. HYDRAULIC PHASE FIELD FRACTURE MODEL

The phase field fracture model was developed based on Griffith's fracture theory [6], which posits that cracks will only grow if the total energy of the system either remains constant or decreases. The mathematical expression of this theory for an elastic solid containing a crack and without external force work is as follows:

$$\frac{\mathrm{d}\Pi}{\mathrm{d}A} = \frac{\mathrm{d}\Psi(\varepsilon(u))}{\mathrm{d}A} + \frac{\mathrm{d}W_c}{\mathrm{d}A} = 0 \quad (1)$$

where Π is total potential energy, W_c is the work necessary to create new interfaces, Ψ is the strain energy and A is the area of the crack, with $\boldsymbol{\varepsilon}$ and $\boldsymbol{u}$ being the strain and displacement fields. By defining the critical energy release rate as $G_c = \mathrm{d}W_c/\mathrm{d}A$, the minimum total potential energy principle can be expressed for a saturated body Ω with a discontinuity Γ as:

$$\Pi(\boldsymbol{u}, p) = \int_\Omega \psi(\boldsymbol{\varepsilon}(\boldsymbol{u}), p) dV + \int_\Gamma G_c \mathrm{d}S \quad (2)$$

where p is the pore pressure and $\psi(\boldsymbol{\varepsilon}(\boldsymbol{u}), p)$ is the strain energy density.

Therefore, the prediction of crack growth can be achieved by minimizing the total energy, which involves transforming strain energy into energy dissipated for the creation of a new interface. In the phase field fracture method, cracks are characterized using an auxiliary variable known as the phase field $\boldsymbol{\phi}$, which allows for the tracking of cracks throughout a body. The phase field $\boldsymbol{\phi}$ is akin to a damage variable, as in damage mechanics, and varies smoothly from 0 for pristine material points to 1 in the fully cracked state. To account for the effect of the phase field, the stiffness of the material is reduced by defining a degradation function $g(\phi) = (1-\phi)^2$ that evolves with the phase field. Using Biot's theory for poroelasticty, the regularized form of equation (2) is thus expressed as:

$$\Pi_\ell(\boldsymbol{u}, p, \phi) = \int_\Omega \left((1-\phi)^2 \psi_0^+(\boldsymbol{\varepsilon}(\boldsymbol{u})) + \psi_0^-(\boldsymbol{\varepsilon}(\boldsymbol{u}))\right) \mathrm{d}V - \int_\Omega \alpha p(\nabla \cdot \boldsymbol{u}) \mathrm{d}V + \int_\Omega G_c \gamma_\ell(\phi) \mathrm{d}V \quad (3)$$

where α is Biot's coefficient, ℓ is the characteristic length that shows the regularization band of micro cracks and $\gamma_\ell(\boldsymbol{\phi})$ is the crack density function, usually expressed as:

$$\gamma_\ell(\phi) = \frac{\phi^2}{2\ell} + \frac{\ell}{2}|\nabla\phi|^2 \quad (4)$$

To prevent damage evolution in compression states, we used the spectral decomposition of strain energy suggested by Miehe et al., (2010):

$$\psi_0^\pm = \frac{1}{2}\lambda\langle \mathrm{tr}(\boldsymbol{\epsilon}^\pm)\rangle^2 + \mu \mathrm{tr}[(\boldsymbol{\epsilon}^\pm)^2] \quad (5)$$

where λ and μ are the first and second Lamé constants and $\boldsymbol{\epsilon}^\pm$ are tensile and compressive principal strains. Consequently, the stress tensor can be written as:

$$\boldsymbol{\sigma} = (1-\phi)^2 \boldsymbol{\sigma}^+ + \boldsymbol{\sigma}^- - \alpha p \boldsymbol{I} = (1-\phi)^2 \frac{\partial \psi_0^+(\boldsymbol{\varepsilon})}{\partial \boldsymbol{\varepsilon}} + \frac{\partial \psi_0^-(\boldsymbol{\varepsilon})}{\partial \boldsymbol{\varepsilon}} - \alpha p \boldsymbol{I} \quad (6)$$

where $\boldsymbol{\sigma}^+$ and $\boldsymbol{\sigma}^-$ are the positive and negative parts of undamaged stress, respectively and $\boldsymbol{I}$ is the identity tensor.

By utilising equations (3)-(6), and taking the variations of equation (3) with respect to the phase field variable $\boldsymbol{\phi}$, displacement $\boldsymbol{u}$, and pore pressure p, the following expression can be derived:

$$\int_\Omega [\boldsymbol{\sigma} : \nabla\delta\boldsymbol{u} - \alpha(\nabla \cdot \boldsymbol{u})\delta p - 2(1-\phi)\psi_0^+(\boldsymbol{\varepsilon}(\boldsymbol{u}))\delta\phi + G_c\left(\frac{\phi}{\ell}\delta\phi + \ell\nabla\phi \cdot \nabla\delta\phi\right)] \mathrm{d}V = 0 \quad (7)$$

To prevent damage healing a history variable is defined as $H = \max \psi_0^+(\tau), \quad \tau \in [0, t]$. Finally, the coupled displacement-fracture equation can be obtained by utilizing the divergence theorem on equation (7) and mass conservation:

$$\nabla \cdot [(1-\phi)^2 \boldsymbol{\sigma}^+ + \boldsymbol{\sigma}^- - \alpha p \boldsymbol{I}] = 0 \quad (8)$$

$$G_c\left(\frac{\phi}{\ell} - \ell\Delta\phi\right) - 2(1-\phi)H = 0 \quad (9)$$

$$\rho_{fl} S(\phi) \frac{\partial p}{\partial t} + \rho_{fl}\alpha\chi_r(\phi)\frac{\partial \varepsilon_{vol}}{\partial t} + \nabla \cdot (\rho_{fl}\boldsymbol{v}) = q_m \quad (10)$$

where the first equation is the linear momentum equation and the second one is the phase field evolution equation. The last equation is the fluid flow equation where $\boldsymbol{v}$ is the velocity of the fluid and it is described based on Darcy law as follows:

$$\boldsymbol{v} = -\frac{\boldsymbol{K}}{\mu}\nabla p \quad (11)$$

where $\boldsymbol{K}$ is the permeability tensor and μ is the viscosity of the fluid. The parameters in the fluid flow equation (10) will be discussed in the next section.

3. FLUID FLOW EQUATION COUPLING WITH PHASE FIELD FRACTURE

In this study, we build upon the work of Zhou et al. [8] to couple the fluid and phase field equations. To accomplish this, we divide the domain into three distinct regions: the reservoir (Ω_r), fracture (Ω_f), and transient (Ω_t) domains. We distinguish these zones using auxiliary fields that are a function of the phase field value $\boldsymbol{\phi}$ and material constants c_1 and c_2. Specifically, the auxiliary fields are defined as follows:

$$\chi_r(\phi) = \begin{cases} 1 & \phi \le c_1 \\ \frac{c_2-\phi}{c_2-c_1} & c_1 < \phi < c_2 \\ 0 & c_2 \le \phi \end{cases} \quad (12)$$

$$\chi_f(\phi) = \begin{cases} 1 & \phi \le c_1 \\ \frac{\phi-c_1}{c_2-c_1} & c_1 < \phi < c_2 \\ 0 & c_2 \le \phi \end{cases} \quad (13)$$

where the material constants c_1 and c_2 determine whether a given point in the domain belongs to the reservoir, fracture, or transient zone. The fluid and solid parameters between the reservoir and fracture domains can be defined as follows:

$$S = \varepsilon_p c + \frac{(\alpha-\varepsilon_p)(1-\alpha)}{K_b} \quad (14)$$

where ε_p, c, α, and $\mathrm{K_b}$ respectively denote the porosity, compressibility of fluid, Biot's coefficient, and bulk modulus of solid. These are defined as follows:

$$\alpha = \alpha_r \chi_r + \chi_f \quad (15)$$

$$\varepsilon_p = \varepsilon_{pr} \chi_r + \chi_f \quad (16)$$

$$\boldsymbol{K} = \boldsymbol{K}_r \chi_r + \boldsymbol{K}_f \chi_f \quad (17)$$

4. ABAQUS IMPLEMENTATION OF HYDRAULIC PHASE FIELD FRACTURE

In this section, we will delve into the numerical implementation by coupling phase field fracture with the fluid flow equations. To achieve this, we will exploit a thermal analogy that connects both the phase field and fluid equations. To aid in the implementation, we will provide a straightforward guide that uses the UMAT and UMATHT subroutines available in the commercial finite element package Abaqus.

4.1 Thermal analogy of phase field and fluid flow equations

The heat transfer equation can be written in a general form as follows:

$$\rho \frac{\partial U}{\partial t} + \nabla \cdot \boldsymbol{f} = r \quad (18)$$

where U is the internal thermal energy, $\boldsymbol{f}$ is the heat flux vector, and r is the heat source. We then rewrite the phase field evolution and fluid equations as:

$$\left(\frac{\phi}{\ell^2} - \frac{2(1-\phi)}{G_c \ell} H\right) - \nabla \cdot \nabla\phi = 0 \quad (19)$$

$$\rho_{fl}\left(S\frac{\partial p}{\partial t} + \alpha\chi_r \frac{\partial tr(\varepsilon)}{\partial t}\right) - \nabla \cdot \left(\rho_{fl}\frac{\boldsymbol{K}}{\mu}\nabla p\right) = q_m \quad (20)$$

Comparing Equations (19-20) with Equation (18) immediately reveals the analogy of these diffusion-like equations. Table 1 compares the variables of Equations (18-20).

Table 1. Analogy of variables between heat transfer, phase field and fluid flow equations

Heat equation	*Phase field equation*	*Fluid flow equation*
T	ϕ	p
$\boldsymbol{f}$	$\nabla\phi$	$\rho_{fl}(\boldsymbol{K}/\mu)\nabla p$
ρ	1	1
$\partial U/\partial t$	$\phi/\ell^2 - (2(1-\phi)/G_c\ell)H$	$\rho_{fl}\left(S(\partial p/\partial t) + \alpha\chi_r(\partial tr(\varepsilon)/\partial t)\right)$
r	0	q_m

4.2 Abaqus implementation

The UMAT and UMATHT subroutines within the Abaqus FEA package can be used to implement the coupled problem of poroelasticity-fracture based on the heat transfer analogy for the phase field evolution equation and the fluid flow equation. Building on our previous implementation of phase field fracture in Abaqus [9], [10] we extend the implementation to solve for the primary variables ϕ and p as temperature fields. However, we cannot use the degree of freedom (DOF) of temperature for both variables simultaneously. To address this issue, we define two similar parts with the same mesh, and transfer data between them using the local element number within a module of FORTRAN.

The necessary variables to be defined inside the UMATHT subroutine are shown in Table 2.

Figure 1 provides an overview of the implementation process, which is carried out at the integration point level using the built-in displacement-temperature elements, as enabled by the heat transfer analogy. Firstly, the UMAT subroutine is used to solve the linear momentum equation. Then, the history field H is passed to the UMATHT subroutine as the driving force of the phase field equation. Subsequently, the UMATHT subroutine uses the phase field value and the volumetric strain to solve the fluid flow equation. In the next iteration, all updated variables are returned to the UMAT subroutine, and the residual and stiffness are

calculated at the element level. This process is illustrated in Figure 1.

Table 2. Quantities that need to be defined in a UMATHT subroutine.

UMATHT variable	Heat equation	Phase field equation	Fluid flow equation
U	$U_t + (\partial U/\partial t)\Delta t$	$U_t + \left(\phi/\ell^2 - (2(1-\phi)/G_c\ell)H\right)\Delta t$	$\rho_{fl}\left(S(\partial p/\partial t) + \alpha\chi_r(\partial \boldsymbol{tr}(\boldsymbol{\varepsilon})/\partial t)\right)$
DUDT	$\partial U/\partial t$	$\phi/\ell^2 - (2(1-\phi)/G_c\ell)H$	$S(\partial p/\partial t) + \alpha\chi_r(\partial \boldsymbol{tr}(\boldsymbol{\varepsilon})/\partial t)$
DUDG	$\partial U/\partial(\nabla T)$	0	0
FLUX	$\boldsymbol{f}$	$\nabla\phi$	$\rho_{fl}(\boldsymbol{K}/\mu)\nabla p$
DFDT	$\partial f/\partial t$	0	0
DFDG	$\partial f/\partial(\nabla T)$	I	$\rho_{fl}(\boldsymbol{K}/\mu)$

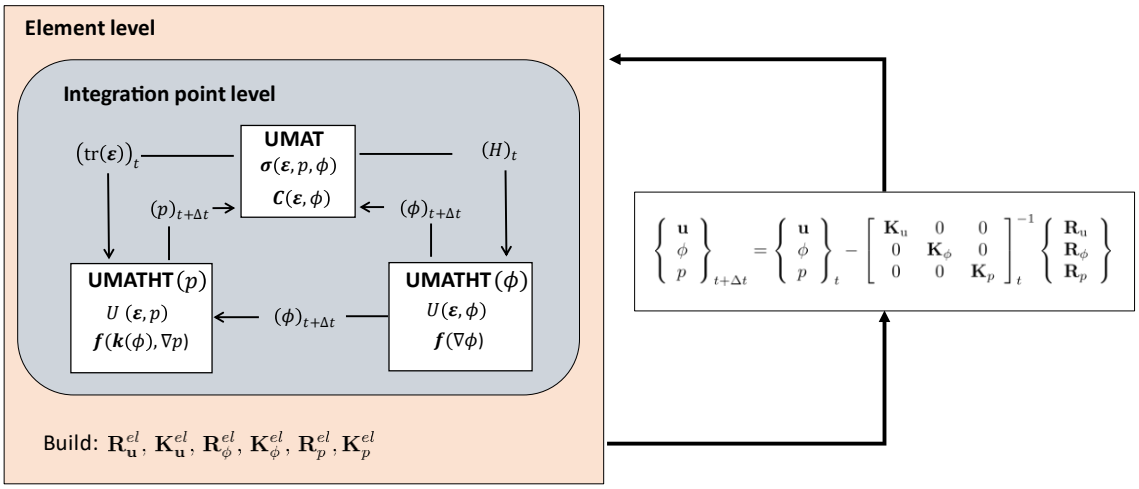


Figure 1. User subroutine flowchart for the implementation of a coupled poroelasticity - phase field fracture model exploiting the analogy with heat transfer.

5. RESULTS

To verify the accuracy and effectiveness of our implementation, we conducted two paradigmatic case studies. The first study investigates a square domain containing a pressurized crack at the centre, while the second study focuses on an injection-driven fracture problem using the same boundary value problem. Through these case studies, we demonstrate the successful validation of our implementation.

5.1 Pressurized crack

Our first case study involves a square domain with a central crack, which is subjected to a gradually applied final pressure (p=100 MPa) over a time of 2000 seconds. The model geometry and boundary conditions are illustrated in Figure 2, and only a quarter of the model is simulated due to its double symmetry. The solid and fluid parameters are specified as follows: Young's modulus $E = 210$ GPa, Poisson's ratio $\nu = 0.3$, critical fracture energy $G_c = 2700$ N/m, characteristic length scale $\ell = 0.004$ m, Biot's coefficient of reservoir domain $\alpha_r = 0.002$, porosity of reservoir domain $\varepsilon_{pr} = 0.002$, density of the fluid $\rho_{fl} = 1000\ \mathrm{kg/m^3}$, permeability tensor of reservoir domain $\boldsymbol{K_r} = 10^{-15}\mathbf{I}\ \mathrm{m^2}$, permeability of fracture domain $\boldsymbol{K_f} = 1.333 \times 10^{-15}\mathbf{I}\ \mathrm{m^2}$, compressibility of fluid $c = 10^{-8}\ \mathrm{Pa^{-1}}$, and dynamic viscosity of the fluid $\mu = 0.001$ Pa·s. To perform coupled displacement-thermal analyses, a total of 14,443 linear quadrilateral elements of type CPE4T in Abaqus terminology were used for each part. The mesh used to capture the expected crack path was refined such that the smallest element size was one-fifth of the characteristic length ℓ.

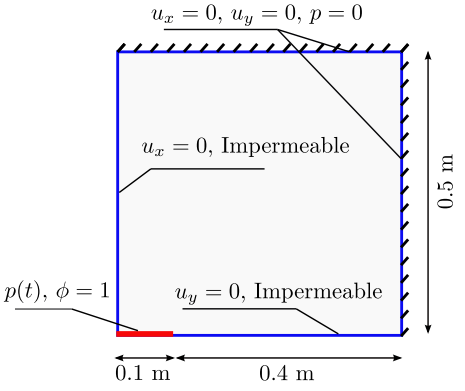


Figure 2. Geometry, dimensions, and boundary conditions of the pressurized crack case study.

Figure 3 presents the crack propagation and pressure evolution at various time intervals. The crack path is depicted through the phase field contour, while the pressure distribution is shown via isolines. As observed in Figure 3a, crack propagation begins at a pressure of 62 MPa. Subsequently, the crack propagates horizontally upon the application of additional pressure (Figure 3b) until it eventually reaches the domain's boundary.

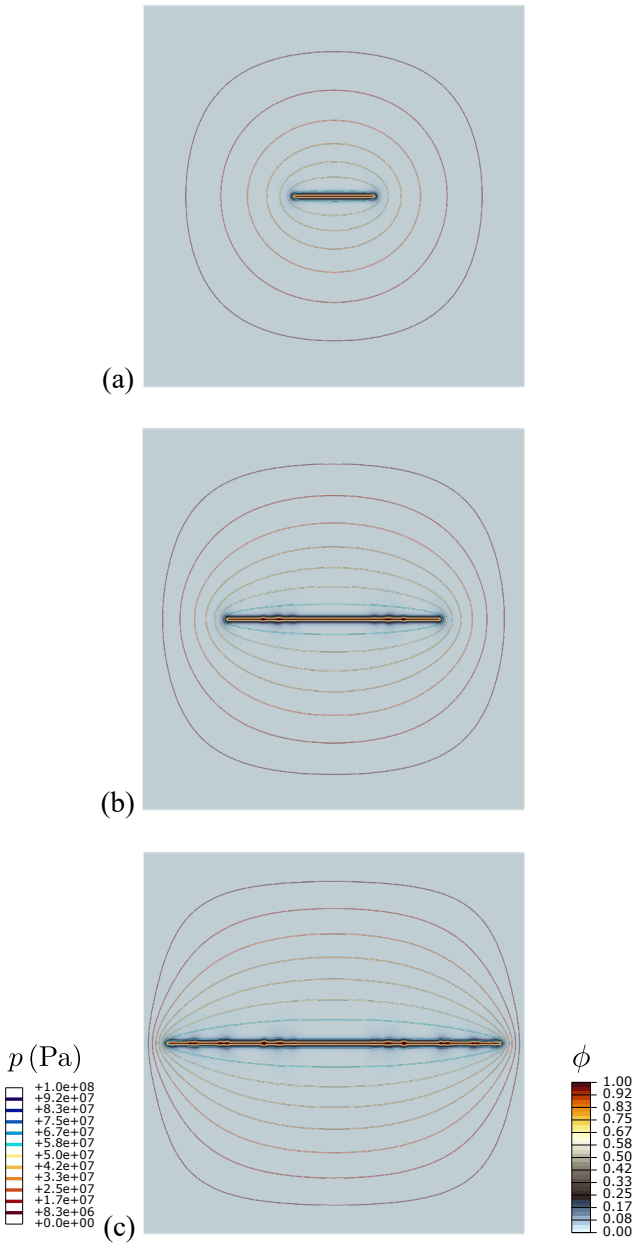


Figure 3. Phase field contours and pressure for a pressurized crack: (a) Time=1220 s, (b) Time=1300 s, and (c) Time=1360 s.

5.2 *Crack propagation by injection*

For the second case study, we applied a sudden injection to the centred crack instead of pressure, using the same boundary value problem as in the previous case study. The fluid was injected at a rate of 10 kg/($m^3.s$) for a duration of 1600 s. Figure 4 displays the contours of the phase field variable and pressure at 1600 s. The system reached a steady state after 600 s, as there was no further crack propagation observed. This is evident from Figure 5, which depicts the pressure at the central point during the injection, indicating no change in pressure after time 600 s. It should be emphasised that no convergence issues are observed, with all simulations using a backward Euler procedure, and that predictions are obtained on the original finite element mesh.

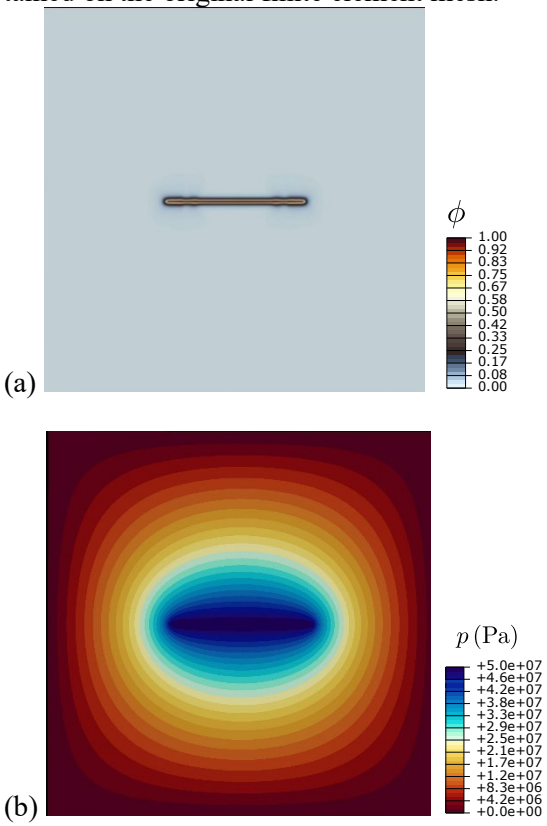


Figure 4. Cracking driven by fluid injection: (a) contour of phase field variable, (b) contour of pore pressure. Results at time=1600 s

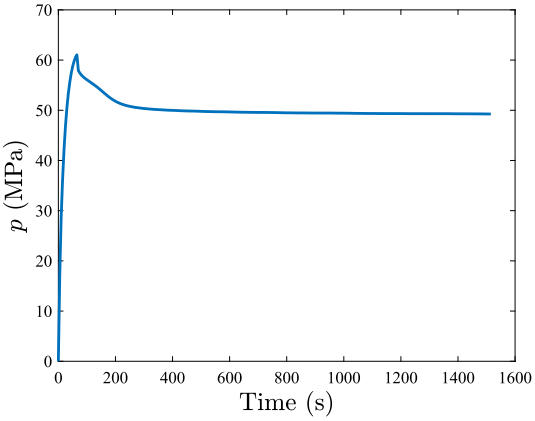


Figure 5. Pore pressure variant during the injection at the contended injection point.

6. CONCLUSIONS

In this study, we have presented a straightforward and robust implementation of hydraulic phase field fracture

in the commercial FEA software ABAQUS. Our approach is based on the analogy between the heat transfer equation and the phase field evolution equation and fluid flow in porous media governing equations. By using UMAT and UMATHT subroutines, we were able to implement the model at the integration level and leverage the built-in features of ABAQUS. Our two case studies demonstrate the versatility of this method for modelling both pressure and injection-driven cracking problems, with the added benefit of being applicable to 2D, 3D, and axisymmetric problems without additional implementation efforts. Overall, this approach offers a promising avenue for investigating hydraulic fracture behaviour in real-world engineering applications.

REFERENCES

[1] G. A. Francfort, B. Bourdin, and J. J. Marigo, The variational approach to fracture, J. Elast. 91 (2008), 5–148.

[2] W. Tan and E. Martínez-Pañeda, Phase field predictions of microscopic fracture and R-curve behaviour of fibre-reinforced composites, Compos. Sci. Technol. 202 (2021), 108539.

[3] P. K. Kristensen, C. F. Niordson, and E. Martínez-Pañeda, Applications of phase field fracture in modelling hydrogen assisted failures, Theor. Appl. Fract. Mech. (2020), 102837.

[4] Y. Navidtehrani, C. Betegón, and E. Martínez-Pañeda, A general framework for decomposing the phase field fracture driving force, particularised to a Drucker–Prager failure surface, Theor. Appl. Fract. Mech. 121 (2022), 103555.

[5] Y. Heider, A review on phase-field modeling of hydraulic fracturing, Eng. Fract. Mech. 253 (2021), 1–24.

[6] A. A. Griffith, The Phenomena o f Rupture and Flow in Solid.i. By, C (1920), 163–198.

[7] C. Miehe, M. Hofacker, and F. Welschinger, A phase field model for rate-independent crack propagation: Robust algorithmic implementation based on operator splits, Comput. Methods Appl. Mech. Eng. 199 (2010), 2765–2778.

[8] S. Zhou, X. Zhuang, and T. Rabczuk, Phase-field modeling of fluid-driven dynamic cracking in porous media, Comput. Methods Appl. Mech. Eng. 350 (2019), 169–198.

[9] Y. Navidtehrani, C. Betegón, and E. Martínez-Pañeda, A Unified Abaqus Implementation of the Phase Field Fracture Method Using Only a User Material Subroutine, Materials. 14 (2021), 1913.

[10] Y. Navidtehrani, C. Betegón, and E. Martínez-Pañeda, A simple and robust Abaqus implementation of the phase field fracture method, Appl. Eng. Sci.6 (2021), 100050.

ESTUDIO DEL FACTOR DE INTENSIDAD DE TENSIONES DE UNA FISURA CONTENIDA EN UN EJE GIRATORIO

L. Rubio[*], M. Esteban, B. Muñoz-Abella, P. Rubio

[1] Departamento de Ingeniería Mecánica. Grupo SiOMec Universidad Carlos III de Madrid
Avda. de la Universidad, 30. 28911, Leganés, Madrid, España
[*] Persona de contacto: lrubio@ing.uc3m.es

RESUMEN

En este estudio se ha determinado el Factor de Intensidad de Tensiones (FIT) en el frente de una fisura contenida en un eje giratorio. Para la determinación, se ha desarrollado un modelo dinámico en 3D mediante un código comercial de elementos finitos. El modelo de eje es el conocido Jeffcott rotor constituido por un eje de sección constante en cuya sección central se coloca un disco. La fisura se localiza en las inmediaciones de la sección central. Para la determinación del FIT se utilizan los desplazamientos entre las caras de la fisura. En el estudio se han analizado distintas profundidades de fisura y distintas velocidades de giro coincidiendo con velocidades próximas a los armónicos: a 1/2, 1/3 y 1/4 de la velocidad crítica. Se presentan resultados para el FIT dinámico en varios puntos a lo largo del frente de la grieta durante una rotación completa, mostrando que el FIT aumenta con la velocidad y con la profundidad de la grieta. Se demuestra también que los valores de FIT en condiciones estáticas y dinámicas son diferentes y que, en consecuencia, el comportamiento "breathing" de la fisura también se ve afectado por la velocidad de rotación del eje.

PALABRAS CLAVE: Eje giratorio, Fisura, Factor de Intensidad de Tensiones dinámico, velocidad crítica

ABSTRACT

In this study, the Stress Intensity Factor (SIF) at the front of a crack contained in a rotating shaft has been determined. For the determination, a 3D dynamic model has been developed using a commercial finite element code. The shaft model is the well-known Jeffcott rotor model consisting of a constant section shaft with a disc in the central section. The crack is located in the vicinity of the centre section. The specific fracture modulus is used to determine the SIF. Different crack depths and different rotational velocities have been analysed in the study, coinciding with velocities close to the harmonics: at 1/2, 1/3 and 1/4 of the critical velocity. Results are presented for the dynamic SIF at various points along the crack face during a full shaft rotation showing that the SIF increases with velocity and with crack depth. It is also shown that the SIF values under static and dynamic conditions are different and that, consequently, the crack breathing behaviour is also affected by the shaft rotation speed.

KEYWORDS: rotating shaft, Crack, Dynamic Stress Intensity Factor, critical speed

1. INTRODUCCIÓN

Los ejes son componentes mecánicos presentes en la mayoría de las máquinas y mecanismos. Como consecuencia de fallos en el material, problemas durante el proceso de fabricación y/o el funcionamiento en un entorno agresivo o con condiciones de operación de exigencia, los ejes pueden llegar a generar fisuras cuyo crecimiento puede dar lugar a roturas catastróficas o, en el mejor de los casos, elevados gastos de reparación y mantenimiento. La detección e identificación de fisuras en componentes mecánicos es imprescindible para poder establecer planes de mantenimiento y reparación. Por otro lado, hacer previsiones sobre la vida útil de los componentes solo es posible, en el caso de fisuras, si se puede determinar el crecimiento y la velocidad de crecimiento de las mismas. Para ello, resulta imprescindible conocer el Factor de Intensidad de Tensiones y su evolución en el frente de la fisura. Muchos autores han estudiado los componentes fisurados suponiendo que la fisura está siempre abierta [1-3] o que tiene comportamiento de apertura y cierre, "breathing crack" [4,5], alcanzándose resultados muy valiosos en ambas situaciones, aunque más cercanos a la realidad los segundos. El modelo más habitual para el estudio de ejes en general, y de ejes fisurados en particular, es el modelo de Jeffcott Rotor [5-9] que consiste en un eje de masa despreciable con condiciones de apoyo simple en los extremos y con un disco en su sección central. Este modelo, aun siendo muy simple, permite conocer el comportamiento de los ejes. Estos trabajos, analíticos, numéricos o experimentales permiten saber el comportamiento de los ejes fisurados mediante las órbitas [13-15] y también, aunque en menor medida,

mediante el estudio del factor de intensidad de tensiones. Este último se ha estudiado en condiciones estáticas o cuasiestáticas [10-12], sin embargo, en conocimiento de las autoras de este trabajo no existen resultados del FIT en condiciones dinámicas. En este trabajo se propone el estudio mediante un modelo de elementos finitos 3D de un eje fisurado en condiciones dinámicas de giro. En primer lugar, se estudian las órbitas descritas por el punto central de la sección fisurada del eje cuando este gira a velocidades correspondientes a los armónicos 2X, 3X y 4X. En segundo lugar, se realiza el estudio del FIT dinámico en distintos puntos del frente de la fisura durante una vuelta, en las mismas velocidades indicadas. Además, se estudiará el efecto de la profundidad de la fisura en los resultados del FIT.

2. MODELO NUMÉRICO

El modelo numérico desarrollado es un eje rotatorio basado en el clásico modelo "Jeffcott Rotor" que está constituido por un eje con un disco situado en su sección central. El eje presenta una fisura transversal situada también en su sección central.

El eje considerado, ver figura 1, tiene una longitud L=900 mm y un diámetro D=20 mm está realizado en aluminio de densidad, ρ=2800 kg/m^3, módulo de elasticidad, E=72 GPa y coeficiente de Poisson, ν= 0.3. El disco, por su parte, está realizado en acero cuyas características son ρ=8065 kg/m^3, E=72 GPa y ν= 0.3 y tiene unas dimensiones de 200 mm de diámetro y 21 mm de espesor. El disco presenta 8 orificios, equidistanciados y situados a 75 mm del centro del disco, para la incorporación de una masa que aporta excentricidad al sistema. Dicha masa es un pequeño disco de 0.2 kg y en este trabajo se encuentra en la misma posición angular que la fisura.

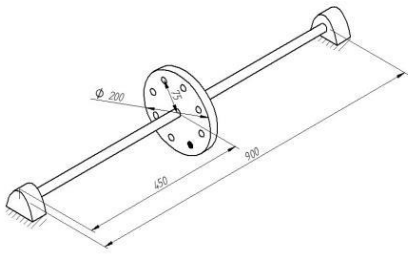


Figura 1. Esquema y modelo del eje con disco.

En cuanto a la fisura, está situada en la sección central del eje. Es una fisura transversal de frente recto. En este trabajo se han considerado 3 profundidades de fisura adimensional, $\alpha=a/D$=0.1;0.25 y 0.4. Para modelizar la presencia de la fisura se ha optado por aplicar a las caras de la misma un contacto tipo rougth-hard (en la nomenclatura de ABAQUS) para evitar la interpenetración de las caras y el deslizamiento de las mismas.

El modelo desarrollado se ha mallado con elementos hexahédricos C3D8R (nomenclatura ABAQUS) y se ha refinado en la zona de la fisura, tal y como se muestra en las figuras 2 y 3.

Por último, el frente de la fisura se ha discretizado en 17 puntos para el estudio pormenorizado del factor de intensidad de tensiones correspondientes a valores de $\gamma=w/h$ que van desde -1 a 1 tal y como se puede observar en la figura 4.

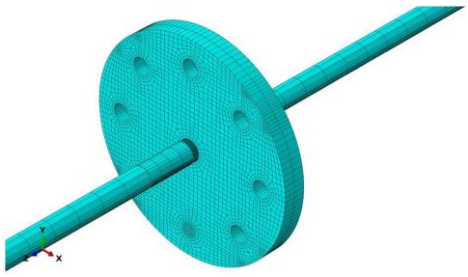


Figura 2. Vista general de la malla utilizada.

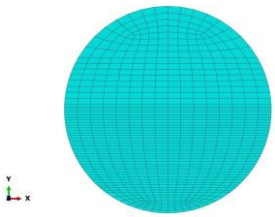


Figura 3. Detalle de la malla en la fisura.

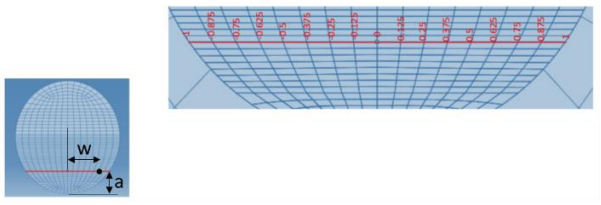


Figura 4. Discretización del frente de la fisura.

El conjunto disco eje se ha sometido a un conjunto de velocidades: $p=\Omega/\Omega_c$= 0.05; 0.25; 0.33; 0.5 siendo Ω la velocidad de giro del eje y Ω_c la velocidad crítica del eje no fisurado.

Se ha realizado un análisis modal del sistema sin fisura y se ha determinado que, para estas características geométricas, sistema de apoyos (eje biempotrado) y materiales, la frecuencia natural del eje, y por tanto su velocidad crítica es $\omega_1=\Omega_c=82.538$ *rad/s=788.18 rpm.*

El problema dinámico así formulado se ha resuelto mediante *ABAQUS/ Implicit* y se han obtenido resultados de desplazamientos para la determinación de las órbitas y del Factor de Intensidad de Tensiones.

3. DETERMINACIÓN DE LAS ÓRBITAS DEL EJE

3.1. Procedimiento de obtención de las órbitas

Las órbitas representan la trayectoria seguida por un punto del eje durante la rotación del mismo. En este trabajo se ha considerado la trayectoria del punto central de la sección fisurada, tal y como se muestra en la figura 5.

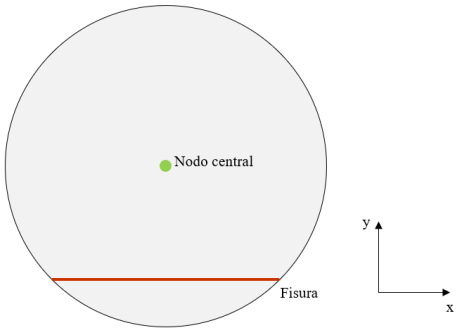


Figura 5. Punto para la representación de las órbitas.

Para llevar a cabo la representación de la órbita se han obtenido los desplazamientos según las direcciones *x* e *y* durante un tiempo dado. En la figura 6 se representan estos desplazamientos, para el caso de una fisura de profundidad α=0.4 de un eje que gira a una velocidad *p*=0.33 durante un tiempo t=3.5s que se corresponden con aproximadamente 15 vueltas. Para la representación de la órbita se elige la última vuelta de las estudiadas ya que se observa una estabilización del comportamiento (zona recuadrada de la figura). En este caso concreto, la órbita obtenida representando los desplazamientos en ambas direcciones se muestra en la figura 7.

3.2. Análisis y discusión de resultados

Como se ha indicado previamente, se han obtenido las órbitas correspondientes a 3 profundidades de fisura y en las velocidades próximas a los armónicos 2X, 3X y 4X del eje, es decir, en velocidades próximas a 1/2, 1/3, y 1/4 de la velocidad crítica del eje intacto. En la figura 8 se muestran las órbitas para una velocidad *p*=0.5 de los ejes con las tres profundidades de fisura. Las órbitas descritas por el punto central de la sección fisurada son mayores cuanto mayor es la profundidad de la fisura, consecuencia de la pérdida de rigidez debida a la presencia de la fisura.

Por otro lado, se observa la presencia de un lazo interior en todas ellas que indica que efectivamente el eje fisurado está girando a una velocidad próxima a ½ de la velocidad crítica, tal y como se recoge en la literatura [13-15].

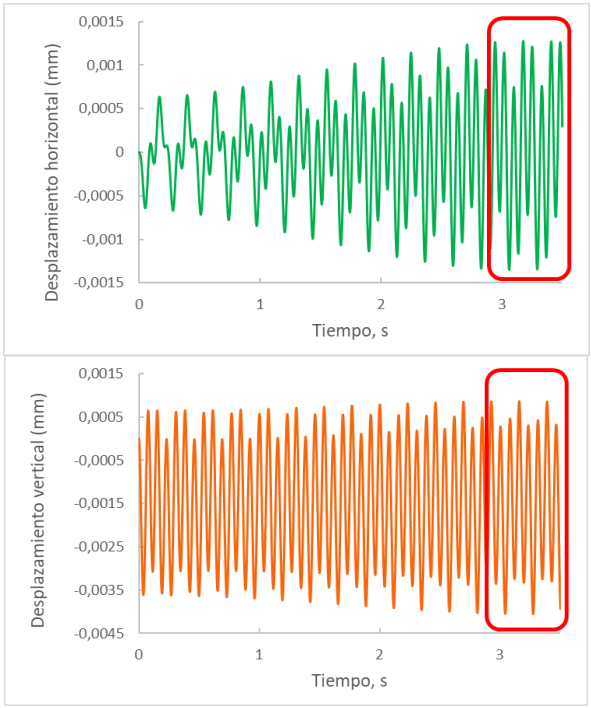


Figura 6. Desplazamientos horizontal y vertical del centro de la sección fisurada. Caso α=0.4 y p=0.33

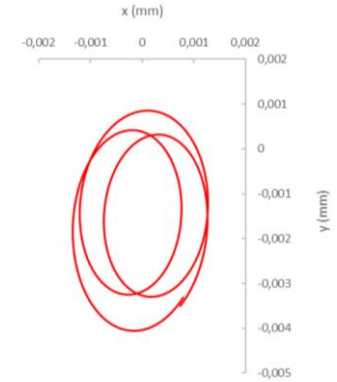


Figura 7. Órbita descrita por el centro de la sección fisurada. Caso α=0.4 y p=0.33

De igual modo se pueden representar las órbitas para otras velocidades de giro y otras profundidades de fisura. A modo de ejemplo, se presentan, en la figura 9, las correspondientes a una fisura de profundidad α=0.25 y 3 velocidades de giro coincidentes con los armónicos. En este caso, se puede ver cómo las órbitas descritas a velocidades de giro próximas a p=0.25, 0.33 y 0.5 presentan 3, 2 y 1 lazos interiores, respectivamente [13-15]. En la misma figura, se observa como el tamaño de las órbitas crece con la velocidad de giro.

Del análisis de las órbitas y de su comparación con resultados cualitativamente iguales (número de lazos interiores en los armónicos 2X, 3X y 4X) a los de la literatura se puede concluir que el modelo numérico 3D del eje giratorio fisurado desarrollado es válido desde el

punto de vista de su comportamiento, lo que permite continuar con el estudio del factor de intensidad de tensiones.

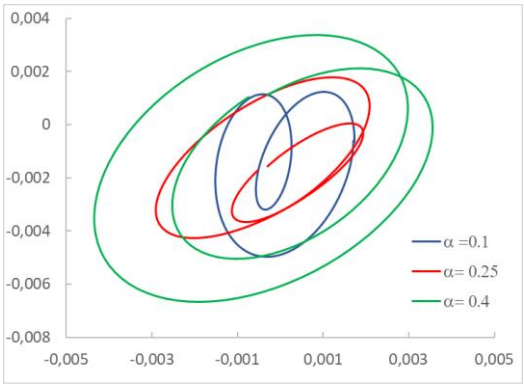


Figura 8. Órbitas para p=0.5 de los ejes con fisuras de distintas profundidades.

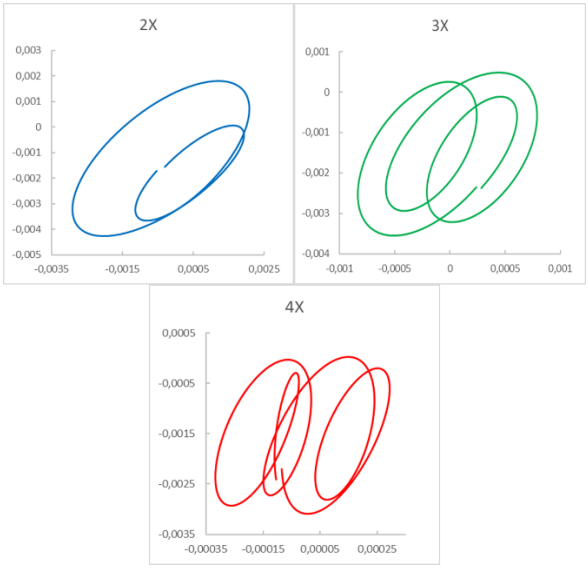


Figura 9. Órbitas para α=0.25 y tres velocidades de giro.

4. DETERMINACIÓN DEL FACTOR DE INTENSIDAD DE TENSIONES

El Factor de Intensidad de Tensiones (FIT) es un parámetro que permite conocer el estado tensional existente en el frente de la fisura. En este trabajo, como se ha indicado previamente, se ha procedido a su determinación en todo el frente de la fisura, en los tres armónicos y para las 3 profundidades de fisura. Por tanto, se trata de obtener el FIT en condiciones dinámicas en un eje fisurado. En conocimiento de los autores, no existe en la literatura un estudio del FIT en este tipo de situaciones.

4.1. Procedimiento de obtención del Factor de Intensidad de Tensiones

Para la determinación del FIT se ha considerado el desplazamiento de las caras de la fisura (CTOD). La expresión que relaciona el FIT con el CTOD [16] es:

$$u_z = \frac{K_1}{2\mu}\sqrt{\frac{r}{2\pi}}\sin\frac{\phi}{2}\left(\kappa + 1 - cos^2\frac{\phi}{2}\right) \quad (1)$$

Siendo u_z = CMOD/2 y donde μ y κ vienen dadas en condiciones de deformación plana:

$$\mu = \frac{E}{2(1+\nu)} \qquad \text{y} \qquad \kappa = 3 - 4\nu \quad (2)$$

de modo que el FIT, K_I, vendrá dado por:

$$K_I = \frac{\sqrt{2\pi}}{4}\frac{E}{(1-\nu^2)}\frac{u_z}{\sqrt{r}} \quad (3)$$

Todos los parámetros geométricos de la ecuación (3) se muestran en la figura 10.

Los datos de u_z se han tomado para r = 1.25mm, después de haber realizado un análisis de sensibilidad y alcanzarse la convergencia de resultados a esa distancia desde la punta de la fisura. Estas medidas han sido tomadas en los distintos puntos, γ, en los que se ha discretizado el frente (ver figura 4).

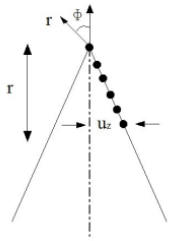


Figura 10. Esquema transversal de la fisura para el cálculo del FIT mediante desplazamientos.

Con el fin de que los datos sean comparables se procede a la adimensionalización del K_I de acuerdo con la siguiente expresión:

$$K_I = F_I\sigma\sqrt{\pi a} \quad (4)$$

siendo σ la tensión debida a la flexión en un punto remoto de la sección central del eje sin fisura y a la profundidad de la fisura en la posición γ=0.

4.2. Análisis y discusión de resultados

Se muestran a continuación los resultados del FIT correspondientes a la vuelta en la que se ha estabilizado el comportamiento del eje tal y como se ha indicado en el apartado correspondiente a las órbitas.

En la figura 11 se muestra, a modo de ejemplo. el resultado del FIT a lo largo de una vuelta en las distintas posiciones del frente de la fisura cuando α=0.4, para el

caso de la velocidad 2X. Se observa como la el FIT se incrementa en todo el frente con el giro hasta llegar a un máximo a los 120º. En este momento la apertura de la fisura es máxima y el FIT adimensional oscila entre 3.4 y 4.7 dependiendo la posición en el frente. A partir de ese ángulo de giro, el FIT disminuye hasta alcanzar el valor 0, momento en el cual el frente se cierra por completo (todas las posiciones tienen FIT =0). Se puede observar que el FIT toma gradualmente el valor 0 lo que indica que la fisura se va cerrando gradualmente. Más adelante la fisura comienza a abrirse, completándose el ciclo durante el giro. Resultados similares a este se han obtenido para las otras velocidades de giro recogidas en este trabajo y otras profundidades de fisura.

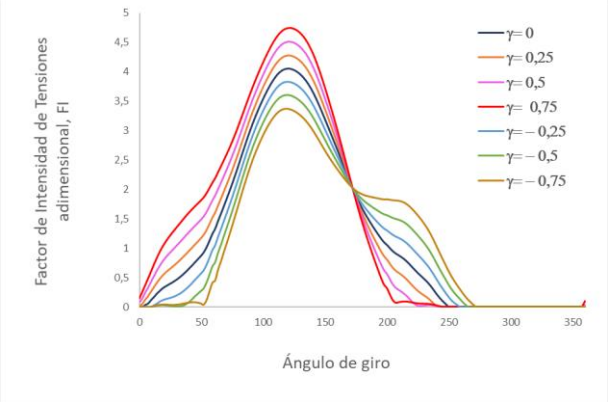


Figura 11. FIT dinámico en una vuelta. Caso p=0.5, α=0.4,

Con el fin de analizar cómo afecta la velocidad de giro al valor del factor de intensidad de tensiones, se muestra en la figura 12, la comparación, para una fisura de profundidad α=0.4 y una posición en el frente de γ=0, de dichos valores para una velocidad muy baja, p=0.05, para los tres armónicos a 1/2, 1/3 y 1/4 de la velocidad crítica y para una situación estática (p=0). A la vista de los resultados se observa que:

- A medida que aumenta la velocidad de giro el valor máximo del factor de intensidad de tensiones también aumenta.
- En p=1/4, el valor del FIT en todos los puntos del frente experimenta claramente 2 incrementos (picos) en una vuelta y un incipiente tercer pico.
- En p=1/3 el FIT experimenta 2 picos en una vuelta, aunque el segundo de ellos es menos evidente.
- En p=1/2 el FIT experimenta un único pico en toda la vuelta.
- En el caso estático, p=0, se puede ver que el FIT nunca toma el valor 0, es decir, la fisura siempre está abierta.

Los resultados mostrados para una posición dada del frente mantienen la misma tendencia en otras posiciones del mismo. Se pone de manifiesto, por tanto, que cuando se utiliza el FIT obtenido en condiciones estáticas, para predecir, por ejemplo, la propagación de la fisura o la vida útil del eje, se está siendo muy poco conservador ya que, como queda demostrado, el FIT dinámico máximo alcanzado en algún punto del frente y en algún momento del giro, puede hasta cuadruplicar (umbral de este estudio) dependiendo de la velocidad, el valor del FIT estático.

En la figura 13 se muestran los resultados para una velocidad dada y fisuras de distinta profundidad. Se observa que, a mayor profundidad de fisura, mayor es el valor del FIT que se alcanza a lo largo de una vuelta.

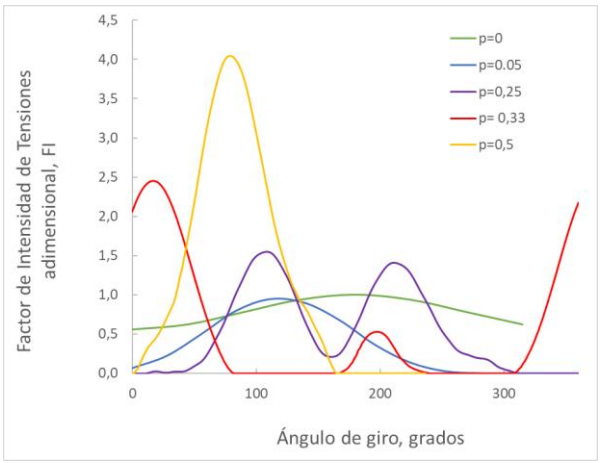


Figura 12. FIT dinámico para distintas velocidades en una vuelta. Caso α=0.4 y γ=0

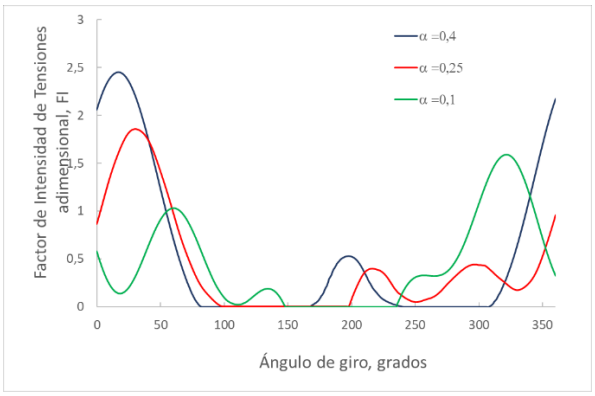


Figura 13. FIT dinámico para distintas profundidades de fisura en una vuelta. Caso p=0.33 y γ=0

5. CONCLUSIONES

En este trabajo se ha desarrollado un modelo numérico 3D de un eje rotatorio fisurado mediante el código ABAQUS. Para validar el modelo se han estudiado las órbitas obtenidas en los armónicos 2X, 3X y 4X, correspondientes a 1/2, 1/3 y 1/4 de la velocidad crítica del eje intacto. En estas velocidades se confirma el comportamiento del eje siguiendo las pautas de la literatura: en 2X se observa un lazo en el interior de la órbita, en 3X se observan 2 lazos y en 4X se observan 3 lazos. Por otro lado, se ha calculado el Factor de Intensidad de Tensiones a partir del CTOD para el eje con una fisura. Se han analizado tres profundidades distintas α=0.1, 0.25 y 0.4 en las tres velocidades

indicadas. Se ha podido confirmar que el FIT aumenta, independientemente de la velocidad de giro, con la profundidad de la fisura, tal y como ocurre con cualquier componente mecánico en condiciones estáticas. Por otro lado, se ha analizado el FIT, para una profundidad de fisura dada, para distintas velocidades de giro, observándose un incremento del FIT con la velocidad de giro. También se ha observado la presencia de picos en FIT, muy probablemente relacionados con los lazos de las órbitas. Además, se han presentado los resultados del FIT para una velocidad muy baja y los correspondientes al cálculo estático en las distintas posiciones del giro obtenidos por las autoras en otros trabajos. En ambos casos, el valor máximo del FIT adimensional alcanzado está entorno a la unidad. Este valor es menor que el que se alcanza para las velocidades de giro estudiadas. En el caso de la velocidad correspondiente a 1/2 de la velocidad crítica, el valor del FIT cuadruplica el valor estático. Se puede concluir, por tanto, que la predicción de la propagación de las fisuras o de la vida útil del eje fisurado, ha de hacerse con el FIT correspondiente a la velocidad de funcionamiento y no con el FIT estático que proporcionaría propagaciones de la fisura menores de la real y una vida útil más larga de la real.

AGRADECIMIENTOS

Las autoras desean agradecer a la Agencia Estatal de Investigación la financiación recibida para realizar y difundir este trabajo mediante los proyectos DPI2013-45406-P y PID 2019-104799 GB-I00 /AEI/ 10.13039/501100011033.

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 theart 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] CS. Shin, CQ. Cai, Montero, L. Rubio, B. Muñoz-Abella, P. Rubio, Experimental and finite element analyses on stress intensity factors of an elliptical surface crack in a circular shaft under tension and bending, *International Journal of Fatigue*, **129**, 239-264, 2004.

[11] P. Rubio, L. Rubio, B. Muñoz-Abella, L. Montero, Determination of the Stress Intensity Factor of an elliptical breathing crack in a rotating shaft, *International Journal of Fatigue*, **76**, 217-231, 2015.

[12] P. Rubio, B. Muñoz-Abella, L. Montero, L. Rubio, Estudio numérico del factor de intensidad de tesiones de fisuras semielipticas contenidas en un eje giratorio, *Anales de Mecánica de la Fractura*, **31**, 141-146, 2014.

[13] 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.

[14] C. Guo, J. Yan, W. Yang, Crack detection for a Jeffcott Rotor with a transverse crack: An experimental investigation, *Mechanical Systems and Signal Processing*, **83**, 260-271, 2017.

[15] B. Muñoz-Abella, L. Montero, P. Rubio, L. Rubio, Determination of the critical speed of a cracked shaft from experimental data, *Sensors*, **22**, 9777, 2022.

[16] TL. Anderson, Fracture Mechanics fundamentals and applications, *CRC Press*, **1995**.

MODELO MICROMECÁNICO DE FATIGUA PARA GRIETAS MICROESTRUCTURALMENTE PEQUEÑAS BASADO EN PLASTICIDAD CRISTALINA

S. Lucarini[1,*], F.P.E. Dunne[2], E. Martínez-Pañeda[1]

[1] Department of Civil and Environmental Engineering. Imperial College London
Skempton Building. Imperial College Rd. South Kensington Campus. SW7 2AZ London. UK
[*] Persona de contacto: s.lucarini@imperial.ac.uk

[2] Department of Materials. Imperial College London
Royal School of Mines. Exhibition Rd. South Kensington Campus. SW7 2AZ London. UK

RESUMEN

Las fases de incubación y propagación temprana de grieta de fatiga en metales policristalinos suelen estimarse utilizando modelos basados en la micromecánica y una definición de la fuerza impulsora de fatiga, tales como los parámetros indicadores de fatiga o la densidad de energía almacenada. Recientemente, los modelos de fractura phase-field han mostrado una gran habilidad para resolver problemas de fatiga en los que se pueden analizar trayectorias y velocidades de crecimiento de grieta. Estas técnicas, aunque potentes, son costosas desde el punto de vista computacional. Sin embargo, el cuello de botella de estos enfoques puede superarse utilizando métodos basados en la Transformada Rápida de Fourier (FFT) que muestran un notable rendimiento numérico en comparación con los métodos de elementos finitos. En este trabajo, se propone un nuevo marco de phase-field para fatiga basado en la FFT relacionando la fractura con las definiciones de fuerza motriz de fatiga. Se simulan las primeras etapas de la grieta por fatiga en policristales mostrando sensibilidad a las características microestructurales. El uso de solvers FFT permite la simulación de grandes regiones microestructurales en 3D para predecir los tiempos de vida en las primeras etapas de fatiga.

PALABRAS CLAVE: FFT methods, phase-field crack, crystal plasticity polycrystals, fatigue indicator parameters.

ABSTRACT

The incubation and early fatigue crack propagation stages in polycrystalline metals are often estimated using models based on micromechanics and a definition of fatigue driving force definition, such as Fatigue Indicator Parameters or the stored energy density. Recently, the phase-field models have shown a strong ability to solve fatigue problems where crack growth rates and paths can be analysed. These techniques, although powerful, are computationally expensive. However, the bottleneck of these approaches can be overcome using Fast Fourier Transform (FFT) based methods which exhibit remarkable numerical performance compared to finite element methods. In this work, a new FFT-based phase-field fatigue framework is proposed by relating the phase-field fracture to fatigue driving force definitions. The early stages of fatigue cracking in polycrystals are simulated showing sensitivity to microstructural features. The use of FFT solvers allows the simulation of large 3D microstructural regions to predict lifetimes in the early stages of fatigue.

KEYWORDS: métodos FFT, grieta phase-field, policristales de plasticidad cristalina, parámetros indicadores de fatiga.

1. INTRODUCCIÓN

El daño por fatiga en aleaciones metálicas es una gran amenaza para la vida útil de los componentes de ingeniería y su predicción depende de la capacidad de modelar todas las etapas del proceso. La formación de fisuras macroscópicas es un problema importante en aplicaciones como la industria aeronáutica y automotriz. En este contexto, es crucial predecir la nucleación y crecimiento de fisuras cortas, ya que pueden consumir gran parte de la vida a fatiga. Estas etapas son altamente sensibles a la microestructura y requieren modelos capaces de capturar la localización de la deformación plástica y su efecto en la formación de fisuras microscópicas que se propagan en fisuras macroscópicas.

Los modelos micromecánicos actuales para la predicción de grietas por fatiga en metales policristalinos se basan en la definición de una fuerza motriz de fatiga, tales como los parámetros indicadores de fatiga (FIPs) [1]. Aunque estos enfoques ofrecen un camino interesante para tener en cuenta los efectos microestructurales en la vida útil por fatiga, no pueden tener en cuenta los regímenes diferenciados de iniciación de grietas, esto es, la nucleación y propagación de grietas cortas. Para superar esta limitación, se están enriqueciendo los modelos de

homogeneización computacional policristalina para tener en cuenta el régimen de crecimiento de grietas cortas por fatiga en función de la microestructura. En concreto, los modelos robustos de mecánica de fractura difusa (phase-field) suponen un cambio de paradigma en la modelización de grietas cortas por fatiga.

El método de fractura phase-field [2] es flexible, robusto y fácil de implementar, y ha ganado popularidad debido a su capacidad para modelar fenómenos avanzados de fractura en geometrías y dimensiones arbitrarias sin la necesidad de remallado. Originalmente diseñado para la fractura frágil, el método se ha extendido a la fractura dúctil, la fatiga y el daño quimio-mecánico. Recientemente, también se ha adoptado para modelar la iniciación y propagación de grietas en el contexto de policristales [3].

El modelado de la fatiga mediante la combinación de la fractura phase-field y el modelado micromecánico tiene gran potencial, pero se enfrenta a problemas de coste computacional debido a la necesidad de simular un número alto de ciclos y RVE grandes. Los métodos basados en FFT [4] muestran un rendimiento numérico superior en comparación con los métodos de elementos finitos y se han utilizado para acelerar los cálculos de fractura phase-field en estudios recientes.

En este trabajo se combina la fractura phase-field con la modelización basada en FFT para estudiar la nucleación y el crecimiento de grietas cortas de fatiga en materiales policristalinos. Se presenta una nueva formulación que utiliza una nueva fuerza impulsora de fractura phase-field basada en la densidad de energía almacenada en la punta de la grieta [5]. Se abordan varios casos de estudio para demostrar cómo el marco puede predecir la nucleación de grietas de fatiga y las subsiguientes trayectorias esperadas de grietas cortas, teniendo en cuenta los efectos microestructurales y la transición a la fractura macroscópica. El uso de solucionadores FFT mejora la eficiencia de los cálculos y permite la simulación de RVE tridimensionales suficientemente grandes. El trabajo está organizado en secciones que describen el marco teórico propuesto, los resultados obtenidos en los experimentos numéricos 2D y 3D realizados en materiales policristalinos y las conclusiones.

2. UN MODELO DE FRACTURA PHASE-FIELD BASADO EN PLASTICIDAD CRISTALINA

En esta sección, la formulación de fractura phase-field para el crecimiento de grietas cortas por fatiga se desarrolla en el contexto de la micromecánica y la plasticidad de los cristales, en monocristales y policristales. El campo phase-field de la grieta y su gradiente se utilizan para regularizar la topología de las grietas, y la evolución de la grieta es impulsada por la acumulación de energía de deformación elástica y plástica y por medio de un criterio fenomenológico basado en el parámetro de densidad de energía almacenada.

2.1. Modelo de plasticidad cristalina

La formulación de plasticidad cristalina adoptada en este trabajo sigue el modelo basado en dislocaciones desarrollado por Dunne et al. [6]. Dentro de un entorno continuo y considerando deformaciones y rotaciones finitas, se asume que el gradiente de deformación total $\boldsymbol{F}$ soporta una descomposición multiplicativa en componentes elásticos $\boldsymbol{F}_{\mathrm{e}}$ y plásticos $\boldsymbol{F}_{\mathrm{p}}$ que dan cuenta respectivamente de la distorsión de la red y del deslizamiento plástico, tales que

$$\boldsymbol{F} = \boldsymbol{F}_{\mathrm{e}}\boldsymbol{F}_{\mathrm{p}} \tag{1}$$

En consecuencia, el gradiente de velocidad total $\boldsymbol{L}$ también puede descomponerse en una parte elástica y otra plástica, y puede calcularse como:

$$\boldsymbol{L} = \boldsymbol{L}_{\mathrm{e}} + \boldsymbol{F}_{\mathrm{e}} \cdot \boldsymbol{L}_{\mathrm{p}} \cdot \boldsymbol{F}_{\mathrm{e}}^{-1} \tag{2}$$

donde $\boldsymbol{L}_{\mathrm{e}}$ denota el gradiente de velocidad elástica y $\boldsymbol{L}_{\mathrm{p}}$ es el gradiente de velocidad plástica. La descripción de la plasticidad del cristal asume que el deslizamiento de la dislocación ocurre en los sistemas de deslizamiento y $\boldsymbol{L}_{\mathrm{p}}$ se calcula como la suma de todas las contribuciones de la velocidad de deformación plástica de los sistemas de deslizamiento activos dado por:

$$\boldsymbol{L}_{\mathrm{p}} = \dot{\boldsymbol{F}}_{p}\boldsymbol{F}_{\mathrm{p}}^{-1} = \sum_{i=1}^{\mathrm{N_s}} \dot{\gamma}^{\mathrm{i}}\mathbf{n}^{\mathrm{i}} \otimes \mathbf{s}^{\mathrm{i}} \tag{3}$$

donde $\dot{\gamma}^{\mathrm{i}}$ es la velocidad de deformación plástica cortante para el sistema de deslizamiento i-ésimo, y $\mathbf{s}^{\mathrm{i}}$ y $\mathbf{n}^{\mathrm{i}}$ representan los vectores paralelo y normal a la dirección del plano de deslizamiento i-ésimo. La velocidad de deformación plástica $\dot{\gamma}^{\mathrm{i}}$ en el sistema de deslizamiento i-ésimo puede estimarse a partir de la tensión de cortante resuelta en el plano τ^{i} como:

$$\dot{\gamma}^{\mathrm{i}} = \rho_{\mathrm{m}} b^2 v_D \exp\left(-\frac{\Delta F}{kT}\right) \sinh\left[\frac{(|\tau^{\mathrm{i}}| - \tau_{\mathrm{c}}^{\mathrm{i}})\Delta V}{kT}\right] \tag{4}$$

donde ρ_{m} es la densidad de dislocaciones móviles, v_D es la frecuencia de intentos de saltos de dislocación sobre obstáculos, b es el vector de Burgers, ΔF es la energía de activación térmica, k es la constante de Boltzmann, T es la temperatura absoluta (295K), $\tau_{\mathrm{c}}^{\mathrm{i}}$ es la tensión cortante crítico resuelta (CRSS) en el i-ésimo sistema de deslizamiento, y ΔV es el volumen de activación.

La regla de deslizamiento mecanicista de la Ecuación (4) se deriva de la noción de que la movilidad de las dislocaciones está restringida por la fijación de las dislocaciones, hasta que la fuerza termodinámica motriz hace que la dislocación escape de estos puntos de fijación, dando lugar a un deslizamiento sensible a la velocidad. El CRSS sigue una ley de endurecimiento

basada en Taylor en estos sistemas, debido a la densidad evolutiva de las dislocaciones almacenadas estadísticamente (SSD) y las dislocaciones geométricamente necesarias (GND), de forma que

$$\tau_c^{\mathrm{i}} = \tau_{c0}^{\mathrm{i}} + \mu b\sqrt{\rho_{SSD} + \rho_{GND}} \tag{5}$$

donde τ_{c0}^{i} es la CRSS inicial, μ es el módulo de cizallamiento elástico, y ρ_{SSD} y ρ_{GND} denotan respectivamente las densidades SSD y GND. Se supone que la densidad SSD evoluciona con la deformación plástica acumulada e induce endurecimiento en el sistema de deslizamiento, tal que

$$\dot{\rho}_{SSD} = \lambda\sqrt{\frac{2}{3}\boldsymbol{L}_{\mathrm{p}}:\boldsymbol{L}_{\mathrm{p}}} \tag{6}$$

donde λ es el coeficiente de endurecimiento.

Las GND tienen en cuenta de la curvatura permanente de la red cristalina y pueden obstruir el deslizamiento de las dislocaciones. El tensor de Nye $\boldsymbol{\Lambda}$, y su caracterización de la incompatibilidad plástica, se utilizan para estimar la densidad de GND que viene dado por,

$$\boldsymbol{\Lambda} = \nabla_0 \times \boldsymbol{F}^{\mathrm{p}} = \sum_{\mathrm{i}=1}^{\mathrm{N_s}} \rho_{Gs}^{\mathrm{i}}\mathbf{b}^{\mathrm{i}} \otimes \mathbf{s}^{\mathrm{i}} + \rho_{Ge}^{\mathrm{i}}\mathbf{b}^{\mathrm{i}} \otimes \mathbf{t}^{\mathrm{i}} \tag{7}$$

donde $\nabla_0 \times$ denota el rotacional en la configuración de referencia, $\rho_{\mathrm{G_s}}^{\mathrm{i}}$ y $\rho_{\mathrm{G_e}}^{\mathrm{i}}$ representan respectivamente los componentes de dislocación independientes de tornillo y de borde, y $\mathbf{b}^{\mathrm{i}}$ y $\mathbf{t}^{\mathrm{i}}$ son el vector de Burgers y el vector tangente a la dirección del plano de deslizamiento i-ésimo. En la red FFC, el número de segmentos de dislocación de borde y de tornillo es igual a 12 y 6, respectivamente. A continuación, la no unicidad inherente de la solución de GNDs se aborda utilizando el esquema de norma L_2, que minimiza la suma de los cuadrados de los vectores de densidades de dislocación resultantes para obtener los componentes de tornillo y de borde de las densidades de dislocaciones, lo que conduce al siguiente valor escalar de densidad de GNDs:

$$\rho_{GND} = \sqrt{\sum_{\mathrm{i}=1}^{\mathrm{N_s}} \left(\rho_{Gs}^{\mathrm{i}}\right)^2 + \left(\rho_{Ge}^{\mathrm{i}}\right)^2}. \tag{8}$$

2.2. Modelo de fractura phase-field

La nucleación y el crecimiento de las grietas se caracterizan por una descripción de fractura phase-field, en la que se introduce una variable de campo auxiliar (el campo de phase-field (ϕ) para describir la interfaz de material en contacto con la grieta. Esta variable de campo ϕ muestra una transición continua y suave dentro de un intervalo dado, por ejemplo $\phi \in [0,1]$, tomando el valor límite inferior ($\phi = 0$) en la fase no dañada y la magnitud límite superior ($\phi = 1$) en puntos de material totalmente agrietado. Típicamente, se supone que la variable de phase-field evoluciona en base al balance entre las energías almacenada y de fractura, siguiendo el balance energético postulado por primera vez por Griffith para sólidos frágiles. En extensión a materiales dúctiles, la energía potencial del sólido $\tilde{\Psi}$ puede escribirse como la descomposición aditiva de la energía mecánica almacenada y la energía de fractura, que sigue

$$\tilde{\Psi}(\boldsymbol{F},\phi,\boldsymbol{\alpha}) = \int_{\Omega_0} g(\phi)\left[W_{\mathrm{e}}(\boldsymbol{F}_{\mathrm{e}}) + W_{\mathrm{p}}(\boldsymbol{F},\boldsymbol{\alpha})\right] + \mathcal{G}_c^0\Gamma_c(\phi,\nabla\phi)\,\mathrm{d}\Omega_0 \tag{9}$$

donde $\boldsymbol{\alpha}$ es el vector de variables internas, W_{e} y W_p son la energía elástica y plástica por unidad de volumen, y $\Gamma_c(\phi,\nabla\phi) = \frac{1}{2\ell}(\phi^2 + \ell^2|\nabla\phi|^2)$ una función de densidad de grieta para proporcionar una aproximación volumétrica de la contribución de energía de la superficie de la grieta, donde $\ell \in \mathbb{R}^+$ es una escala de longitud para el ancho de la grieta aproximada. Aquí, $g(\phi) = (1-\phi)^2$ es la función de degradación que reduce la rigidez del material, que suponemos de forma cuadrática. Obsérvese que la energía plástica contribuye al crecimiento de la grieta y se degrada de forma análoga a sus homólogas elástica y plástica. El papel de las deformaciones plásticas en la contribución a la evolución del daño puede observarse fácilmente derivando la ecuación de Euler-Lagrange de la Ec. (9), obteniendo la siguiente forma fuerte:

$$(\phi - \ell^2\nabla^2\phi) - 2(1-\phi)\mathcal{S}(\text{state}\,(\boldsymbol{F},\boldsymbol{\alpha})) = 0 \tag{10}$$

donde $\mathcal{S}(\text{state}(\boldsymbol{F},\boldsymbol{\alpha}))$ es una función de estado impulsora de grieta, que para el modelo convencional de fractura phase-field y es igual a $\mathcal{S}\big(\text{state}(\boldsymbol{F},\boldsymbol{\alpha})\big) = \ell/\mathcal{G}_c^0\big(W_{\mathrm{e}} + W_{\mathrm{p}}\big)$. Esta fuerza impulsora de la fractura se reformula aquí para ampliar la modelización de la fractura phase-field al análisis de la nucleación y el crecimiento de grietas de fatiga microestructurales.

Nuestra elección para la fuerza impulsora de fractura por phase-field se basa en el concepto de densidad de energía almacenada, ya que se ha demostrado su capacidad para predecir la nucleación y el crecimiento de grietas de fatiga microestructurales. Este enfoque es fenomenológico, y relaciona el trabajo plástico y la densidad de dislocaciones con el estado actual de daño por fatiga del material. En la formulación de la plasticidad del cristal, la densidad de energía almacenada se determina a partir de la fracción del trabajo plástico que se almacena en la estructura de dislocación local y se normaliza por la escala de longitud a lo largo de la cual se almacena la energía (el camino libre promedio de dislocación), lo que da como resultado

$$G_s = \int \frac{\xi\boldsymbol{\sigma}:\mathrm{d}\varepsilon^{\mathrm{p}}}{\sqrt{\rho_{SSD}+\rho_{GND}}} \tag{11}$$

La fisuración por fatiga se producirá entonces cuando la densidad de energía almacenada alcance un valor crítico, $G_s \to G_{\mathrm{crit}}$. Incorporamos este concepto en el contexto de la fractura phase-field mediante la definición de una nueva función de estado de conducción de grieta

$\mathcal{S}\big(\text{state}(\boldsymbol{F},\boldsymbol{\alpha})\big)$ y un nuevo umbral basado en la densidad de energía almacenada W_{crit} [9].

La condición $G_s \rightarrow G_{crit}$ se tiene en cuenta mediante la definición de una condición de umbral para el inicio del daño, que luego se incorpora a la ecuación de equilibrio de phase-field. Así, se define una variable W_{crit} como la suma de las energías elástica y plástica en el momento en que la densidad de energía almacenada alcanza el valor crítico; es decir,

$$W_{\text{crit}} = \left(\max_{\tau\in[0,t]}(W_{\text{e}}^{+}) + W_{\text{p}}\right)\Big|_{G_s=G_{crit}} \tag{12}$$

donde $\max_{\tau\in[0,t]}(W_{\text{e}}^{+})$ significa el valor máximo alcanzado por la parte de tracción de la energía de deformación elástica, donde se aplica una descomposición espectral del tensor elástico.

A continuación, se define una nueva función de estado de conducción de grietas como

$$\mathcal{S}\big(\text{state}\,(\boldsymbol{F},\boldsymbol{F}^{\text{p}},\boldsymbol{\alpha})\big) = \frac{\ell W_{\text{crit}}}{\mathcal{G}_c^0}\left\langle\frac{W_{\text{e}}^{+}+W_{\text{p}}}{W_{\text{crit}}} - 1\right\rangle \tag{13}$$

donde $\langle x\rangle := (x+|x|)/2$ son los corchetes de Macaulay.

2.3. Formulación de las ecuaciones de gobierno basada en FFT

Tanto para las ecuaciones de desplazamientos como para las de phase-field, abordamos el problema de valor de contorno periódico utilizando el método espectral FFT y asumiendo condiciones cuasiestáticas. Las ecuaciones de campo se plantean en un dominio paralelepípedo periódico Ω con dimensiones $L_1 \cdot L_2 \cdot L_3$, teniendo en cuenta tanto la geometría periódica como las condiciones de contorno periódicas.

Dentro del método de Fourier, el dominio Ω se discretiza en una malla regular voxelizada que contiene $N_1 \cdot N_2 \cdot N_3$ voxels. Los campos implicados en el problema estarán representados por su valor en el centro de cada vóxel. El espacio de Fourier se discretiza en el mismo número de frecuencias, y la transformada de Fourier de una función definida en Ω se obtiene mediante la Transformada Discreta de Fourier del campo discreto y se calcula utilizando el algoritmo FFT. La discretización del espacio de Fourier viene definida por los vectores de frecuencia espacial. Las formulaciones fuertes del equilibrio mecánico y el balance de phase-field se trasladan al espacio de Fourier utilizando frecuencias para las derivadas espaciales, lo que da como resultado

$$\mathcal{F}\{(1-\phi)^2\boldsymbol{P}(\boldsymbol{F},\boldsymbol{\alpha})\}\cdot i\boldsymbol{\xi} = 0 \tag{14}$$

$$(\phi - \ell^2\mathcal{F}^{-1}\{i^2\boldsymbol{\xi}^2\mathcal{F}\{\phi\}\}) - 2(1-\phi)\frac{\ell W_{\text{crit}}}{\mathcal{G}_c^0}\left\langle\frac{W_{\text{e}}^{+}+W_{\text{p}}}{W_{\text{crit}}} - 1\right\rangle = 0 \tag{15}$$

donde $\mathcal{F}^{-1}$ y $\mathcal{F}$ representan la transformada inversa y directa de Fourier de una función de valor real e i es la unidad imaginaria. Para el balance de momento lineal, se realiza un procedimiento Newton-Raphson donde se plantea la forma linealizada de la Ec. (14) y las condiciones de contorno son impuestas a través de gradiente de deformación macroscópico.

Este sistema lineal de ecuaciones se reduce teniendo en cuenta las simetrías de la transformada real de Fourier y aplicando precondicionadores, y se resuelve mediante un solver de Krylov (GMRES con una tolerancia relativa de $tol_{\text{lin}} = 10^{-5}$), similar al método DBFFT propuesto en la Ref. [7].

Por último, el tensor de Nye $\boldsymbol{\Lambda}$ (Ec. 7) se calcula utilizando las propiedades de Fourier de la derivación, de modo que su expresión se simplifica en el espacio de Fourier y aplicamos una regularización tipo Laplaciano con longitud característica $\ell_{\boldsymbol{F}_{\text{p}}}$ al campo del gradiente de deformación plástico.

Resolvemos el sistema de ecuaciones no lineales acopladas utilizando una técnica de minimización alternada no lineal, que abarca un enfoque de discretización temporal implícita. Así, para un incremento de tiempo dado, las Ecs. (14) y (15) se resuelven de forma escalonada y el proceso se repite hasta alcanzar la convergencia para una tolerancia de $tol = 5\cdot 10^{-3}$. Además, tras la resolución de la Ec. (15), se impone una restricción adicional dentro del solver para hacer cumplir la irreversibilidad del daño asumiendo $\dot{\phi} \geq 0$.

3. RESULTADOS

En esta sección, presentamos y discutimos los resultados obtenidos con el marco propuesto en una variedad de experimentos numéricos de carga cíclica, incluyendo especímenes monocristalinos y policristalinos. En todos los casos, los dominios computacionales se discretizan en mallas regulares de vóxeles donde la longitud característica del vóxel se elige que sea $\ell_{\text{voxel}} = 0.78\mu\text{m}$, con el fin de establecer una buena resolución de la geometría y morfología de las estructuras de grano consideradas. Se introduce la carga mecánica considerando condiciones de ensayo cíclico uniaxial de deformación controlada con una amplitud de deformación $\varepsilon_{\max} = 2\%$, relación de deformación $R_\varepsilon = 0$, y velocidad de deformación $\dot{\varepsilon} = 1\cdot 10^{-3}\text{s}^{-1}$. Los experimentos numéricos se realizan sobre estructuras cristalinas de FCC, siendo los parámetros de plasticidad de los cristales los correspondientes a un monocristal de CMSX-4 a temperatura ambiente (ver Ref. [8]). El cálculo del tensor de Nye se lleva a cabo utilizando una longitud de regularización característica de 2 voxels ($\ell_{\boldsymbol{F}_{\text{p}}} = 1.56\mu\text{m}$), que ha demostrado ser el mínimo requerido para atenuar los efectos de discretización. Los parámetros del phase-field se eligen de forma que se garantice un número suficiente de ciclos de carga, de forma que se alcancen bucles de fatiga estabilizados antes

de la formación y propagación de grietas. Los fenómenos de nucleación de grietas por fatiga pueden predecirse con unos pocos ciclos de simulación y las conclusiones extraídas de una respuesta a la fatiga estabilizada pueden aplicarse a las estimaciones de la vida útil total. En concreto, consideramos $G_{crit} = 4\text{Jm}^{-2}$ y tomamos la escala de longitud de phase-field como $\ell = 2.34\mu\text{m}$, tres veces mayor que la longitud de voxel característica para garantizar resultados independientes de la discretización.

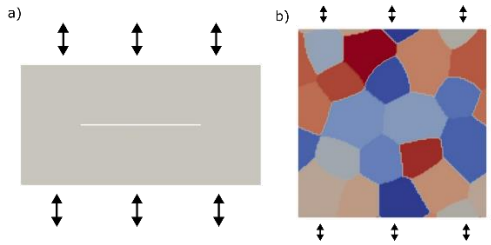


Figura 1. Geometrías para el caso de (a) cristal único y (b) policristal.

3.1. Crecimiento de grieta en un panel de cristal único

El primer caso de estudio se refiere al inicio del crecimiento y posterior propagación de grietas de fatiga microestructurales en una placa monocristalina en función de la orientación del cristal. La muestra, representada en la Fig. 1a, tiene unas dimensiones de $L_x = 200\mu\text{m} \times L_y = 100\mu\text{m} \times L_z = 0.78\mu\text{m}$ y se discretiza utilizando $N_x = 256 \times N_y = 128 \times N_z = 1$ voxels. Se introduce una grieta inicial de longitud $50\mu\text{m}$ en el centro de la muestra, perpendicular a la dirección de carga y de forma geométrica se introduce definiendo una región de material elástico lineal con una rigidez 10^{-5} veces la rigidez original del cristal. Esta región abarca los vóxeles situados en el dominio $(L_x/4{,}3L_x/4)$, $\left(L_y/2 - L_y/N_y, L_y/2 + L_y/N_y\right)$. Se suponen condiciones de tensión plana en todos los casos. Se analizan dos orientaciones diferentes: (i) un solo cristal orientado en la dirección [100], de modo que existe un sistema de deslizamiento preferente a 45 grados, y (ii) una configuración rotada, de modo que la dirección [111] está alineada con la carga y es perpendicular a la grieta.

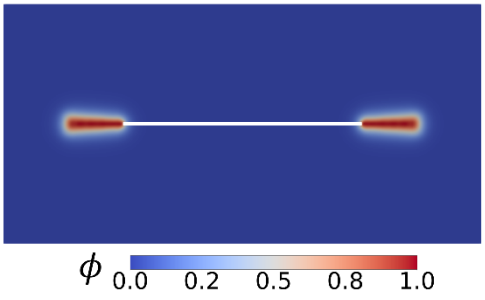


Figura 2. Trayectoria de grieta (contorno ϕ) para el cristal único con orientación [100] ($N = 6$).

En primer lugar, consideremos los resultados obtenidos para la orientación [100], Fig. 2. Inicialmente, la distribución de la deformación plástica es simétrica con respecto a la grieta inicial, y la plasticidad se concentra principalmente cerca de la punta de la grieta, dando lugar a una trayectoria de crecimiento de la grieta en modo I, perpendicular a la dirección de carga. La carga cíclica conduce a una acumulación plástica y a la formación de bandas de deslizamiento, como puede verse en el contorno y como resultado, la grieta sigue una trayectoria mixta con contribuciones de los dos planos cristalográficos a 45 grados.

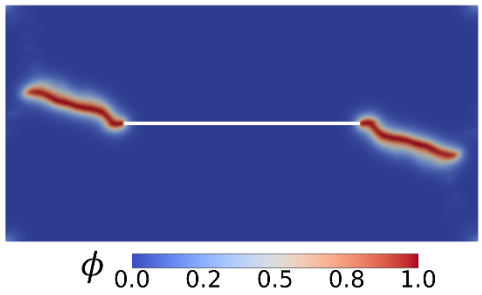


Figura 3. Trayectoria de grieta (contorno ϕ) para el cristal único con orientación [111] ($N = 7$).

Los resultados obtenidos cuando la carga se aplica a lo largo de la dirección [111] se muestran en las Figs. 3. Se puede observar que la distribución de la trayectoria de grieta es asimétrica con respecto al plano de la grieta, concentrándose en las regiones superior izquierda e inferior derecha del dominio. Como se muestra en la Fig. 3, esto da lugar a un agrietamiento de modo mixto con la grieta propagándose a lo largo de dos planos cristalográficos que forman un ángulo de 30 grados con la grieta inicial. Estos sistemas de deslizamiento resultan ser dominantes en relación con los otros dos sistemas de deslizamiento en ese plano, perpendicular y paralelo a la grieta inicial.

3.2. Nucleación y crecimiento de grieta en policristales

El tercer estudio de caso pretende arrojar luz tanto sobre la nucleación como sobre la propagación de grietas cortas por fatiga microestructural. Se considera una placa policristalina de dimensiones $100\mu\text{m} \times 100\mu\text{m} \times 0.78\mu\text{m}$, asumiendo un comportamiento de tensión plana y sometida a las condiciones de contorno cíclicas descritas anteriormente. No se introduce ninguna grieta inicial para estudiar el proceso de nucleación. El dominio computacional se discretiza utilizando $128 \times 128 \times 1$ voxels. La placa contiene un total de 18 cristales, que están orientados aleatoriamente y siguen una distribución log-normal con un diámetro equivalente medio de $30\mu\text{m}$ y una dispersión de 0,1 en la desviación estándar. La microestructura periódica estudiada se muestra en la Fig. 1b. Los resultados obtenidos se dan en la Fig. 4, en términos de trayectorias de grieta (contornos ϕ), en función del número de ciclos.

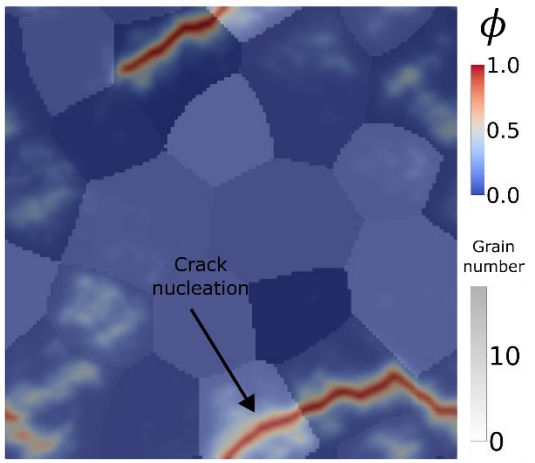


Figura 4. Trayectoria de grieta (contorno ϕ) para el policristal 2D ($N = 9$).

De acuerdo con las hipótesis del modelo, la nucleación de grietas de fatiga microestructurales está impulsada por la acumulación de densidad de energía almacenada. No se observan daños en los primeros ciclos, pero la energía almacenada se está acumulando en bandas de deslizamiento inclinadas con respecto a la dirección de carga dentro de los granos. A este respecto, cabe señalar que las configuraciones policristalinas muestran un efecto de GNDs significativo cerca de los bordes de grano, lo que conduce a una menor deformación plástica debido al endurecimiento GND de los límites de grano y, por tanto, a valores bajos de G_s. Así, el modelo reproduce grietas originadas dentro de los granos y no en los bordes de grano. Se demuestra que el proceso de incubación de la grieta dura varios ciclos (N=5) y que la nucleación de la grieta primaria se produce dentro de un plano cristalográfico de uno de los granos con un factor Schmid elevado. Además, en la Fig. 4 se pueden observar otras zonas dañadas que actúan como potenciales lugares de formación de grietas secundarias. Los resultados muestran cómo el presente marco, que se basa en una descripción de fractura phase-field, puede simular adecuadamente la formación de grietas.

Tras la nucleación de las grietas de fatiga, el proceso de propagación de la grieta microestructuralmente corta tiene lugar en unos pocos ciclos. La grieta sigue facetas cristalinas específicas en algunos casos, pero también se desvía dentro de algunos granos como resultado de las contribuciones de múltiples sistemas de deslizamiento, mostrando en un entorno policristalino el comportamiento observado en los estudios de casos anteriores. Una vez que la grieta atraviesa varios granos, la propagación se vuelve inestable debido a la periodicidad y a la reducción del área efectiva.

El cuarto experimento numérico demuestra las capacidades del marco de modelización para predecir fenómenos complejos de agrietamiento microestructural en microestructuras 3D realistas, aprovechando la velocidad de cálculo que proporcionan los métodos de FFT. En concreto, se considera una RVE cúbica que contiene 64 granos. El RVE tiene unas dimensiones de 100 veces $50\mu\text{m} \times 50\mu\text{m} \times 50\mu\text{m}$ y se discretiza utilizando $64 \times 64 \times 64$ voxels, lo que resulta en aproximadamente 10^6 grados de libertad. La microestructura periódica generada sintéticamente sigue una distribución logarítmica normal con un diámetro medio de 30 µm y una desviación estándar de 0,1. El RVE se somete a las mismas condiciones de carga cíclica que los casos de estudio anteriores, y el análisis se lleva a cabo hasta que se observa un agrietamiento inestable. Las predicciones del modelo se muestran en la Fig. 5.

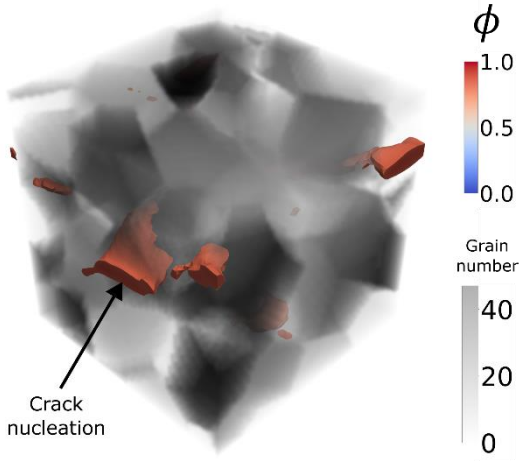


Figura 5. Trayectoria de grieta (contorno ϕ) para el policristal 3D (limite ϕ >0.9) ($N = 13$).

Los resultados muestran que se necesitan 9 ciclos para acumular niveles suficientes de energía almacenada como para desencadenar daños microestructurales. A continuación, el daño por fatiga se propaga con relativa rapidez y se observan múltiples grietas después de 13 ciclos. El modelo capta adecuadamente la interacción entre la localización plástica y el agrietamiento microestructural. Antes de la nucleación de la grieta, el parámetro de densidad de energía almacenada se acumula en los planos de deslizamiento dentro de los granos y se observa un efecto significativo de las GND en la prevención de la nucleación de grietas en los límites de grano. Los lugares de nucleación se localizan donde se alcanzan los niveles más altos del parámetro de densidad de energía almacenada. El daño se inicia en tres lugares (véase la Fig. 5), dando lugar a la nucleación de tres grietas que se propagan e interactúan. Una vez más, como en el caso anterior, los lugares de nucleación de las grietas se encuentran dentro de cristales con factores Schmidt elevados.

Se demuestra que las tendencias de agrietamiento están estrechamente relacionadas con los fenómenos de localización plástica microestructural. Se observa que la nucleación de la grieta sigue planos cristalográficos y que la propagación subsiguiente tiene lugar a lo largo de la microestructura siguiendo un mecanismo de

agrietamiento transgranular. Las tendencias de propagación observadas son el modo de deslizamiento simple, siguiendo un plano, o el modo de deslizamiento múltiple, una competición entre dos direcciones que también se observó en los análisis 2D anteriores. En los ciclos finales, las grietas primaria y secundaria se fusionan debido a su proximidad, dando lugar a patrones de grieta finales similares a los observados en experimentos. Finalmente, múltiples grietas microestructurales interactúan y la fractura se vuelve inestable. Los resultados muestran la capacidad del modelo para capturar la nucleación simultánea de múltiples grietas y fenómenos de agrietamiento complejos como la ramificación de grietas y la fusión de múltiples grietas.

4. CONLUSIONES

El trabajo presenta un marco de fatiga basado en la microestructura y la fractura phase-field que captura la nucleación y propagación de grietas de fatiga en materiales policristalinos. El modelo combina la plasticidad cristalina basada en dislocaciones, una descripción de la evolución del daño mediante fractura de phase-field y una nueva fuerza impulsora de fatiga basada en el concepto de densidad de energía almacenada. El enfoque numérico utiliza solvers de FFT, lo que permite la simulación de RVEs lo suficientemente grandes y múltiples ciclos de carga. Se investigan cinco casos de estudio para evaluar la capacidad del modelo para capturar la nucleación y propagación de grietas de fatiga en cristales únicos y policristales en 2D y 3D. Las principales conclusiones muestran que las trayectorias de grietas de fatiga cortas pueden verse significativamente influenciadas por la formación de bandas de deslizamiento a lo largo de planos cristalográficos, y que la nucleación de grietas ocurre en planos de deslizamiento preferencialmente orientados. La combinación de solvers FFT y la fractura phase-field permite la simulación de fenómenos complejos de fractura, como la ramificación de grietas y la nucleación de múltiples grietas, en RVEs tridimensionales y durante múltiples ciclos de carga.

AGRADECIMIENTOS

S. Lucarini agradece el apoyo económico de Marie Skłodowska-Curie Individual European Fellowship bajo el European Union's Horizon 2020 Framework Programme for Research and Innovation a través del proyecto SIMCOFAT (Grant agreement ID: 101031287). E. Martínez-Pañeda agradece a UKRI's Future Leaders Fellowship programme [grant MR/V024124/1].

REFERENCIAS

[1] D. McDowell, F. Dunne, Microstructure-sensitive computational modeling of fatigue crack formation, Int. J. Fatigue 32 (9) (2010) 1521–1542.

[2] B. Bourdin, G. A. Francfort, J.-J. Marigo, The variational approach to fracture, J. Elast. 91 (1) (2008) 5–148.

[3] M. Diehl, M. Wicke, P. Shanthraj, F. Roters, A. Brueckner-Foit, D. Raabe, Coupled crystal plasticity–phase field fracture simulation study on damage evolution around a void: Pore shape versus crystallographic orientation, JOM 69 (5) (2017) 872–878.

[4] S. Lucarini, M. V. Upadhyay, J. Segurado, FFT based approaches in micromechanics: fundamentals, methods and applications, Model. Simul. Mat. Sci. Eng. 30 (2) (2022) 023002.

[5] Y. Xu, W. Wan, F. P. Dunne, Microstructural fracture mechanics: Stored energy density at fatigue cracks, J. Mech. Phys. Solids. 146 (2021) 104209.

[6] F. P. E. Dunne, R. Kiwanuka, A. J. Wilkinson, Crystal plasticity analysis of micro-deformation, lattice rotation and geometrically necessary dislocation density, Proc. Math. Phys. Eng. 468 (2012) 2509–2531.

[7] S. Lucarini, J. Segurado, DBFFT: A displacement based FFT approach for non-linear homogenization of the mechanical behavior Int. J. Eng. Sci. 144 (2019) 103–131.

[8] B. Chen, J. Jiang, F. P. Dunne, Microstructurally-sensitive fatigue crack nucleation in Ni-based single and oligo crystals, J. Mech. Phys. Solids. 106 (2017) 15–33.

CAMPOS DE TENSIONES Y DESPLAZAMIENTOS EN GRIETAS DE INTERFAZ EN BIMATERIALES ANISÓTROPOS CON CONTACTO CON FRICCIÓN: CASOS ESPECIALES

M.A. Herrera-Garrido[1*], V. Mantič[1]

[1] Grupo de Elasticidad y Resistencia de Materiales, Escuela Superior de Ingenieros, Universidad de Sevilla, Camino de los Descubrimientos, s/n, 41092 Sevilla, España
[*] Persona de contacto: mherrera13@us.es

RESUMEN

Se presenta una generalización del modelo de la grieta de interfaz de Comninou para bimateriales anisótropos desarrollada a partir de la aplicación del formalismo de Stroh y la matriz de impedancia de Ting, y considerando la ley de Coulomb para fricción isótropa en la interfaz de la grieta. De esta forma, tenemos una solución analítica con la que obtener los diferentes exponentes de singularidad que definen los campos asintóticos de tensiones y desplazamientos en el entorno de la punta de la grieta. A diferencia de los casos encontrados en la literatura, en este trabajo no se impone una dirección relativa de deslizamiento entre ambos materiales, considerando así el ángulo de deslizamiento una incógnita. Una vez se tienen los exponentes de la serie asintótica y los correspondientes ángulos de deslizamiento, se pueden obtener los campos de desplazamientos y tensiones en el entorno de la grieta asociados a cada modo. Entre los casos especiales que se han analizado debido a su importancia, están las soluciones para λ=0.5 y λ=1, así como el estudio completo de la variación de los exponentes de singularidad y del ángulo de deslizamiento en el caso de una grieta de interfaz entre dos láminas del mismo material con diferente orientación.
PALABRAS CLAVE: Grieta de interfaz, fricción, materiales anisótropos, tensiones singulares.

ABSTRACT

A generalization of the Comninou interface crack model for anisotropic materials is presented, it is developed by applying the Stroh formalism and Ting's impedance matrix and considering the Coulomb law for isotropic friction at a crack interface. In this way, we have an analytical solution allowing us to obtain the singularity exponents that define the asymptotic stress and displacement fields near the crack tip. In contrast to the cases found in the literature, in this work we do not specify the relative sliding direction between the two materials, so we consider the sliding angle as an unknown. Once the exponents of the asymptotic series and the corresponding slip angles are obtained, the displacement and stress fields near the crack tip associated with each mode are calculated. As special cases, the solutions for λ=0.5 and λ=1 are analysed due to their significance, and a complete analysis of the variations of the singularity exponent and the sliding angle in the case of a crack in the interface of two laminates of the same material with different orientations is presented.
KEYWORDS: Interface crack, friction, anisotropic materials, singular stresses.

1. INTRODUCCIÓN

El estudio del fenómeno de la grieta ha sido de interés por más de un siglo [1, 2, 3, 4]. Para el estudio de la grieta de interfaz en bimateriales tenemos que irnos a 1959, cuando Williams [5] presentó el análisis asintótico de los campos elásticos en la punta de una grieta de interfaz. Este modelo es el llamado *modelo abierto de la grieta de interfaz* y su solución lleva a campos de desplazamientos y tensiones oscilatorios en el entorno de la punta de la grieta. Estas oscilaciones en el campo de desplazamiento implican que puedan aparecer interpenetraciones entre los materiales en la interfaz [6].

Para resolver estas inconsistencias físicas, diferentes modelos fueron desarrollados, entre ellos cobró especial relevancia el propuesto por Comninou [7, 8]. El modelo de Comninou recibe el nombre de *modelo de contacto* ya que considera el contacto entre los dos materiales impidiendo el desplazamiento relativo en la dirección normal a la interfaz. Estudió este problema tanto para el caso sin fricción [7], como para los casos en que el contacto entre los materiales implicaba fricción [8]. En ambos casos, estudiándolo sólo para bimateriales isótropos, las soluciones del exponente de singularidad permanecen reales, y así se evita el comportamiento oscilatorio del campo de desplazamiento. El modelo de contacto supone que la grieta sólo está parcialmente abierta. La zona que se supone cerrada se denomina *Zona de Contacto* y en el caso de una carga de tracción, suele ser muy pequeña, a veces de escala subatómica. Si esta zona de contacto es pequeña en comparación con la longitud de la grieta, la solución obtenida por el modelo abierto es válida a distancias mayores que la zona de

contacto [9, 10, 11]. Pero, bajo cargas dominadas por el cizallamiento y/o la compresión la zona de contacto puede ser del mismo orden que la longitud de la grieta y los efectos de la zona de contacto no pueden despreciarse. Hills et al. [12] y Mantič et al. [13] discuten las consideraciones físicas que deben tenerse en cuenta para elegir el modelo abierto o cerrado para resolver una grieta de interfaz específica y las dificultades que tiene cada modelo.

Como el uso de materiales anisótropos se ha incrementado en los últimos años, la generalización del estudio de la grieta de interfaz, en su modelo abierto y cerrado, a bimateriales anisótropos ha despertado el interés de los investigadores [14, 15]. La mayoría de estos autores [13, 16, 17, 18, 19, 20, 21] han seguido la línea propuesta por Ting aplicando el formalismo de Stroh [22, 23] para el análisis de los campos de desplazamiento y tensión en materiales anisótropos. En la mayoría de los casos que conllevan fricción [24, 25], los autores restringen su análisis a casos en los que hay cierta simetría en el plano x_1-x_2, permitiendo así desacoplar el modo de fractura plano del antiplano.

Ting [26] aplicó el formalismo de Stroh para materiales anisótropos al modelo abierto de grietas de interfaz con la posibilidad de condiciones de contorno libres-fijas o fijas-fijas dando expresiones analíticas para cada caso y en [27] hace una clasificación de los materiales anisótropos que pueden o no aliviar la oscilación para una orientación particular. Wu [28] aplicó el enfoque desarrollado por Ting a la grieta de interfaz cerrada sin fricción entre materiales anisótropos disimilares, y en estos casos, incluso evitando la interpenetración en la zona de contacto, sigue apareciendo el comportamiento oscilatorio de las tensiones. Otros autores plantearon diferentes modelos para evitar el comportamiento oscilatorio, por ejemplo, Gao en [29, 30] propuso imponer siempre la singularidad de la raíz cuadrada inversa para grietas de interfaz cerrada en materiales anisotrópicos aplicando una fuerza de contacto de pseudo-fricción a lo largo de las caras de la grieta siempre normal a la dirección de deslizamientos. En este estudio sólo aparecen los modos de fractura plano y antiplano. Deng [24] estudia la grieta de interfaz con fricción para materiales anisótropos con plano de simetría en $x_3 = 0$. Esto permite simplificar el problema ya que, en estos casos, la deformación en el plano está separada de la deformación fuera del plano, por lo que no es necesario definir ni el ángulo de deslizamiento ω^u ni la dirección de la tensión tangencial ω. Ting y Chou [31] estudian el efecto de contacto con fricción en la grieta de interfaz, pero analizando la tensión singular en otro extremo de la zona de contacto, en lugar de la punta de la grieta. Para evitar tener ω^u y ω como una incógnita, el modelo de fricción utilizado, teniendo un coeficiente de fricción μ constante en toda la interfaz, considera $\sigma_{21} = \sigma_{23} = -\mu\sigma_{22}$ por lo tanto se fuerza que la dirección de la tensión tangencial resultante sea $\omega = \pi/4$. Sung y Chung en [32], resuelven el problema de la grieta cerrada en bimaterial anisótropo de forma similar a como lo hicieron Ting [26] y Wu [28] aplicando el contacto de fricción definido por Ting y Chou [31].

Chen [33] presenta una nueva metodología para el análisis de las singularidades de tensión en la punta de la grieta de interfaz entre dos materiales anisótropos con una zona de contacto adyacente a la punta de la grieta, aplicando el formalismo de Stroh [22, 23] en deformación plana generalizada y la ley de Coulomb para el contacto friccional. La novedad de su método es que la dirección de cizallamiento ω permanece como una incógnita a diferencia de ser impuesta como en el análisis realizado anteriormente en [31,32].

En este trabajo, nos centraremos en los campos de tensión y desplazamiento en el entorno de la punta de la grieta, por lo que en este caso es necesario aplicar el modelo de contacto propuesto por Comninou y el modelo de fricción propuesto por Chen y otros [33, 34], definiendo ω y ω^u como incógnitas. La novedad de este trabajo frente a la solución propuesta en [32] es que en este trabajo no se impone la dirección de deslizamiento y se calcula como una incógnita extra.

Una vez que se encuentra la solución en tensiones y desplazamientos, algunos pares de valores de λ-ω solución del problema, se pueden descartar si esta solución no cumple la condición de disipación de energía, es decir, la dirección de deslizamiento relativo debe de ser opuesta a la dirección de la tensión tangencial. Se ha comprobado numéricamente que sólo los resultados con $\lambda \geq 0{,}5$ satisfacen este criterio, en consecuencia, puede decirse que el contacto por fricción hace que las tensiones sean menos singulares que la singularidad de la raíz cuadrada como la existente en el material homogéneo o en el caso sin fricción. Este hecho fue señalado por Audoly [35] y Deng [24].

Los resultados se han verificado con la herramienta genérica presentada en [36] ampliada para el análisis de singularidades de tensión en esquinas multimaterial con contacto con fricción.

2. CAMPOS ASINTÓTICOS DE DESPLAZAMIENTOS Y TENSIONES

Para definir los campos de desplazamientos y de tensiones asintóticos bajo deformación plana generalizada, cerca de la punta de la grieta, el punto singular, usaremos las expresiones

$$\mathbf{u}(r,\theta) = r^{\lambda}\left[\mathbf{A}\mathbf{E}(\lambda,\theta)\mathbf{q} + \overline{\mathbf{A}}\hat{\mathbf{E}}(\lambda,\theta)\hat{\mathbf{q}}\right], \quad (1)$$

$$\mathbf{t}(r,\theta) = r^{\lambda-1}\lambda\left[\mathbf{B}\mathbf{E}(\lambda,\theta)\mathbf{q} + \overline{\mathbf{B}}\hat{\mathbf{E}}(\lambda,\theta)\hat{\mathbf{q}}\right], \quad (2)$$

basadas en el formalismo de Stroh [22, 23] desarrolladas por Ting [37]. λ es el exponente de singularidad, $\mathbf{A}$ y $\mathbf{B}$ son las matrices 3×3 formadas por los autovectores $\mathbf{a}_\alpha$ y $\mathbf{b}_\alpha$ del formalismo de Stroh [22, 23], $\mathbf{q}$ y $\hat{\mathbf{q}}$ son vectores

arbitrarios, la barra denota la matriz conjugada compleja y

$$\mathbf{E}(\lambda,\theta) = diag\left[\zeta_1^{\lambda}(\theta)\,,\zeta_2^{\lambda}(\theta)\,,\zeta_3^{\lambda}(\theta)\,\right],$$
$$\hat{\mathbf{E}}(\lambda,\theta) = diag\left[\bar{\zeta}_1^{\lambda}(\theta),\bar{\zeta}_2^{\lambda}(\theta),\bar{\zeta}_3^{\lambda}(\theta)\right], \quad (3)$$

con $\zeta_i(\theta) = \cos(\theta) + p_\alpha \sin(\theta)$.

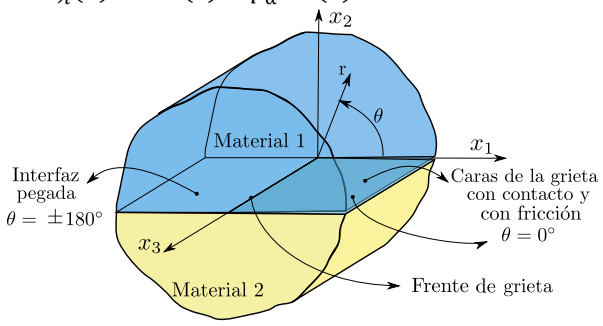


Figura 1 Esquema de grieta de interfaz con condiciones de contorno

3. ECUACIONES Y FÓRMULAS

En la Figura 1 se representan dos materiales anisótropos pegados en $x < 0, y = 0$, y con una grieta con contacto en $x > 0, y = 0$. De aquí en adelante, el subíndice 1 y 2 o superíndice (1) y (2) hacen referencia al material superior e inferior respectivamente, a no ser que se refiera a un eje de coordenadas cartesiano. El material 1 se encuentra desde $\theta = 0$ hasta $\theta = \pi$ y el material 2 desde $\theta = 0$ hasta $\theta = -\pi$.

En la interfaz perfectamente pegada, $\theta = \pm\pi$, debe cumplirse el equilibrio en tensiones

$$\mathbf{t}^{(1)}(r,\pi) = \mathbf{t}^{(2)}(r,-\pi), \quad (4)$$

y desplazamiento relativo nulo entre los puntos en contacto perfectamente pegados de ambos materiales

$$\mathbf{u}^{(1)}(r,\pi) = \mathbf{u}^{(2)}(r,-\pi). \quad (5)$$

Aplicando la expresión (1) a (5) se obtiene

$$\mathbf{A}_1\mathbf{E}(\lambda,\pi)\mathbf{q}_1 + \bar{\mathbf{A}}_1\hat{\mathbf{E}}(\lambda,\pi)\hat{\mathbf{q}}_1 = \\ = \mathbf{A}_2\mathbf{E}(\lambda,-\pi)\mathbf{q}_2 + \bar{\mathbf{A}}_2\hat{\mathbf{E}}(\lambda,-\pi)\hat{\mathbf{q}}_2,$$

y aplicando la expresión (2) a (4)

$$\mathbf{B}_1\mathbf{E}(\lambda,\pi)\mathbf{q}_1 + \bar{\mathbf{B}}_1\hat{\mathbf{E}}(\lambda,\pi)\hat{\mathbf{q}}_1 = \\ = \mathbf{B}_2\mathbf{E}(\lambda,-\pi)\mathbf{q}_2 + \bar{\mathbf{B}}_2\hat{\mathbf{E}}(\lambda,-\pi)\hat{\mathbf{q}}_2.$$

Estas expresiones pueden reducirse teniendo en cuenta que $\mathbf{E}(\lambda,\pm\pi) = e^{\pm i\lambda\pi}\mathbf{I}_{3\times3}$ y $\hat{\mathbf{E}}(\lambda,\pm\pi) = e^{\mp i\lambda\pi}\mathbf{I}_{3\times3}$

$$e^{2i\lambda\pi}\mathbf{A}_1\mathbf{q}_1 + \bar{\mathbf{A}}_1\hat{\mathbf{q}}_1 = \mathbf{A}_2\mathbf{q}_2 + e^{2i\lambda\pi}\bar{\mathbf{A}}_2\hat{\mathbf{q}}_2 \quad (6)$$
$$e^{2i\lambda\pi}\mathbf{B}_1\mathbf{q}_1 + \bar{\mathbf{B}}_1\hat{\mathbf{q}}_1 = \mathbf{B}_2\mathbf{q}_2 + e^{2i\lambda\pi}\bar{\mathbf{B}}_2\hat{\mathbf{q}}_2 \quad (7)$$

El equilibrio también debe cumplirse en la interfaz de la grieta ya que se fuerza el contacto entre los dos materiales

$$\mathbf{B}_1\mathbf{E}(\lambda,0)\mathbf{q}_1 + \bar{\mathbf{B}}_1\hat{\mathbf{E}}(\lambda,0)\hat{\mathbf{q}}_1 = \mathbf{B}_2\mathbf{E}(\lambda,0)\mathbf{q}_2 + \bar{\mathbf{B}}_2\hat{\mathbf{E}}(\lambda,0)\hat{\mathbf{q}}_2$$

que con $\mathbf{E}(\lambda,0) = \hat{\mathbf{E}}(\lambda,0) = \mathbf{I}_{3\times3}$ queda reescrita como

$$\mathbf{B}_1\mathbf{q}_1 + \bar{\mathbf{B}}_1\hat{\mathbf{q}}_1 = \mathbf{B}_2\mathbf{q}_2 + \bar{\mathbf{B}}_2\hat{\mathbf{q}}_2. \quad (8)$$

Para forzar el contacto entre ambos materiales, el desplazamiento relativo en la dirección perpendicular a la grieta debe de ser cero

$$u_2^{(1)}(0) - u_2^{(2)}(0) = 0. \quad (9)$$

Además, en la zona de contacto se aplicará la relación entre las tensiones tangenciales y la normal dada por la ley de Coulomb

$$\sigma_{12}^{(1)}(0) + \mu\cos(\omega)\sigma_{22}^{(1)}(0) = 0, \quad (10)$$
$$\sigma_{32}^{(1)}(0) + \mu\sin(\omega)\sigma_{22}^{(1)}(0) = 0, \quad (11)$$

donde μ es el coeficiente de fricción de Coulomb y ω es el ángulo medido desde el eje x_1 en el plano $x_2 = 0$ y marca la dirección de la tensión tangencial resultante.

Aplicando (1) a (9) y (2) a (10) y (11) obtenemos el siguiente sistema de ecuaciones

$$\begin{matrix}[0 & 1 & 0](\mathbf{A}_1\mathbf{q}_1 + \bar{\mathbf{A}}_1\hat{\mathbf{q}}_1 - \mathbf{A}_2\mathbf{q}_2 - \bar{\mathbf{A}}_2\hat{\mathbf{q}}_2) = 0,\\ [1 & \mu\cos(\omega) & 0](\mathbf{B}_1\mathbf{q}_1 + \bar{\mathbf{B}}_1\hat{\mathbf{q}}_1) = 0,\\ [0 & \mu\sin(\omega) & 1](\mathbf{B}_1\mathbf{q}_1 + \bar{\mathbf{B}}_1\hat{\mathbf{q}}_1) = 0.\end{matrix} \quad (12)$$

Los casos en los que $\lambda \in \mathbb{Z}$, serán estudiados en la Sección 4.1, ya que para los pasos que se harán a continuación es necesario considerar $\lambda \notin \mathbb{Z}$. Los vectores $\hat{\mathbf{q}}_1, \mathbf{q}_2$ y $\hat{\mathbf{q}}_2$ se pueden obtener en función de $\mathbf{q}_1$ mediante las expresiones (6), (7) y (8)

$$\begin{aligned}\hat{\mathbf{q}}_1 &= -e^{2i\lambda\pi}(\bar{\mathbf{A}}_1 - \mathbf{A}_2\mathbf{B}_2^{-1}\bar{\mathbf{B}}_1)^{-1}(\mathbf{A}_1 - \bar{\mathbf{A}}_2\bar{\mathbf{B}}_2^{-1}\mathbf{B}_1)\,\mathbf{q}_1\\ \mathbf{q}_2 &= \mathbf{B}_2^{-1}\bar{\mathbf{B}}_1\hat{\mathbf{q}}_1,\\ \hat{\mathbf{q}}_2 &= \bar{\mathbf{B}}_2^{-1}\mathbf{B}_1\mathbf{q}_1.\end{aligned} \quad (13)$$

y aplicando el *tensor de impedancia* del material, $\mathbf{M}_i$, definido en [38,39] y la *matriz del bimaterial*, $\mathbf{M}^*$ propuesta por Hwu [40]

$$\mathbf{M}^* = \mathbf{M}_1^{-1} + \bar{\mathbf{M}}_2^{-1} = i(\mathbf{A}_1\mathbf{B}_1^{-1} - \bar{\mathbf{A}}_2\bar{\mathbf{B}}_2^{-1}), \quad (14)$$

se puede reescribir el sistema (12) como

$$\begin{matrix}(1\text{-}e^{2i\lambda\pi})[0 & 1 & 0]\mathbf{M}^*\mathbf{B}_1\mathbf{q}_1 = 0\,,\\ i[1 & \mu\cos(\omega) & 0](\mathbf{M}^{*^{-1}} + e^{2i\lambda\pi}\bar{\mathbf{M}}^{*^{-1}})\mathbf{M}^*\mathbf{B}_1\mathbf{q}_1 = 0,\\ i[0 & \mu\sin(\omega) & 1](\mathbf{M}^{*^{-1}} + e^{2i\lambda\pi}\bar{\mathbf{M}}^{*^{-1}})\mathbf{M}^*\mathbf{B}_1\mathbf{q}_1 = 0,\end{matrix} \quad (15)$$

donde (15.2) y (15.3) son linealmente independientes, por lo que podemos decir que

$$i(\mathbf{M}^{*^{-1}} + e^{2i\lambda\pi}\bar{\mathbf{M}}^{*^{-1}})\mathbf{M}^{*}\mathbf{B}_1\mathbf{q}_1 = k\begin{bmatrix}-\mu\cos(\omega)\\1\\-\mu\sin(\omega)\end{bmatrix}. \quad (16)$$

Para $\lambda = 0.5$, la matriz $(\mathbf{M}^{*^{-1}} + e^{2i\lambda\pi}\bar{\mathbf{M}}^{*^{-1}})$ no es invertible y se analizará en la Sección 4.2. En casos en los que la matriz si es invertible,

$$\mathbf{M}^{*}\mathbf{B}_1\mathbf{q}_1 = ik\left(\mathbf{M}^{*^{-1}} + e^{2i\lambda\pi}\bar{\mathbf{M}}^{*^{-1}}\right)^{-1}\begin{bmatrix}-\mu\cos(\omega)\\1\\-\mu\sin(\omega)\end{bmatrix}. \quad (17)$$

Introduciendo una matriz $\widehat{\mathbf{M}}$ tal que

$$\widehat{\mathbf{M}} = \begin{bmatrix}\widehat{m}_{11} & \widehat{m}_{12} & \widehat{m}_{13}\\ \widehat{m}_{21} & \widehat{m}_{22} & \widehat{m}_{23}\\ \widehat{m}_{31} & \widehat{m}_{32} & \widehat{m}_{33}\end{bmatrix} = \left(1 - e^{2i\lambda\pi}\right)\left(\mathbf{M}^{*^{-1}} + e^{2i\lambda\pi}\bar{\mathbf{M}}^{*^{-1}}\right)^{-1}, \quad (18)$$

la expresión (15.1) queda reescrita como

$$ik\begin{bmatrix}0 & 1 & 0\end{bmatrix}\begin{bmatrix}\widehat{m}_{11} & \widehat{m}_{12} & \widehat{m}_{13}\\ \widehat{m}_{21} & \widehat{m}_{22} & \widehat{m}_{23}\\ \widehat{m}_{31} & \widehat{m}_{32} & \widehat{m}_{33}\end{bmatrix}\begin{bmatrix}-\mu\cos(\omega)\\1\\-\mu\sin(\omega)\end{bmatrix},$$

que pasa a ser la primera ecuación característica del problema

$$\widehat{m}_{21}\mu\cos(\omega) - \widehat{m}_{22} + \widehat{m}_{23}\mu\sin(\omega) = 0. \quad (19)$$

Para obtener la segunda ecuación, vamos a partir de la dirección ω^u que marca el deslizamiento relativo entre el material 1 y 2 en la interfaz con fricción,

$$\Delta u_1(r,\theta_0)\sin(\omega^u) = \Delta u_3(r,\theta_0)\cos(\omega^u) \quad (20)$$

En este trabajo se considerará que la fricción entre los materiales es isótropa, es decir la dirección de la resultante de la tensión tangencial, ω, es colineal con la dirección de deslizamiento, ω^u, pero de sentido opuesto, por lo que

$$\frac{\sin(\omega)}{\cos(\omega)} = \frac{-\sin(\omega^u)}{-\cos(\omega^u)} = \frac{\Delta u_3(r,\theta_0)}{\Delta u_1(r,\theta_0)}\ . \quad (21)$$

El desplazamiento relativo entre el material 1 y el 2 en la dirección 1 y 3 se obtiene aplicando las mismas expresiones empleadas para el desplazamiento relativo en la dirección 2, por lo que (20) puede reescribirse como

$$(\widehat{m}_{11}\mu\cos(\omega) - \widehat{m}_{12} + \widehat{m}_{13}\mu\sin(\omega))\sin(\omega) = (\widehat{m}_{31}\mu\cos(\omega) - \widehat{m}_{32} + \widehat{m}_{33}\mu\sin(\omega))\cos(\omega), \quad (22)$$

la segunda ecuación característica del problema. Resolviendo el sistema formado por (19) y (22) mediante un procedimiento de resolución de sistemas no lineales se pueden obtener los valores de λ y ω solución del problema. Una vez que se tienen estos valores se pueden obtener sustituyendo en (17) y (13) los valores de los vectores $\mathbf{q}_1, \mathbf{q}_2, \widehat{\mathbf{q}}_1$ y $\widehat{\mathbf{q}}_2$, y con ellos los campos de tensión y desplazamiento.

4. CASOS PARTICULARES

En esta sección se van a analizar las soluciones que no pueden ser obtenidas directamente con el desarrollo propuesto y el caso de especial interés de la grieta de interfaz entre dos laminados con diferentes orientaciones de sus fibras.

4.1. Exponente de singularidad entero ($\lambda \in \mathbb{Z}$)

Los campos de tensión y desplazamientos para $\lambda \in \mathbb{Z}$ son polinomios homogéneos de grado λ en dos variables, x_1, x_2. La particularidad que esto conlleva al análisis de los campos de desplazamientos de la grieta de interfaz es que el desplazamiento relativo entre ambos materiales es 0, por lo que el ángulo de deslizamiento, ω^u, queda indeterminado, y con este la dirección de la resultante de la tensión tangencial, ω. Este análisis es de particular importancia ya que $\lambda = 1$ se corresponde con la tensión llamada T-stress.

Sustituyendo $\lambda = 0$ en (1) y en (2) se comprueba que el estado tensional y de desplazamientos corresponde con el de traslación de un sólido rígido. El vector $\mathbf{t}(r,\theta)$ es cero y $\mathbf{u}(r,\theta)$ es constante para ambos materiales independientemente de r y θ.

Por otro lado, el caso de $\lambda = 1$ corresponde a la solución uniforme en tensiones. Del análisis realizado por Ting para la solución de tensiones uniforme [37, Sección 10.5], se observa que se tienen cuatro variables independientes, $\sigma_{22}, \epsilon_{11}, \epsilon_{21}$ y ϵ_{31} que llevan a cuatro posibles modos al preescribir cada vez solo una de las variables como no-nula y el resto como nula. Con $u_{2,1} \neq 0$, los desplazamientos y tensiones obtenidas corresponden con el movimiento de sólido rígido [40, Sección 8.26], las otras tres posibles soluciones corresponden con un estado límite entre pegado y deslizamiento, como se obtiene de la formulación matemática de la ley de Coulomb bajo las condiciones de Karush-Kuhn-Tucker, también conocidas como condiciones complementarias. Dos de las soluciones estarán en el vértice del cono de Coulomb mientras que la correspondiente a $\sigma_{22} \neq 0$ se encuentra en la superficie lateral de dicho cono. Esta última solución puede considerarse como solución genuinamente pegada para un coeficiente de fricción real μ' tal que $\mu' > \mu$ [41, 42, 43, 44].

Cuando $\lambda > 1, \lambda \in \mathbb{Z}$ la solución obtenida es polinómica de grado λ y es estudiada de forma genérica por Wang y Schiavone [45] siguiendo el mismo procedimiento desarrollado por Ting [37], las identidades para conectar las matrices **A** y **B** y la función $f(z)$ propuesta por Ting [37, Sección 7.9]. Se sigue el mismo procedimiento que se realiza para $\lambda = 1$ añadiendo la condición extra $\epsilon_{13} =$

0 para evitar la sobreposición o apertura entre el material 1 y 2 en la grieta.

Otro caso importante de estudio es $\lambda < 0$. Estas soluciones no son estudiadas comúnmente ya que están relacionadas con soluciones en las que la energía elástica tiende a infinito debido a que la singularidad no es integrable en la punta de la grieta. A pesar de ello, estas soluciones se usan en algunos casos para facilitar el cálculo del factor de intensidad de tensiones.

4.2. Exponente de singularidad 0.5

En este apartado se analizará si el valor $\lambda = 0.5$, caso que no puede ser analizado directamente con la metodología propuesta tal y como se comentó en el paso realizado desde la expresión (16) a la (17). Partiendo de la expresión (16) substituyendo $\lambda = 0.5$ en la matriz $(\mathbf{M}^{*^{-1}} + e^{2i\lambda\pi}\overline{\mathbf{M}}^{*^{-1}})$ y teniendo en cuenta que $\mathbf{M}^{*^{-1}} = \tilde{\mathbf{L}} + i\widetilde{\mathbf{W}}$, véase [37, Sección 8.8-24]

$$(\mathbf{M}^{*^{-1}} + e^{i\pi}\overline{\mathbf{M}}^{*^{-1}}) = 2Im\left(\mathbf{M}^{*^{-1}}\right) = 2i\widetilde{\mathbf{W}}, \tag{23}$$

donde $\widetilde{\mathbf{W}}$ es una matriz real antisimétrica. Con esto, (16) puede ser reescrito como

$$\widetilde{\mathbf{W}}\mathbf{P} = \begin{bmatrix} 0 & \widetilde{w}_3 & -\widetilde{w}_2 \\ -\widetilde{w}_3 & 0 & \widetilde{w}_1 \\ \widetilde{w}_2 & -\widetilde{w}_1 & 0 \end{bmatrix}\begin{bmatrix} P_1 \\ P_2 \\ P_3 \end{bmatrix} = \tilde{k}\begin{bmatrix} -\mu\cos(\omega) \\ 1 \\ -\mu\sin(\omega) \end{bmatrix} \tag{24}$$

con $\mathbf{P} = \mathbf{M}^*\mathbf{B}_1\mathbf{q}_1$ y $\tilde{k} = {}^{k}/_{2i}$. Sustituyendo en (15.1) se obtiene que para $\lambda = 0.5$, $P_2 = 0$. Al sustituir en (20)

$$\sqrt{r}[1 \quad 0 \quad 0]\mathbf{P}\sin(\omega) = \sqrt{r}[0 \quad 0 \quad 1]\mathbf{P}\cos(\omega),$$

se obtiene la relación entre P_1 y P_3

$$P_3\cos(\omega) = P_1\sin(\omega). \tag{25}$$

A continuación, se examina la existencia de una solución no trivial con $\lambda = 0.5$ atendiendo a los términos de la matriz $\widetilde{\mathbf{W}}$, términos que están relacionados con las posibles simetrías elásticas de los materiales que conforman la unión. En este apartado se considera siempre el caso con fricción no nula, $\mu > 0$.

En el caso de que ambos materiales tengan las mismas características elásticas, es decir, anisotropía homogénea, $\widetilde{\boldsymbol{W}} = 0$. Sustituyendo en (24), se obtiene $\tilde{k} = 0$, quedando P_1 y P_3 libres y por lo tanto ω queda indeterminada. La multiplicidad de $\lambda = 0.5$ es 1 y corresponde con $\sigma_{\theta\theta}(r,0) = \sigma_{\theta r}(r,0) = \sigma_{\theta 3}(r,0) = 0$. La relación entre Δu_r y Δu_3 dependerá del ω seleccionado.

Centrándonos ahora en casos en los que el término $\widetilde{w}_2 = 0$, tenemos 3 posibilidades:

a) $\widetilde{w}_2 = 0, \widetilde{w}_1 \neq 0, \widetilde{w}_3 \neq 0$. Este caso corresponde con la unión en la que ambos materiales tienen simetría elástica con respecto el plano $x_2 = 0$, y al menos uno de los dos materiales no tiene simetría en el plano $x_3 = 0$. Sustituyendo en (24) es necesario que $\tilde{k} = 0$ de nuevo y entonces

$$-\widetilde{w}_3 P_1 + \widetilde{w}_1 P_3 = 0. \tag{26}$$

Evitando la solución trivial en la que $P_1 = P_3 = 0$, llegamos a que con $\lambda = 0.5$ y $P_1 \neq 0$, $\omega = \tan^{-1}\frac{\widetilde{w}_3}{\widetilde{w}_1}$. La solución en tensiones en la interfaz de la grieta en este caso es $\sigma_{\theta\theta}(r,0) = \sigma_{\theta r}(r,0) = \sigma_{\theta 3}(r,0) = 0$ y la relación entre Δu_r y Δu_3 dependerá de los valores $\widetilde{w}_1$ y $\widetilde{w}_3$.

b) $\widetilde{w}_2 = \widetilde{w}_3 = 0$, $\widetilde{w}_1 \neq 0$. Sustituyendo en (24) es necesario que $\tilde{k} = 0$ de nuevo y entonces

$$\widetilde{w}_1 P_3 = 0. \tag{26}$$

Evitando la solución trivial en la que $P_1 = P_3 = 0$, llegamos a que con $\lambda = 0.5$ y $P_1 \neq 0$, $\omega = z\pi$, con $z \in \mathbb{Z}$. En este caso, el campo de tensiones en la interfaz será también nulo y corresponde con un modo plano de deslizamiento ya que $\Delta u_3 = 0$.

c) $\widetilde{w}_1 = \widetilde{w}_2 = 0$, $\widetilde{w}_3 \neq 0$. Este caso corresponde con el analizado por Ting [37, Capítulo 11], y corresponde con el caso especial de materiales monoclínicos con plano de simetría en $x_3 = 0$. En este caso, la solución también pasa por $\tilde{k} = 0$ y

$$-\widetilde{w}_3 P_1 = 0. \tag{26}$$

Con $P_3 \neq 0$ para evitar la solución trivial, tenemos $\cos(\omega) = 0$ en (25), por lo que se llega a la solución antiplana $\omega = z\frac{\pi}{2}$ con $z \neq 0 \in \mathbb{Z}$. En este caso, el campo de tensiones también es nulo en la interfaz de la grieta.

En el caso de que $\widetilde{w}_2 \neq 0$ en la matriz del bimaterial, la solución $\lambda = 0.5$ solo lleva a soluciones triviales en las que $\mathbf{P} = \mathbf{0}$.

4.3. Grieta de interfaz entre laminados con diferentes orientaciones

En este apartado se analizará un caso de especial importancia en la industria como es una grieta de interfaz entre dos materiales laminados con fibras en el plano $x_2 = 0$ y diferentes orientaciones. Para ello se tomará como ejemplo la unión entre dos capas de un material con constantes elásticas $E_{11} = 141.3$Gpa, $E_{22} = E_{33} = 9.58$Gpa, $G_{12} = G_{13} = 5$ GPa, $G_{23} = 3.5$ GPa, $\nu_{12} = \nu_{13} = 0.3$ y $\nu_{23} = 0.32$. La capa del material superior está posicionada formando un ángulo $\phi = 60^o$ con el eje x_1. Se va a analizar la variación del exponente de singularidad λ y la dirección de la resultante de la tensión tangencial, ω, frente a la posición de las fibras del

material inferior. El coeficiente de fricción entre las láminas es de μ=0.5 en la Figura 2 y μ=1 en la Figura 3. Se comprueba que los valores del coeficiente de singularidad inferior a 0.5, dan una solución en desplazamientos en la misma dirección que la resultante de la tensión tangencial, por lo tanto, esos resultados no cumplen la condición de disipación de la energía y solo los valores de $\lambda \geq 0.5$ cumplirían que la tensión tangencial se opone al desplazamiento. Este resultado es el esperado, ya que la fricción debe de hacer menos singular a la solución elástica en torno a la punta de la grieta. Comparando los resultados de la Figura 2 con los resultados de la Figura 3 y teniendo en cuenta lo comentado anteriormente, se observa que a un mayor coeficiente de fricción se obtiene un λ solución superior, es decir, a mayor coeficiente de fricción más débil es la singularidad.

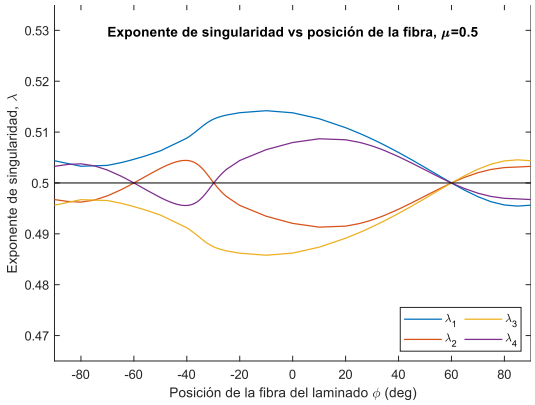


Figura 2 Exponente de singularidad vs posición de la fibra para una grieta de interfaz en un bimaterial con coeficiente de fricción μ=0.5

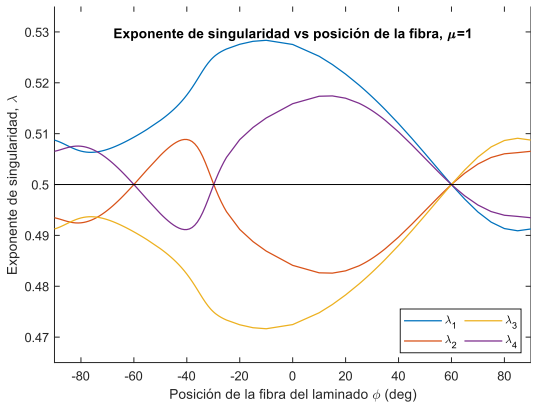


Figura 3 Exponente de singularidad vs posición de la fibra para una grieta de interfaz en un bimaterial con coeficiente de fricción μ=1

En la Figura 4 se representa la dirección de la resultante de la tensión tangencial frente a la posición de la fibra. Se ha observado que en grietas de interfaz de monoclínicos con plano de simetría $x_2 = 0$, el coeficiente de fricción no afecta a la dirección de la tensión tangencial. Cuando se cumple además simetría respecto al plano $x_3 = 0$ entre ambos materiales, en el caso estudiado cuando $\phi = -60$ en el material inferior, se obtienen los modos plano y antiplano. Además de las soluciones presentadas en las imágenes, $\lambda = 0.5$ es solución para cualquier ϕ tal y como se vio en la Sección 4.2.

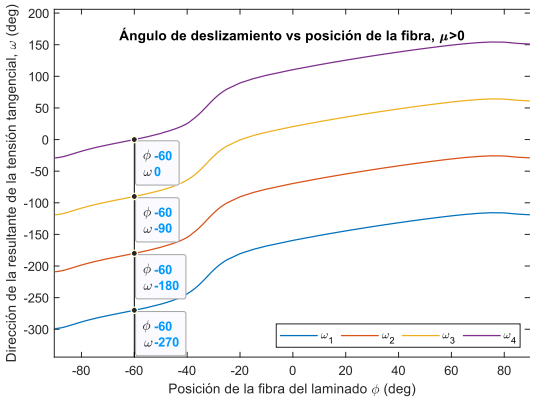


Figura 4 Dirección de tensión tangencial vs posición de la fibra para una grieta de interfaz en un bimaterial con el coeficiente de fricción μ>0

5. CONCLUSIONES

Se ha desarrollado una metodología para el análisis de los campos de tensiones y desplazamientos en grietas de interfaz con contacto con fricción para casos en los que la dirección de desplazamiento relativa entre ambos materiales no corresponde necesariamente con el modo plano o antiplano de la mecánica de la fractura, casos en los que se basa el análisis de la mayoría de los autores encontrados en la literatura.

Se ha verificado que el contacto con fricción resulta en una singularidad más débil que $\lambda = 0.5$ del caso sin fricción, afirmación propuesta por Audoly [35] y Deng [24]. Además, se ha comprobado que $\lambda = 0.5$ siempre es solución en el caso de materiales monoclínicos, ya sea con plano de simetría $x_2 = 0$ o $x_3 = 0$, pero en estos casos las tensiones en las caras de la grieta se anulan. También se han comprobado los casos límites entre deslizamiento y perfectamente pegado correspondientes a $\lambda = 1$.

Esta metodología ha servido también como verificación del formalismo presentado en [46] en el que se basa la herramienta de cálculo de campos de desplazamientos y de tensiones singulares presentado en [36] para los casos sin fricción.

AGRADECIMIENTOS

Esta investigación ha sido financiada por la Junta de Andalucía, Consejería de Economía y Conocimiento (US-1266016, P18-FR-1928) y por el Ministerio de Ciencia e Innovación (PID2021-123325OB-I00). Fondos FEDER (US-1266016)

REFERENCIAS

[1] C.E. Inglis, Stresses in a plate due to the presence of cracks and sharp corners, Trans. R. Inst. Nav. Archit. 60 (1913) 219-224

[2] A.A. Griffith, The phenomena of rupture and flow in solids, Philos. Trans. A 221 (1920) 163-198.

[3] H.M. Westergaard, Stresses at a crack, size of the crack, and the bending of reinforced concrete, ACI J. Proc. 30 (1933)

[4] M.L. Williams, On the stress distribution at the base of a stationary crack, J. Appl. Mech. 24 (1956) 109-114

[5] M.L. Williams, The stresses around a fault or crack in dissimilar media, Bull. Seismol. Soc. Am. 49 (1959) 199-204

[6] A.H. England, A crack between dissimilar media, J. Appl. Mech. 32 (1965) 400-402

[7] M. Comninou, The interface crack, J. Appl. Mech. 44 (1977) 631-636

[8] M. Comninou, Interface crack with friction contact zone, J. Appl. Mech. 44 (1977) 780-781

[9] J.R. Rice, Elastic fracture concepts for interfacial cracks, J. Appl. Mech. 55 (1988) 98-103

[10] D.A. Hills, J.R. Barber, Interface cracks, Int. J. Mech. Sci. 35 (1993) 27-37

[11] E. Graciani, V. Mantič, F. París, On the estimation of the first interpenetration point in the open model of interface cracks, Int. J. Fract. 143 (2007) 287-290

[12] D.A. Hills, P.A. Kelly, D.N. Dai, A.M. Korsunsky, Interface cracks. In: Solution of cracks problems. The distributed dislocation technique, Ed. Springer Netherlands (1996) 107-136

[13] V. Mantič, A. Blázquez, E. Correa, F. París, Analysis of interface cracks with contact in composites by 2D BEM, WIT Press, Shouthampton (2006) 189-248

[14] E.E. Gdoutos. Fracture mechanics, Ed. Springer, Dordretch (2005)

[15] L. Banks-Sills, Interface fracture and delaminations in composite materials, Ed. Springer, Switzerland (2018)

[16] X. Deng, On stationary and moving interface cracks with frictionless contact in anisotropic bimaterials. Proc.: Math. Phys. 443 (1993) 563-572

[17] H. Gao, M. Abbudi, D.M. Barnett, Interfacial crack-tip field in anisotropic elastic solids, J. Mech. Phys. Solids 40 (1992) 393-416

[18] C. Hwu, M. Omiya, K. Kishimoto, A key matrix N for the stress singularity of the anisotropic elastic composite wedges, JSME Int. J. Series A 46 (2003) 40-50

[19] Z. Suo, Singularities, interfaces and cracks in dissimilar anisotropic media, Proc. R. Soc. Lond. A Math. Phys Sci, 427 (1990) 40-50

[20] K.C. Wu, Stress intensity factor and energy release rate for interfacial cracks between fissimilar anisotropic materials, ASME J. Appl. Mech. 57 (1990) 882-886

[21] K.C. Wu, Explicit solutions for interface cracks in anisotropic bimaterials, Ed. J.J. Wu, T.C.T. Ting, D.M. Barnett, SIAM (1991) 51-61

[22] A.N. Stroh, Dislocations and cracks in anisotropic elasticity, Philos. Mag. 3 (1958) 625-646

[23] A.N. Stroh, Steady state problems in anisotropic elasticity, J. Math. Phys. 41 (1962) 77-103

[24] X. Deng, Asymptotic analysis cracks with frictional contact, Int. J. Solids Struct. 31 (1994) 2407-2429

[25] L. Ni, S. Nemat-Nasser, interface cracks in anisotropic dissimilar materials: an analytical solution. J. Mech. Phys. Solids 39 (1991) 113-144

[26] T.C.T. Ting, Explicit solution and invariance of the singularities at an interface crack in anisotropic composites, Int. J. Solids Struct. 22 (1986) 965-983

[27] T.C.T. Ting, Interface cracks in anisotropic bimaterials, J. Mech. Phys. Solids 30 (1990) 505-513

[28] K.C. Wu, On the contact zone model for interface cracks. ASME J. Appl. Mech. 59 (1992) 92-94

[29] H. Gao, A closed interface crack in anisotropic bimaterials, Int. J. Fract. 55 (1992) 33-39

[30] J. Lee, H. Gao, A generalized Comninou contact model for interface cracks in anisotropic elastic solids, Int. J. Fract. 67 (1994) 53-68

[31] T.C.T. Ting, S.C. Chou. Stress singularities at tip of contact zone in anisotropic interface crack. In Developments in the Science and Technology of Composite Materials, First European Conference on Composite Materials, Bordeaux (1985) 164-169

[32] J.C. Sung, W.G. Chung, Frictional interface crack in anisotropic bimaterial under combined shear and compression, Int. J. Solids Struct. 40 (2003) 6839-6857

[33] H.P. Chen, Frictional interface crack-tip singular stress field in anisotropic composites, XII International Conference on Computational Plasticity. Fundamentals and Applications (2013) 1087-1096

[34] H.P. Chen, Z. Guo, X. Zhou, Stress singularities of contact problems with a frictional interface in anisotropic bimaterials, Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct. 35 (2012) 718-731

[35] B. Audoly, Asymptotic study of the interfacial crack with friction, J. Mech. Phys. Solids 48 (2000) 1851-1964

[36] M.A. Herrera-Garrido, V. Mantič, A. Barroso, A powerful matrix formalism for stress singularities in anisotropic multimaterial corners. Homogeneous (orthogonal) boundary and interface conditions, Theor. Appl. Fract. Mech. 119 (2022) 103271

[37] T.C.T. Ting, Anisotropic elasticity, theory and applications, Oxford Science Publications, N.Y. (1996)

[38] K.A. Ingebrigtsen, A. Tonning, Elastic surface waves in crystal, Phys Review 184 (1969) 942-951

[39] J. Lothe, D.M. Barnett, On the existence of surface wave solutions for anisotropic half-spaces with free surface, Int. J. Fract. 47 (1976) 428-433

[40] C. Hwu, Anisotropic elastic plates, Ed. Springer (2010)

[41] J.R. Barber, Elasticity, Ed. Springer (2010)

[42] T.A. Laursen, Computational contact and impact mechanics: Fundamentals of modeling interfacial phenomena in nonlinear finite element analysis, London (2003)

[43] S.V. Walker, R.I. Leine, Set-values anisotropic dry friction laws: formulation, experimental verification and instability phenomenon, Nonlinear Dyn, 96 (2019) 885-920

[44] V. Yastrebov, Numerical methods in contact mechanics, ISTE-WILEY, London (2022)

[45] X. Wang, P. Schiavone. An anisotropic elastic solid with an elliptical inhomogeneity under a non-uniform in-plane and anti-plane remote loading. Q. J. Mech. Appl. Math 75 (2022) 301–313

[46] V. Mantič, A. Barroso, F. París, Singular elastic solutions in anisotropic multimaterial corners. Application to composites, Chapter 11, in Mathematical Methods and Models in Composites, Ed. V. Mantič, (2014) 425-495

INFLUENCIA DE DIFERENTES PARÁMETROS EN LA PROPAGACION DE GRIETAS A FATIGA CONSIDERANDO EFECTOS EN PUNTA DE GRIETA

G. Calvín[*1,2], M. Escalero[1], M. Muñiz-Calvente[2], H. Zabala[1],

[1] Ikerlan Technology Research Center, Basque Research and Technology Alliance (BRTA), Paseo J.M. Arizmendiarreta, 2, 20500 Arrasate-Mondragón, Spain Gijón, Spain
[*] Persona de contacto: gcalvin@ikerlan.es

RESUMEN

Una predicción de crecimiento de grieta a fatiga (PCGF) fiable es resultado de una óptima caracterización del material y un uso adecuado de los modelos de elementos finitos (MEF) o expresiones analíticas disponibles en literatura. En la práctica, se asumen hipótesis bidimensionales y no se consideran correctamente fenómenos locales como el cierre de grieta inducido por plasticidad (PICC) que influencian sustancialmente el crecimiento de la grieta. Por eso, el objetivo del trabajo es desarrollar modelos avanzados tridimensionales que consideren el efecto del PICC para PCGF. Para ello, se utilizan probetas normalizadas fabricadas en acero estructural S275 ampliamente utilizado en la industria. La metodología seguida está basada en la realización de ensayos experimentales para caracterizar el material y analizar el comportamiento y geometría real de la grieta, y simulaciones numéricas mediante MEF elasto-plásticos que reproduzcan fielmente el CGF. En este trabajo se encontraron incongruencias en la caracterización experimental estándar de las curvas de propagación de un material y se propuso un método para corregirlas; se desarrollaron MEF reducibles a ecuaciones analíticas que consideran el PICC, y se elaboró una metodología para cuantificar el PICC numérico para cualquier ratio de tensión.

PALABRAS CLAVE: Propagación de grieta a fatiga, cierre de grieta inducido por plasticidad, FEM, acero.

ABSTRACT

A reliable fatigue crack growth prediction (FCGP) results from an optimal material characterisation and proper use of finite element models (FEM) or analytical expressions available in the literature. In practice, two-dimensional assumptions are assumed, and local phenomena such as plasticity-induced crack closure (PICC) that significantly influence crack growth are not properly considered. Therefore, the work aims to develop advanced three-dimensional models that consider the effect of PICC on FCGP. For this purpose, standardised specimens made of S275 structural steel widely used in the industry are used. The methodology followed is based on experimental tests to characterise the material and analyse the real crack behaviour and geometry, and numerical simulations using elastic-plastic FEMs that accurately reproduce the FCG. The main results of this work showed incongruities in the standard experimental characterisation of the material propagation curves, and a method to correct them was proposed; FEMs reducible to analytical equations that consider the PICC were implemented, and a methodology to quantify the numerical PICC for any stress ratio was developed.

KEYWORDS: Fatigue crack propagation, crack closure, FEM, steel

1 INTRODUCCIÓN

Predecir la vida útil de estructuras reales sometidas a cargas cíclicas suele ser un reto relacionado con la predicción de la propagación de grietas por fatiga. Para predecir la vida útil del componente de la forma más rigurosa posible, es necesario i) realizar una buena caracterización del material para comprobar sus propiedades de durabilidad y resistencia, y ii) simular el crecimiento de grietas en estos componentes teniendo en cuenta varios factores relevantes como el comportamiento de endurecimiento del material, la geometría tridimensional o las condiciones de carga. Sin embargo, desde el punto de vista de la ingeniería en lo que se refiere a la predicción sobre estructuras reales, todavía hay varios factores determinantes que deben resolverse: la consideración de la forma y tamaño de la grieta, el cambio de las escalas de caracterización y predicción, la influencia del ratio de tensión (R) en el cálculo del PICC.

La norma de referencia (ASTM E-647 [1]) permite el uso de diversas configuraciones geométricas para obtener las curvas de crecimiento de grieta (da/dN vs. CGF). La asunción del rango de intensidad de tensiones ΔK como CGF, supone no considerar los efectos plásticos que se originan alrededor de la punta de la grieta. Según literatura, el fenómeno más relevante que afecta a las curvas de propagación es el cierre de grieta inducido por plasticidad o PICC (P_{op}/P_{max}). Este fenómeno se tiene en cuenta asumiendo el rango de intensidad de tensiones efectivo (Ecu. 1) como CGF.

$$\Delta K_{\text{eff}} = K_{\max}\left(1 - \frac{P_{\text{op}}}{P_{\max}}\right) \quad (1)$$

La ecuación de Newman [2] es el procedimiento más extendido para obtener P_{op}/P_{max}, debido a que está incluida en software comerciales de propagación de grietas. Este procedimiento depende de la tensión máxima aplicada, del ratio de tensión, del límite elástico del material y de factores de constricción (bidimensionales: asumiendo tensión y deformación plana, o tridimensionales).

Durante las últimas décadas, muchos investigadores han tratado de cuantificar numéricamente el efecto de PICC [7]. Sin embargo, la mayoría de los trabajos mantienen un enfoque 2D para evitar el alto coste computacional de las simulaciones 3D de crecimiento de grieta. Algunos de los enfoques 3D pretenden obtener la distribución local del ΔK_{eff} a lo largo del frente de la grieta [5]. No obstante, la mayoría de esos estudios i) no incluyen la influencia de algunos aspectos, como la forma del frente de grieta (recta o experimental) o la longitud de grieta, ii) encuentran efectos opuestos en las curvas de CGF asociados a la elección del espesor de probeta o iii) no existe un criterio claro para evaluar el efecto del ratio de tensión (R) ni qué parámetros influyen en él.

El objetivo de este trabajo es analizar la influencia del PICC calculado mediante modelos 3D avanzados en la PCGF. Para ello, se analizarán la influencia de i) la forma y el tamaño de la grieta, ii) el efecto del espesor de la probeta, y iii) el efecto del ratio de tensión. Además, se ajustarán los resultados mediante ecuaciones empíricas. Y finalmente, se compararán los resultados con los modelos existentes en literatura.

2 CONSIDERACIONES GENERALES

2.1 Material

Para este trabajo se utiliza un acero dúctil S275 comúnmente utilizado en la industria, debido a sus propiedades mecánicas como buena tenacidad, fácil conformado, buena soldabilidad y una baja fluencia que aumenta el efecto de la plasticidad. Las características del material son módulo de Young E=200GPa, límite elástico σ_{ys}=361.61 MPa, coeficiente de Poisson ν=0.3.

Para las simulaciones de crecimiento de grieta se ha definido un modelo elástico-plástico con endurecimiento del material basado en la ley de Chaboche (C_x=133.33, X_{sat}=124.24 MPa).

2.2 Geometría

Se han escogido probetas de tensión compacta (CT) ya que es a más utilizada para la caracterización del material. Los espesores de probeta utilizados son 2.4 mm, 5 mm y 12 mm, y las dimensiones comunes a todos ellos se pueden ver en la Figura 1.

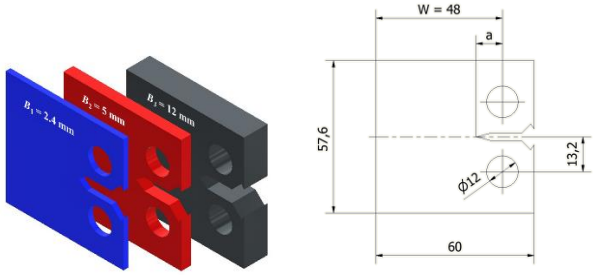


Figura 1. Geometría de la probeta

Se han analizado varias longitudes diferentes desde a/W = 0.25 – 0.55 para representar las diferentes etapas por las que pasa una grieta desde el inicio hasta casi el fallo catastrófico.

2.3 MEF

Para simular el crecimiento de la grieta se ha utilizado el software comercial ANSYS®. La Figura 2 muestra el cuarto de probeta usado con el fin de reducir el coste computacional. Además, se puede apreciar las diferentes partes que componen el mallado de la geometría: malla global, malla local y zona de propagación.

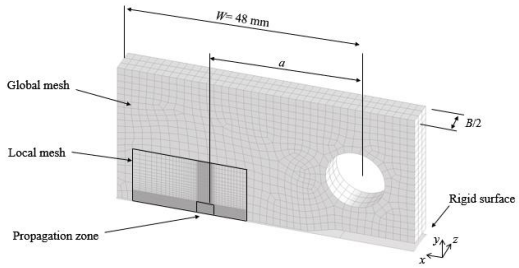


Figura 2. MEF

La simulación de la propagación de la grieta se basó en la liberación de nodos a carga máxima. El esquema seguido se basó en un ciclo de carga-descarga al principio, 20 ciclos de carga-liberación-descarga y 8 ciclos finales lograr la estabilización del material.

El avance total de la grieta (Δa) fue de al menos el 40% del radio plástico de Dugdale ($r_{p,D}$) para cada tamaño de grieta con el fin de introducir un PICC estacionario a

través del frente de grieta. Se pueden ver más detalles del modelo MEF en [6].

2.4 Experimental

Los ensayos de fatiga se realizaron en una máquina de ensayos servo hidráulica con una carga de amplitud constante, un R=0.1 y una frecuencia de 10 Hz, siguiendo la norma ASTM E647-15 [1]. La longitud nominal de la grieta se monitorizó con un extensómetro. Para conseguir curvas de crecimiento de grieta comparables, la carga máxima aplicada se ajustó por cada espesor, garantizando una propagación de grieta desde 12 MPa$\sqrt{m}$ hasta 32 MPa MPa$\sqrt{m}$ para todas las probetas.

3 INFLUENCIA DE DIFERENTES PARAMETROS EN EL PICC

Para obtener la forma real del frente de grieta asociada a la geometría de la probeta estudiada en este trabajo, se utilizó la técnica de tintado por calentamiento. Para evaluar si la grieta evoluciona con la misma forma en cada espesor, se estudió la distancia de tunelado $TD = (2a_{\text{mid}} - a_{\text{front}} - a_{\text{back}})/2$ a partir de la medida del tamaño de la grieta localizada en las superficies libres (a_{front} y a_{back}) y en el plano medio ($2a_{\text{mid}}$ para cada marca de playa.

Finalmente, se desarrolló una metodología para obtener los valores de $P_{\text{op}}/P_{\text{max}}$ en el espesor para cualquier R más robusta y menos dependiente del mallado que el método más utilizado basado en el desplazamiento de los nodos detrás del frente de grieta. El método llamado presión de elementos de contacto PE se basa en tres pasos (ver Figura 3):

1. Se obtiene la presión (P_c) de cada elemento de contacto.
2. Se evalúan los valores de P_c de cada columna de elementos de manera que: a) si la suma de todas las presiones de los elementos de contacto de una columna es distinta de cero, la grieta está cerrada; b) si esa suma es igual a 0, la grieta está abierta.
3. Se obtiene la carga de apertura P_{op} para cada elemento a lo largo del espesor.

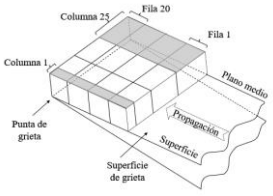


Figura 3. Esquema del método propuesto

3.1 Resultados y discusión

Por un lado, la forma del frente de la grieta evolucionó progresivamente desde la grieta recta mecanizada recta, hacia una forma final de grieta curva (Figura 4.a). Por otro lado, la TD de BM 1 y BM 2 fueron similares para cada espesor (Figura 4.b), lo que significa que no se observó una evolución significativa de la forma de la grieta usando el procedimiento experimental.

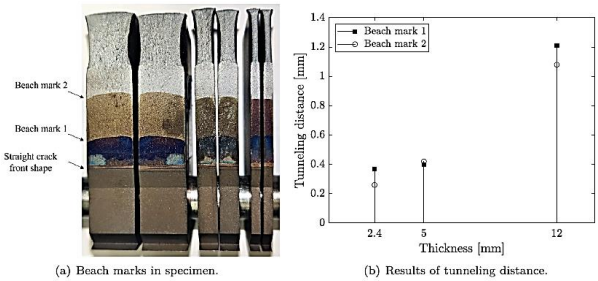


Figura 4. Curvatura del frente de grieta

En cuanto a los resultados numéricos de $P_{\text{op}}/P_{\text{max}}$, se encontraron varias tendencias coincidentes (Figura 5): i) partiendo del plano medio, $P_{\text{op}}/P_{\text{max}}$ fue constante y de valor igual a R, lo que indica que no se dio un cierre local de la grieta; ii) en todos los casos, existió un punto inicial de cierre donde $P_{\text{op}}/P_{\text{max}}$ aumentó casi linealmente hasta alcanzar el valor máximo en la superficie.

En cuanto al efecto de la longitud de la grieta, se vio que i) la distancia entre el inicio del cierre y la superficie aumentó casi linealmente con el incremento de Δa, y ii) los valores en la superficie disminuían significativamente con Δa.

La forma experimental del frente de grieta no tuvo un efecto relevante sobre el PICC, al menos para los niveles de plasticidad ensayados. Por lo tanto, considerar los frentes rectos podría ser un buen enfoque para obtener niveles de cierre sin realizar ensayos experimentales para determinar la forma real de la grieta.

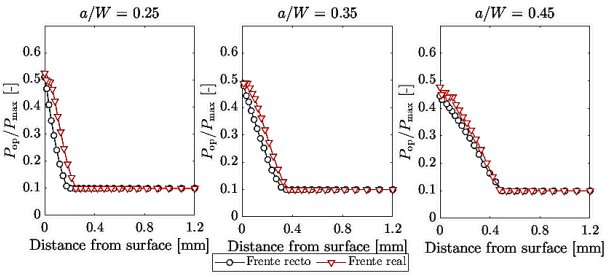


Figura 5. Efecto de a y tamaño de grieta en P_{op}/P_{max}

Para el análisis del espesor de probeta se han usado frentes de grieta rectos, basándonos en lo visto en el apartado anterior.

Se han encontrado las mismas tendencias que durante el análisis de la forma y el tamaño (Figura 6). La zona afectada por el cierre de grieta fue independiente del espesor para tres las longitudes de grieta estudiadas, lo

que significa que i) el cierre de grieta fue un efecto de borde, independiente del espesor de la probeta, al menos para el rango de espesores de probeta estudiados, y ii) la proporción del espesor afectada por PICC varió con el espesor de la probeta.

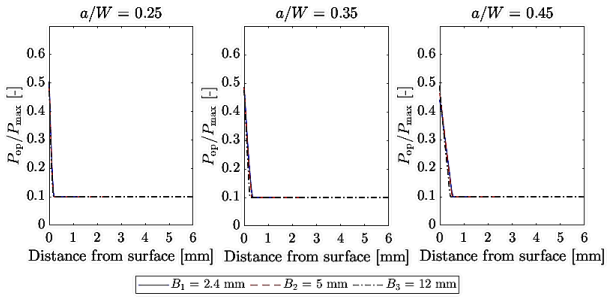


Figura 6. Efecto de B en P_{op}/P_{max}

En la Figura 7 se puede apreciar la distribución de P_{op}/P_{max} en el espesor para diferentes ratios de tensión analizados.

Las tendencias de P_{op}/P_{max} coincidieron con las vistas anteriores para todo el rango de R. Sin embargo, para $R \leq 0$, la grieta comenzó a abrirse a partir de cargas de tracción cercanas a la carga cero (el valor del plano medio no fue le mismo que R).

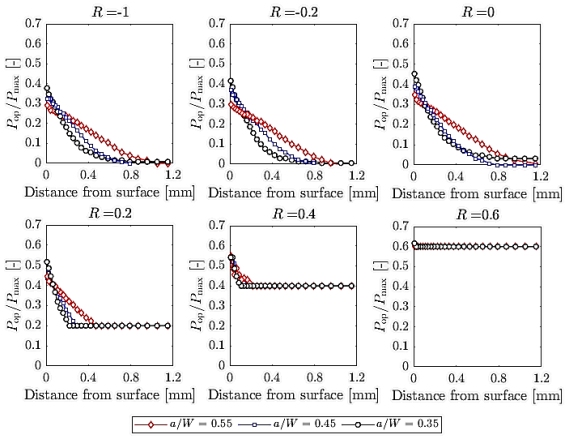


Figura 7. Efecto de R en P_{op}/P_{max}

4 AJUSTE DEL RESULTADO NUMÉRICO DEL PICC

Los resultados numéricos para cada efecto se ajustaron mediante modelo bilineales tratando de minimizar el error entre las curvas reales y las ajustadas. Para ello, se definieron los valores de PICC en el plano medio (mp) y en la superficie (h) de la probeta, y la distancia desde la superficie del punto de inicio del cierre de la grieta (d_c).

Por otro lado, teniendo en cuenta que los valores de da/dN son 2D [7], la construcción de las curvas FCG requiere reducir la distribución 3D a un único valor P_{op}/P_{max} representativo de todo el espesor utilizando el valor medio de la distribución del PICC.

4.1 Resultados

La fórmula desarrollada para obtener la distribución del Pop/Pmax en el espesor es la siguiente:

$$\frac{P_{op}}{P_{\max}}(z) = \begin{cases} mp, & \text{si } z > d_c \\ \frac{mp-h}{d_c} z + h, & \text{si } z \leq d_c \end{cases} \quad (2)$$

El valor representativo 3D del PICC se calcula mediante la ecuación 3. Los resultados de los ajustes se pueden consultar en [6]–[8].

$$\frac{P_{op}}{P_{\max}} = \frac{d_c(h-mp)}{B} + mp \quad (3)$$

5 COMO AFECTA EL PICC A LAS CURVAS DE PCGF

Para analizar cómo afecta el PICC a las curvas de PCGF es necesario calcular otros parámetros determinantes como son K_{max} y ΔK_{eff}.

Inicialmente se analizó la influencia de la forma la grieta para el cálculo K_{max} y ΔK_{eff} para el espesor de probeta mínimo. K_{max} se calculó mediante un MEF lineal-elástico con una carga que varió de cero a la carga máxima y ΔK_{eff} se obtuvo según la ecuación 1. Posteriormente, se analizó el efecto de estas consideraciones en las curvas de PCGF.

También se analizó la contribución de K_{max} y P_{op}/P_{max} sobre el ΔK_{eff} final, mediante un estudio comparativo de tres casos: Caso 1) combinación de un cálculo analítico 2D K_{max} basado la norma [1] y P_{op}/P_{max} 3D calculado según la ecuación 2; Caso 2) combinación de un cálculo numérico 3D K_{max} considerando la forma real y P_{op}/P_{max} 2D obtenido con el modelo de Newman [2]; Caso 3) ΔK_{eff} más preciso: 3D K_{max} y 3D P_{op}/P_{max} se determinaron considerando la forma del frente de grieta experimental.

Finalmente se analizó el efecto que tendría el uso de método propuesto para calcular el PICC en cualquier R en las curvas de ΔK_{eff}.

5.1 Resultados

En la Figura 8 se muestran los resultados de la influencia de la forma de la grieta en K_{max} y ΔK_{eff}. Se ha visto que tanto el frente de grieta recto como en el experimental, presentaron un valor K_{max} estable en gran parte de la región central. Sin embargo, ambos frentes presentaron

tendencias opuestas hacia la superficie exterior de la probeta. Además, a medida que aumentó la longitud de grieta también lo hizo el valor de K_{max}. En cuanto a ΔK_{eff}, se observaron las mismas tendencias para todas las longitudes de grieta debido al efecto del K_{max}: ΔK_{eff} aumentó a medida que crecía la grieta, se mantuvo relativamente constante durante una parte importante del espesor en el interior de la probeta, y disminuyó hacia la superficie a partir del d_c.

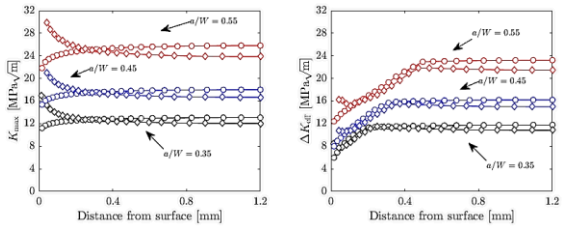


Figura 8. Influencia de la forma en K_{max} y ΔK_{eff}

En cuanto a la influencia en las curvas de PCGF, utilizando un enfoque 3D cada punto de espesor pasante de la grieta exhibirá un valor ΔK_{eff} que debe asociarse a su velocidad de grieta (da/dN) creciente en dirección normal a la curvatura del frente de grieta [6]. La Figura 9 muestra una clara incongruencia ya que puntos con el mismo ΔK_{eff} mostraron diferentes avances de grieta. Esta incongruencia podría poner en duda la hipótesis bien establecida de que una grieta evoluciona de manera estable, lo que significa que no hay variación mínima en la forma de la grieta de ciclo a ciclo.

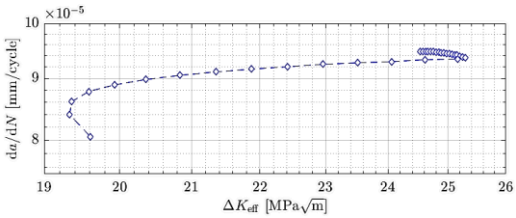


Figura 9. Incongruencia en la curva da/dN-ΔK_{eff} 3D

Con el objetivo de explicar la incongruencia explicada en el párrafo anterior, se analizó la influencia de K_{max} y P_{op}/P_{max} sobre el ΔK_{eff} en tres espesores y una a/W=0.45 (Figura 10). No existen diferencias significativas en los valores de ΔK_{eff} alcanzados para los casos 1 y 3, pero hay grandes diferencias para el caso 2. Por lo tanto, la definición de un procedimiento adecuado para calcular P_{op}/P_{max} es más relevante, y contribuye más a obtener ΔK_{eff} precisos, que los esfuerzos realizados para mejorar los valores de K_{max}, que podrían calcularse mediante enfoques analíticos 2D [1] en lugar de modelos EF 3D. Se concluye que es posible predecir ΔK_{eff} con precisión mediante las ecuaciones analíticas P_{op}/P_{max} (Ecu. 2) y la expresión analítica de K_{max} de la norma.

En cuanto al efecto de R, el modelo propuesto muestra que el crecimiento de la grieta para cualquier R<0 sería el mismo que para una R=0. Esto deja entrever que la ΔK_{eff} para $R \leq 0$ será la misma.

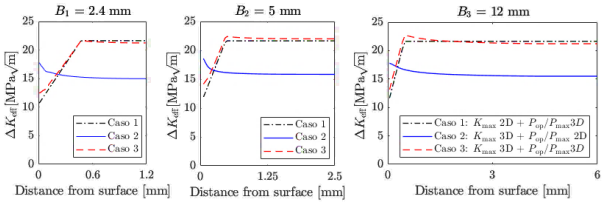


Figura 10. Influencia de K_{max} y P_{op}/P_{max} en ΔK_{eff}

6 COMPARATIVA CON MODELOS EXISTENTES

Con el objetivo de comprobar la validez de los procedimientos explicados en este trabajo (nuevo enfoque para obtener curvas de PCGF independientes del espesor y nuevo método para obtener el PICC para cualquier R), se compararon los resultados con modelos existentes y referentes en la literatura.

6.1 Resultados

En la Figura 11 se representa una comparación de la da/dN frente a cada parámetro de fractura analizado: ΔK sin considerar el PICC, ΔK_{eff} considerando del PICC según marca la norma y $\Delta K_{eff,TI}$ según el método propuesto (K_{max} de norma y P_{op}/P_{max} según ecuación 3). Se encontraron diferencias significativas en cada parámetro analizado. El resultado más relevante fue que, con el nuevo enfoque para los tres espesores de probeta, las curvas da/dN-$\Delta K_{eff,TI}$ se solaparon. Además, las diferencias en las curvas PCGF fueron mayores entre los parámetros que consideran efectos plásticos (ΔK_{eff} y $\Delta K_{eff,TI}$) que entre $\Delta K_{eff,TI}$ y ΔK, ya que $\Delta K_{eff,TI}$ se acercó más a la curva de espesor máximo basada en ΔK [7].

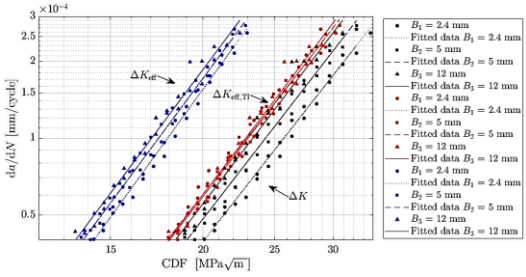


Figura 11. Comparativa de las curvas FCG con diferentes parámetros.

Por otro lado, se compararon los valores representativos 3D P_{op}/P_{max} (ecuación 3) con los que se han obtenido

aplicando el modelo de Newman (NM) (Figura 12). Los valores obtenidos por NM aumentaron al aumentar *R*. Sin embargo, la pendiente fue menor para $R<0$ que para $R>0$. Estos hechos concuerdan con las tendencias observadas en los resultados del PE. Sin embargo, el valor medio para cada *R* obtenido por los dos métodos mostró grandes diferencias, lo que implica que la utilización del MN para i) $R>0$ hasta $R=0.4$ da valores de PICC sobreestimados, y ii) $R<0$ da una sobreestimación significativa del PICC; y en consecuencia, un cálculo erróneo del ΔK_{eff}.

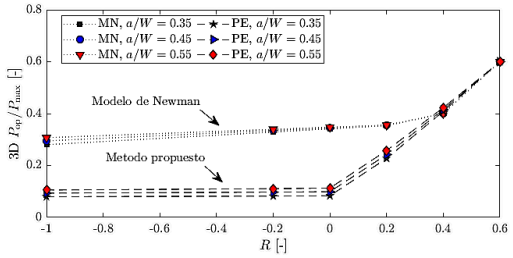


Figura 12. Comparativa de los valores de P_{op}/P_{max} 3D mediante el modelo de Newman y el método propuesto

7 CONCLUSIONES

En este trabajo se analizaron numérica y experimentalmente diferentes efectos (forma y tamaño de grieta, espesor de probeta y ratio de tensión) en el PICC y en las curvas de PCGF. Se utilizaron probetas CT fabricadas en acero S275 muy utilizado en la industria, bajo cargas cíclica de amplitud constante en Modo I. Las conclusiones más relevantes derivadas del estudio son las siguientes:

- Se encontraron incongruencias en la caracterización experimental estándar de las curvas de propagación de un material y se propuso un método para corregirlas
- Es posible predecir ΔK_{eff} con precisión mediante las ecuaciones analíticas $P_{\text{op}}/P_{\text{max}}$ derivadas de trabajos de los autores y de una expresión analítica de K_{max}.
- Se elaboró una metodología para cuantificar el PICC numérico para cualquier ratio de tensión.
- La forma de la grieta no afecta al cálculo del $P_{\text{op}}/P_{\text{max}}$.
- El PICC es un efecto borde independiente del espesor de la probeta.
- La longitud de la grieta tiene un efecto relevante en el PICC.

8 AGRADECIMIENTOS

Los autores desean expresar su agradecimiento al Ministerio de Ciencia e Innovación por el apoyo financiero a través del proyecto MCI-20-PID2019-105593GB-I00/AEI/10.13039/501100011033. La investigación de Ikerlan ha sido apoyada por el CDTI, dependiente del Ministerio de Ciencia e Innovación, a través del programa "AYUDAS CERVERA PARA CENTROS TECNOLÓGICOS 2019", proyecto MIRAGED con número de expediente CER-20190001. Este centro de investigación está certificado como CENTRO DE EXCELENCIA CERVERA.

9 REREFENCIAS

[1] ASTM E647-00, “Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2000.” doi: 10.1520/E0647-00.

[2] J. C. Newman, “CRACK-CLOSURE MODEL FOR PREDICTING FATIGUE CRACK GROWTH UNDER AIRCRAFT SPECTRUM LOADING.,” *ASTM Spec. Tech. Publ.*, no. 748, pp. 53–84, Oct. 1981, doi: 10.1520/STP28334S.

[3] K. Solanki, S. R. Daniewicz, and J. C. Newman, “Finite element modeling of plasticity-induced crack closure with emphasis on geometry and mesh refinement effects,” *Eng. Fract. Mech.*, vol. 70, no. 12, pp. 1475–1489, Aug. 2003, doi: 10.1016/S0013-7944(02)00168-6.

[4] H. Alizadeh *et al.*, “A comparison of two and three-dimensional analyses of fatigue crack closure,” *Int. J. Fatigue*, vol. 29, no. 2, pp. 222–231, Feb. 2007, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2006.03.014.

[5] M. N. James, J. M. Vasco-Olmo, F. A. Díaz, F. V. Antunes, Y. Bing, and Y. Huang, “Characterisation of fatigue crack growth using the CJP model of crack tip fields or plastic CTOD,” *Procedia Struct. Integr.*, vol. 23, pp. 613–619, 2019, doi: 10.1016/j.prostr.2020.01.154.

[6] G. Calvín, M. Escalero, H. Zabala, and M. Muñiz-Calvente, “Distribution of the through-thickness effective stress intensity factor range and its influence on fatigue crack growth rate curves,” *Theor. Appl. Fract. Mech.*, vol. 119, p. 103374, Jun. 2022, doi: 10.1016/J.TAFMEC.2022.103374.

[7] G. Calvín, M. Escalero, H. Zabala, and M. Muñiz-Calvente, “A new effective stress intensity factor approach to determine thickness-independent fatigue crack growth rate curves,” *Theor. Appl. Fract. Mech.*, vol. 121, p. 103505, Oct. 2022, doi: 10.1016/J.TAFMEC.2022.103505.

[8] G. Calvín, M. Escalero, H. Zabala, and M. Muñiz-Calvente, “Effect of stress ratio on plasticity-induced crack closure by three-dimensional advanced numerical finite element models,” *Prepr. J. Fatigue*.

APLICACIÓN DE MODELOS VISCOELÁSTICOS FRACCIONALES PARA LA ESTIMACIÓN DEL FACTOR DE PÉRDIDAS A DISTINTAS FRECUENCIAS DE CASQUILLOS SILENTBLOCK EN BASE A ENSAYOS DE RELAJACIÓN EN MÁQUINAS UNIVERSALES DE TRACCIÓN

V. Cea[1*], J. Calaf-Chica[1], M. Preciado[1], P.M. Bravo[1]

[1] CIMa Research Group. Universidad de Burgos
Escuela Politécnica Superior. Campus Río Vena. Avda. Cantabria s-n. 09006. Burgos
[*] Persona de contacto: vcg1004@alu.ubu.es

RESUMEN

Los silentblocks son casquillos de goma cuya misión es mejorar el comportamiento vibroacústico de máquinas. Las propiedades que caracterizan la capacidad amortiguadora de estos elementos es el módulo de la rigidez dinámica o rigidez compleja y el factor de pérdidas, ambos estimados al rango de frecuencias de uso del silentblock. El objetivo de esta investigación fue establecer una metodología para estimar el factor de pérdidas y su dependencia con la frecuencia a través de un único ensayo de relajación. Para ello, se utilizaron distintos modelos viscoelásticos clásicos, como el de Zener o el de Maxwell-Wiechert generalizado de dos ramas, y se compararon con otros modelos más complejos como sus alternativas en derivadas fraccionales. De este estudio numérico, y su comprobación experimental, se observó la mayor capacidad de los modelos viscoelásticos fraccionales para estimar el factor de pérdidas en amplios rangos de frecuencia en base a un ensayo de relajación. Esto permitiría establecer, en base a ensayos de relajación en máquinas de tracción universal, alternativas a los ensayos dinámicos armónicos para la caracterización de silentblocks.

PALABRAS CLAVE: viscoelasticidad, silentblock, vibraciones mecánicas, derivadas fraccionales.

ABSTRACT

Silentblocks are rubber bushings used to improve the acoustic and vibratory behavior of machines. The macroscopic properties that characterize the damping capability of these parts are the absolute value of the dynamic stiffness or complex stiffness, and the loss factor, both of them estimated in the nominal frequency range of the design parameters of each silentblock. This investigation aimed to establish a methodology to estimate the loss factor, and its dependency on the frequency, by a single relaxation test. For that, different classical viscoelastic models were used, such as Zener model or Generalized Maxwell-Wiechert model with two branches, and they were compared with the capability of more complex models such as their alternatives with fractional derivatives. This numerical analysis, and its experimental testing verification, verified that the fractional model showed higher capability in the estimation of the loss factor for a wide frequency range based on a single relaxation test. This would allow establishing, for silentblocks characterization, alternatives to dynamic harmonic tests based on relaxation tests in a universal tensile machine.

KEYWORDS: viscoelasticity, silentblock, vibraciones mecánicas, fractional derivatives.

1. INTRODUCCIÓN

El objetivo principal de la suspensión de un vehículo es la de aislar el chasis de las perturbaciones e irregularidades transmitidas del asfalto a las ruedas [1]. No obstante, la suspensión también desempeña un papel crucial en el manejo y la comodidad del vehículo. En las amortiguaciones pasivas la simpleza es una de las claves para hacer este modelo más competitivo en coches de uso personal. Para minimizar los efectos de las irregularidades del terreno se disponen de elementos con características elásticas y viscosas que permitan absorber las alteraciones. Aunque el muelle sea la parte más visible que conforma la suspensión, los silentblocks son también muy importantes en su funcionamiento. Los silentblocks son unos casquillos compuestos por elastómeros con propiedades viscoelásticas que reducen los ruidos, las vibraciones y el desgaste de los elementos metálicos del brazo de la suspensión. Para analizar el comportamiento de estos casquillos de goma, la industria actualmente realiza ensayos en máquinas de DMA, valorando su comportamiento en ciclos armónicos de carga.

Las características más importantes en este tipo de elementos son el factor de pérdidas, el cual es la tangente del ángulo de desfase entre la curva de carga y la curva de desplazamiento bajo condiciones de vibración

armónica en materiales viscoelásticos, y la rigidez dinámica, que es el coeficiente que relaciona carga con desplazamiento bajo condiciones de vibración armónica en materiales viscoelásticos. Convencionalmente los elementos con características viscoelásticas se han aproximado a un modelo compuesto de muelles y amortiguadores para determinar su comportamiento. Los modelos clásicos básicos son: el modelo de Maxwell, de Kelvin-Voigt, de Zener, o de Maxwell-Wiechert generalizado, entre otros (ver Figura 1).

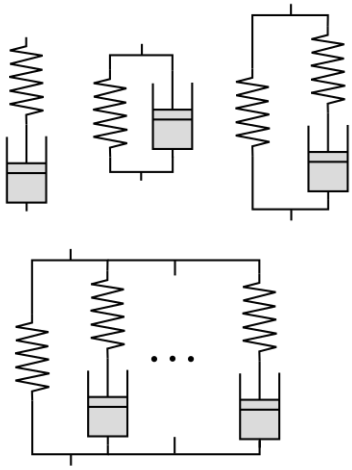


Figura 1. Modelos viscoelásticos clásicos: de izquierda a derecha y de arriba abajo, modelo de Maxwell, de Kelvin-Voigt, de Zener, y de Maxwell-Wiechert generalizado.

Estos modelos no son capaces de estimar el factor de pérdidas en un abanico de frecuencias lo suficientemente amplio. Para lograr flexibilizar estos modelos, existen alternativas que sustituyen el *dashpot* (o amortiguador) por un *spring-pot*, elemento con características entre el amortiguador y el muelle, donde la carga es linealmente proporcional a una derivada fraccional del desplazamiento de orden α entre 0 y 1 [2,3].

Las derivadas fraccionales contemplan la posibilidad de realizar cálculos diferenciales con potencias de números reales en lugar de órdenes naturales como se contempla en el cálculo diferencial clásico. Con ello, un elemento *spring-pot* se caracteriza por tener dos coeficientes, m y α, donde el segundo indica el orden fraccional de la derivada que defina el comportamiento del *spring-pot*.

Estos elementos se aplicaron al modelo de Maxwell-Wiechert de 2 ramas, sustituyendo los amortiguadores por *spring-pots* (ver Figura 2). La finalidad de utilizar este modelo de comportamiento viscoelástico fue la de mostrar su capacidad de estimación de la respuesta en un rango amplio de frecuencias en base a una aproximación de sus coeficientes a partir de un ensayo de relajación realizado en una máquina de tracción. Con ello, se buscaba establecer un método con el que estimar el factor de pérdidas en función de la frecuencia en casquillos silentblock para un amplio rango de frecuencias sin necesidad de realizar ensayos dinámicos en máquinas DMA.

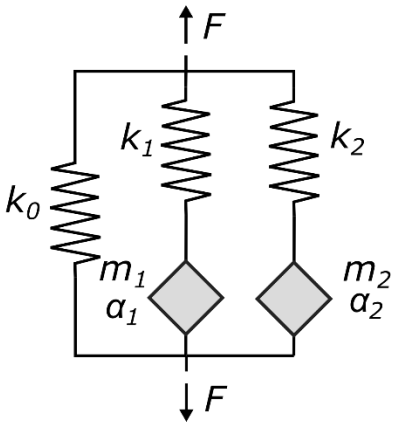


Figura 2. Modelo viscoelástico fraccional de Maxwell-Wiechert de 2 ramas.

2. METODOLOGÍA

La ecuación diferencial del modelo propuesto en la Figura 2 (ver ecuación (1)) se desarrolló en base a las siguientes premisas: (i) las tres ramas del modelo muestran el mismo desplazamiento δ, (ii) la suma de fuerzas de cada rama es la fuerza total F del modelo, (iii) la fuerza con la que responden los muelles es linealmente proporcional (en base a su coeficiente k) a la derivada de orden nulo del desplazamiento del propio muelle, y (iv) la fuerza con la que responden los *spring-pot* es linealmente proporcional (en base a su coeficiente m) a la derivada de orden α del desplazamiento del propio *spring-pot*.

$$\begin{aligned}&\frac{m_1 m_2}{k_1 k_2} D^{\alpha_1+\alpha_2}[F] + \frac{m_1}{k_1} D^{\alpha_1}[F] + \frac{m_2}{k_2} D^{\alpha_2}[F] + F = \\ &\frac{m_1 m_2}{k_1 k_2}(k_0 + k_1 + k_2) D^{\alpha_1+\alpha_2}[\delta] + \frac{m_1}{k_1}(k_0 + \\ &+k_1) D^{\alpha_1}[\delta] + \frac{m_2}{k_2}(k_0 + k_2) D^{\alpha_2}[\delta] + k_0 \delta\end{aligned} \qquad (1)$$

Para la resolución numérica de esta ecuación diferencial se desarrolló un algoritmo en base al método de Grunwald-Letnikov (GL) (ver ecuación (2)) [4].

$$D^{\alpha}[f] = \lim_{N\to\infty} (\Delta t)^{-\alpha} \sum_{j=0}^{N-1} \frac{\Gamma(j-\alpha)}{\Gamma(-\alpha)\Gamma(j+1)} f(t - j\Delta t) \qquad (2)$$

Este algoritmo parte de tener las curvas de desplazamiento $\delta(t)$ y carga $F_{exp}(t)$ de un ensayo experimental de relajación. Para estimar los valores de los siete coeficientes implicados en base a este modelo fraccional, se calculó una estimación de la curva $F_{est}(t)$ en base a la curva experimental $\delta(t)$ utilizando la ecuación diferencial (1) y el método de resolución (2). Tras ello se aplicaba un proceso iterativo de minimización del error cuadrático medio (*ECM*; ver ecuación (3)) de la curva de carga estimada por el modelo y de la curva de carga experimental, con el consiguiente objetivo de encontrar la familia de coeficientes del

modelo viscoelástico que menor error generaran entre las dos curvas, estimada y experimental, de la carga *F(t)*.

$$ECM = \frac{1}{N}\sum_{i=1}^{n}\left(F_{exp} - F_{est}\right)^2 \quad (3)$$

Realizado este paso, con los coeficientes que menor *ECM* generaban se aplicó el modelo viscoelástico con un barrido de funciones armónicas de desplazamiento $\delta(t) = \delta_0 \cdot e^{iwt}$ a distintas frecuencias para determinar el factor de pérdidas en función de la frecuencia, y se compararon con ensayos experimentales para ese mismo rango de frecuencias.

Tras esto se volvió a lanzar el proceso iterativo de minimización del error cuadrático medio de la función carga *F(t)* del ensayo de relajación, pero variando todos los parámetros a excepción de α_1 y α_2, los cuales fueron barridos de forma predeterminada en todo su rango de valores, desde 0 hasta 1, para estudiar los factores de pérdidas que se obtenían para cada familia de α_1 y α_2.

De todas las curvas del factor de pérdidas en función de la frecuencia de señal se descartaron todos aquellos resultados que generaban un error cuadrático medio mayor de 0.05 N^2 o aquellos cuyo factor de pérdidas disminuía con el aumento de la frecuencia, debido a la propiedad inherente del casquillo silentblock a aumentar este factor con el incremento de la frecuencia para el rango de frecuencias de uso de este tipo de elementos.

Los ensayos experimentales se llevaron a cabo sobre un casquillo compuesto por caucho natural y 27 ppc de fibras cortas de carbono (ver Figura 3), con una dureza Shore A de 61 ± 2, y fabricado por la compañía Caucho Metal Productos (CMP). La Figura 4 muestra el utillaje utilizado para la realización del ensayo de relajación. Este utillaje se diseñó para poder analizar un amplio abanico de casquillos silentblocks comerciales propios de los sistemas de suspensión del sector del automóvil, adaptable a distintos diámetros interior y exterior, así como a las anchuras más comunes para este tipo de elementos. Este ensayo se realizó en una máquina de tracción universal KAPPA 050 DS con dos fases de ensayo: (i) fase de desplazamiento controlado a una velocidad de 0.1 mm/min hasta alcanzar una carga de 100 N; y (ii) fase de relajación, en la que se mantenía el desplazamiento alcanzado en la fase (i) y se registraba la variación de la carga durante un periodo de 5 minutos. De este ensayo se obtuvieron las curvas experimentales de desplazamiento $\delta^*(t)$ y carga *F(t)*. A la curva de desplazamiento $\delta^*(t)$ registrada, se le restó la contribución al desplazamiento generado por los distintos componentes de la máquina de tracción, en base a un ensayo de calibración (ver Figura 5) en el que se sustituía el casquillo silentblock por una pieza cilíndrica de acero de altura 10 mm y con diámetro igual a la anchura del casquillo exterior del silentblock. La Figura 6 muestra la disposición de este ensayo de calibración, cuya rigidez, una vez descontada de los ensayos de relajación posteriores, permitía estimar la curva de desplazamiento $\delta(t)$ calibrada.



Figura 3. Casquillo silentblock fabricado por Caucho Metal Productos (CMP) con código de referencia 15961.

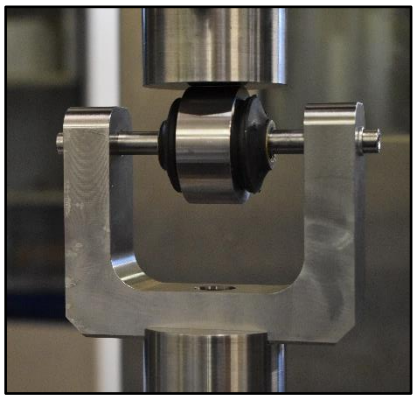


Figura 4. Configuración del ensayo de relajación.

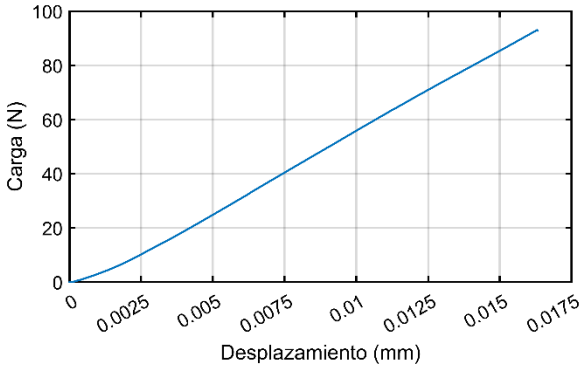


Figura 5. Curva carga-desplazamiento del ensayo de calibración.

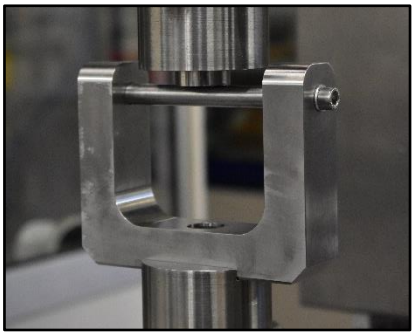


Figura 6. Configuración del ensayo de calibración.

Para poder verificar las estimaciones obtenidas para el factor de pérdidas en función de la frecuencia, los resultados numéricos se compararon con los ensayos dinámicos experimentales llevados a cabo por García-Tárrago *et al.* [5,6] en esta misma referencia de casquillo silentblock de la empresa CMP.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Las Figuras 7 y 8 muestran, respectivamente, la curva de desplazamiento $\delta(t)$ y carga $F(t)$ del ensayo experimental de relajación. Se aplicó el algoritmo de minimización del error cuadrático medio de la estimación de la carga $F(t)$ en base a la curva experimental del desplazamiento $\delta(t)$ aplicando el modelo de Maxwell-Wiechert fraccional de 2 ramas, y tomando los siete coeficientes del modelo como variables independientes a determinar. De ello, se obtuvo la estimación incluida en la Figura 6 y representada por una curva roja punteada, con un nivel de aproximación con respecto a la respuesta experimental muy elevado. La Tabla 1 reúne los coeficientes del modelo viscoelástico estimados con este procedimiento, donde se observó que la tendencia del proceso iterativo llevaba a aproximar el modelo fraccional a unos órdenes de derivada (α's) de los elementos *spring-pot* tendentes a la unidad (comportamiento clásico de amortiguador).

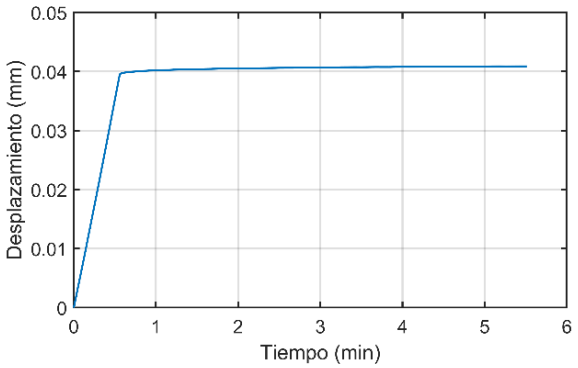


Figura 7. Curva calibrada de desplazamiento del ensayo de relajación.

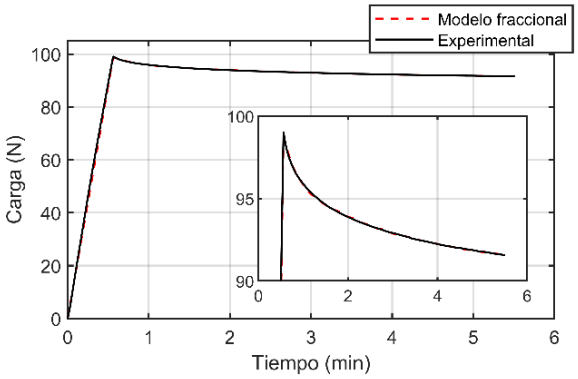


Figura 8. Curva de carga del ensayo de relajación.

Tabla 1. Coeficientes estimados del modelo de Maxwell-Wiechert fraccional de 2 ramas (siete coeficientes a determinar)

k_0 (N/mm)	2229.6	m_2 (N·s$^\alpha$/mm)	393.8
k_1 (N/mm)	283.8	α_1	0.91
k_2 (N/mm)	163.4	α_2	0.96
m_1 (N·s$^\alpha$/mm)	79.6	*ECM* (N^2)	0.002

La Figura 9 muestra el factor de pérdidas obtenido para un desplazamiento armónico y distintas frecuencias de señal con el modelo viscoelástico estimado en el análisis previo y comparado con el resultado experimental publicado por García-Tárrago *et al.* [5,6]. Se observó que el modelo estimado no respondía en frecuencia como reflejaba el estudio experimental.

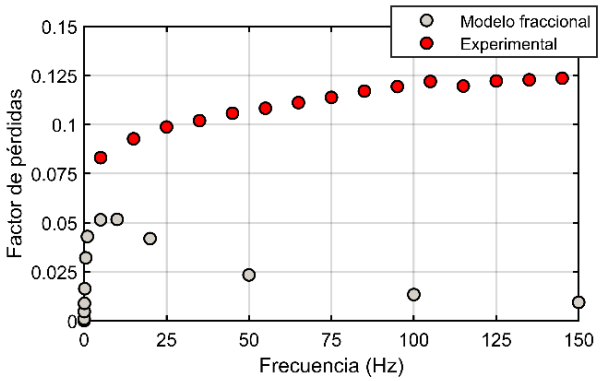


Figura 9. Factor de pérdidas estimado y experimental.

Tras esto, se lanzó de nuevo el algoritmo de minimización del error cuadrático medio entre la carga estimada y la carga experimental, pero barriendo distintas combinaciones forzadas para los órdenes de las derivadas de los *spring-pot* entre 0 y 1. La Figura 10 muestra de nuevo los resultados experimentales comparados con una selección de combinaciones de α_1 y α_2 que ofrecían *ECM*s menores a 0.05 N^2 y un comportamiento del factor de pérdidas creciente con la frecuencia. Las curvas representan estimaciones donde la tonalidad indica el nivel del *ECM*, con 0.003 N^2 para el color negro y 0.05 N^2 para el color rojo. De ello se observó que existen aproximaciones con *ECM*s similares al hallado cuando se incluían en el proceso iterativo a todas las variables del modelo (existen múltiples mínimos locales para el *ECM*). Se observó también que, descartando los modelos en los que el factor de pérdidas disminuía con la frecuencia, los casos que minimizaban el *ECM* correspondían con los más cercanos a la respuesta experimental. En concreto, el caso que mejor se adaptaba a dicha respuesta experimental correspondió con el caso que mayor factor de pérdidas mostraba a lo largo de la frecuencia. La Tabla 2 muestra los coeficientes del caso óptimo junto al *ECM* de su aproximación.

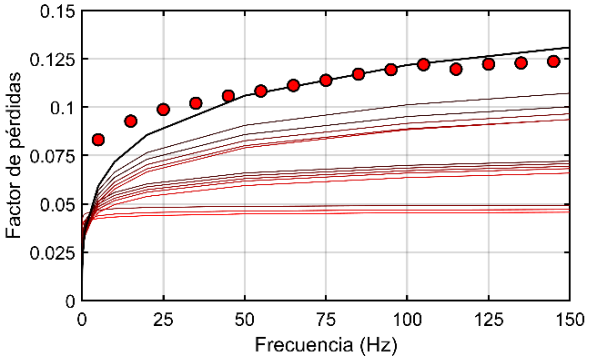


Figura 10. Factor de pérdidas estimado y experimental para distintas combinaciones de órdenes de derivada α en los spring-pot

Tabla 2. Coeficientes estimados del modelo de Maxwell-Wiechert fraccional de 2 ramas (cinco coeficientes a determinar)

k_0 (N/mm)	2176.0	m_2 (N·s$^\alpha$/mm)	0.0048
k_1 (N/mm)	6432.2	α_1	0.35
k_2 (N/mm)	0.0024	α_2	0.95
m_1 (N·s$^\alpha$/mm)	257.0	*ECM* (N^2)	0.006

4. CONCLUSIONES

Este trabajo buscaba prospectar la capacidad de un ensayo de relajación para la estimación del comportamiento en frecuencia de los casquillos silentblock. De los resultados obtenidos pueden concluirse las siguientes cuestiones:

(i) Los modelos viscoelásticos clásicos, como el de Maxwell-Wiechert requieren de un número de ramas muy elevado para poder reflejar de forma correcta el comportamiento de los casquillos silentblock en amplios rangos de frecuencia. Ello deriva en un alto número de coeficientes a determinar.

(ii) El uso de un ensayo de relajación para la estimación de la respuesta viscoelástica en frecuencia de casquillos silentblock requiere un modelo viscoelástico que sea capaz de reflejar el modo de respuesta de estos elementos para los rangos de frecuencia para los que están diseñados. Los modelos clásicos, como el Zener o los de Maxwell-Wiechert generalizados, resuelven bien la respuesta en carga de un ensayo de relajación, pero su posterior respuesta a un desplazamiento armónico para distintas frecuencias, no estiman lo que reflejan los ensayos experimentales.

(iii) El uso de elementos *spring-pot* como sustitutivos de los elementos amortiguador de un modelo de Maxwell-Wiechert de 2 ramas se mostró como un modelo óptimo para resolver el comportamiento en frecuencia de un casquillo silentblock con tan solo la información obtenida de un ensayo de relajación.

(iv) Del análisis realizado se estimó que los órdenes óptimos de las derivadas fraccionales de los elementos *spring-pot* del modelo fueron de α_1 = 0.35 y α_2 = 0.95. Esta combinación de órdenes de derivada no solo ofrecía la mejor aproximación a los experimentos realizados, sino que la mencionada curva del factor de pérdidas correspondía con la que mayor amortiguación era capaz de ofrecer.

Todas estas conclusiones se obtuvieron con el análisis de un único modelo de casquillo silentblock, siendo necesario extender los ensayos experimentales a otros modelos con compuestos elastoméricos diferenciados. Con ello, podría comprobarse si la selección de órdenes de derivada fraccional permanece constante, y si es siempre la curva de mayor factor de pérdidas la que corresponde con la respuesta real del casquillo silentblock.

REFERENCIAS

[1] J. Kemna, J. Edelmann, M. Plöchl, Influences on long-term behaviour of elastomer chassis bushings considering their geometric design and rubber compounds, Polymer Testing 65 (2018) 69-77.

[2] W. Thaijaroen, A.J.L. Harrison, Nonlinear dynamic modelling of rubber isolators using six parameters based on parabolic spring, springpot, and smooth-slip friction element, Polymer Testing 29 (2010) 857-865.

[3] J.M. Pérez-Zerpa, A. Canelas, B. Sensale, D. B. Santana, R.L. Armentano, Modeling the arterial wall mechanics using a novel high-order viscoelastic fractional element, Applied Mathematical Modelling 39 (2015) 4767-4780.

[4] H. Chen, F. Holland, M. Stynes, An analysis of the Grünwald–Letnikov scheme for initial-value problems with weakly singular solutions, Applied Numerical Mathematics 139 (2019) 52-61.

[5] M.J. García-Tárrago, L. Kari, J. Vinolas, N. Gil-Negrete, Frequency and amplitude dependence of the axial and radial stiffness of carbon-black filled rubber bushings, Polymer Testing 26 (2007) 629-638.

[6] M.J. García-Tárrago (2007). Modelling the dynamic stiffness of carbon-black filled rubber bushings including frequency and amplitude dependence [Tesis doctoral, Universidad de Navarra].

CARACTERIZACIÓN POR DFT DEL EFECTO DE LA TENSIÓN SOBRE LA DIFUSIÓN DEL HIDRÓGENO EN HIERRO BCC

G. Alvarez[1], J. Sánchez[2], Á. Ridruejo[1*]

[1] Departamento de Ciencia de Materiales. Escuela Técnica Superior de Ingenieros de Caminos Canales y Puertos. Universidad Politécnica de Madrid. C/ Profesor Aranguren 3, 28040 Madrid-España
[2]Instituto de Ciencias de la Construcción Eduardo Torroja. Consejo Superior de Investigación Científica C/ Serrano Galvache, 4, 28033 Madrid-España
[*] Persona de contacto: alvaro.ridruejo@upm.es

RESUMEN

La fragilización por hidrógeno es uno de los principales mecanismos de degradación ambiental que afectan al acero al carbono. La fragilización por hidrógeno es un fenómeno multiescala gobernado por varios procesos, entre los que juega un papel destacado la difusión del hidrógeno en la red metálica. En la red cúbica centrada en el cuerpo (BCC) del hierro, el hidrógeno asume un carácter intersticial, y su difusión ocurre a través de los huecos tetraédricos y octaédricos. Varias técnicas de simulación, como los modelos de Monte Carlo, han sido propuestas para la reproducción de la difusión del hidrógeno en metales. Sin embargo, todos ellos dependen de parámetros físicos obtenidos mediante otras técnicas. El objetivo principal de este estudio es la caracterización del proceso de difusión del hidrógeno en el hierro BCC mediante técnicas de teoría del funcional de la densidad (DFT). Los métodos basados en DFT permiten el cálculo por primeros principios de las configuraciones atómicas y del campo energético asociado con las distintas disposiciones del hidrógeno en la red. En este trabajo se ha calculado el efecto de diferentes estados tensionales en los distintos parámetros que controlan el proceso de difusión del hidrógeno en hierro BCC.

PALABRAS CLAVE: DFT, BCC-Fe, Hidrógeno, Difusión de hidrógeno, Fragilización por hidrógeno

ABSTRACT

Hydrogen embrittlement is one of the main environmental degradation mechanisms affecting carbon steel. Hydrogen embrittlement is a complex multi-scale phenomenon governed by several different processes. Among the different mechanisms, hydrogen diffusion within the metal lattice is one of the most relevant. In the body-centered cubic (BCC) lattice of pure iron, hydrogen moves as an interstitial atom and the diffusion process occurs through the high symmetry sites (tetrahedral and octahedral). Several simulation techniques such as Monte Carlo models have been proposed to describe hydrogen diffusion on metals. However, all of them rely on the quality of the physical system parameters obtained from other techniques. The main objective of this study is the characterization of the diffusion process of hydrogen in BCC iron by means of density functional theory (DFT). DFT is able to calculate from first principle the atomic configuration and the energy landscape associated with the different hydrogen placements on the lattice. In this work, the effect of different local stress states on the main parameters controlling diffusion of hydrogen in BCC iron have been calculated.

KEYWORDS: DFT, BCC-Fe, Hydrogen, Hydrogen diffusion, Hydrogen embrittlement.

1 INTRODUCCIÓN

La fragilización por hidrógeno (HE, por sus siglas en inglés) es un fenómeno de degradación ambiental que resulta en la reducción de la tenacidad a fractura de un material en presencia de hidrógeno. La fragilización por hidrógeno ha sido estudiada extensamente desde su descripción inicial por Pfeil en 1926 [1]. El estudio de este fenómeno ha dado lugar a una extensa descripción empírica del comportamiento macroscópico, aunque sigue sin existir un consenso global sobre los micromecanismos que regulan este fenómeno. Actualmente hay cinco modelos coexistentes en la literatura: Transformación de fase inducida por hidrógeno (HIPT) [2, 3], decohesión asistida por hidrógeno (HEDE) [4, 5], plasticidad local asistida por hidrógeno (HELP) [6, 7], HEDE mediado por HELP [8, 9] y HELP+HEDE, o modelo sinérgico [10, 11].

Para poder dar una respuesta concluyente a esta cuestión en cualquier material, es necesario comprender el efecto que tienen las condiciones externas e internas tanto

sobre las propiedades concretas del material modificadas en presencia de hidrógeno, y la modificación sufrida, como la configuración final adoptada por el hidrógeno y el proceso de variación del campo de concentración. Estos parámetros son específicos para cada material y red cristalina.

El estudio de la difusión del hidrógeno en metales ha sido abordado mediante diferentes tipos de técnicas por diversos autores. Sin embargo, debido a la naturaleza multifísica y multiescala de este fenómeno, el éxito ha sido bastante limitado, sin haber sido posible cubrir todo el rango de efectos mediante una única técnica. Con objeto de integrar correctamente los efectos de las escalas menores en las técnicas de modelización del continuo, en los últimos años se ha desarrollado in gran interés en técnicas de dinámica molecular (MD), métodos de Monte Carlo (MC) y técnicas *ab initio.* Las técnicas de MD permiten la simulación de conjuntos del orden del millón de partículas, permitiendo simular entornos complejos aislados y la interacción entre diferentes defectos. Estas técnicas pueden describir eficientemente fenómenos que abarcan amplias escalas espaciales y temporales mientras la concentración de los defectos sea reducida, como es el caso del hidrógeno en la mayoría de los metales. No obstante, la fidelidad de las simulaciones depende en gran medida de la calidad de los potenciales utilizados, los cuales se formulan para reproducir fenómenos específicos, en ocasiones con limitado valor cuando se extienden a otras propiedades. Por ello, una simulación exitosa requiere de una buena caracterización previa de los diversos efectos individuales con técnicas que cubran las escalas inferiores.

Las técnicas *ab initio,* situadas en la menor escala, permiten el cálculo de las interacciones atómicas a partir de primeros principios, evitando cualquier sesgo en el uso de datos de partida. Como principal inconveniente, los cálculos con estas técnicas se encuentran limitados al orden de cientos de átomos, incluso para los equipos más potentes. A pesar de estas limitaciones, el uso en conjunto de varias técnicas permite reducir su impacto. Un ejemplo claro es el uso de técnicas *ab initio* para la caracterización de fenómenos concretos, para alimentar modelos de Monte Carlo o para diseñar potenciales de MD que reproduzcan fielmente los efectos calculados.

El material estructural más relevante que sufre fragilización por hidrógeno es el acero al carbono. El componente principal de esta fase es el hierro BCC (ferrita, α-Fe), siendo este el material base de estudio de este trabajo. Como se ha mencionado antes, en la ferrita el hidrógeno presenta un carácter intersticial. En un estudio previo se caracterizó el campo de potencial químico del hidrógeno en la red del hierro [12], concluyendo que los huecos tetraédricos son mínimos locales, dando lugar a los puntos de estabilidad del hidrógeno en la red. La transición entre los mínimos locales puede tener lugar a través de dos puntos diferentes, los puntos de silla de primer y segundo orden del campo de potencial químico. Los puntos de silla de primer orden permiten el salto de un átomo de hidrógeno situado en un intersticio tetraédrico a otro intersticio tetraédrico vecino de primer grado; mientras que los puntos de silla de segundo orden, que corresponden a los intersticios octaédricos, permiten el salto a los intersticios tetraédricos vecinos de segundo grado.

El objetivo de este trabajo es la caracterización mediante técnicas *ab initio*, específicamente, aquellas basadas en la teoría del funcional de la densidad (DFT), de las barreras de difusión del hidrógeno en la ferrita y determinar el efecto que distintos estados tensionales tienen sobre ellas.

2 METODOLOGÍA

La caracterización se ha llevado a cabo mediante cálculos basados en la teoría del funcional de la densidad (DFT) polarizados en spin [13, 14, 15, 16], utilizando una base de ondas planas siguiendo la aproximación de gradiente generalizado (GGA) mediante la formulación de Perdew-Burke-Ernzerhof (PBE) para la energía de canje y correlación electrónica [17]. Los cálculos han sido realizados con el código de DFT CASTEP [18]. En las simulaciones se ha empleado el uso de pseudopotenciales ultrasuaves con corrección nuclear no lineal [19]. Los siguientes parámetros se han utilizado en todos los cálculos presentados: la minimización electrónica se ha efectuado siguiendo un algoritmo de mezclado de densidad siguiendo el esquema de Pulay con un historial de 30 pasos [20]. En la extensión (*smearing*) de niveles de energía se ha seguido un esquema gaussiano con una anchura de 0.1 eV [21]. La tolerancia de convergencia para la minimización de energía es de 10 μeV/átomo y el corte en energía para el set de funciones de base es de 375eV, aplicando una corrección por set de funciones de base finita basada en tres puntos distanciados en 5 eV. El muestreo de puntos k ha seguido una configuración de Monkhorst-Pack regular de 4x4x4 [22]. La optimización geométrica sigue el método de Broyden-Fletcher-Goldfarb-Shanno (BFGS) con una tolerancia de convergencia en fuerzas atómicas de 10 meV/Å [23].

2.1. Hidrógeno en la red del hierro

La configuración de menor energía para una celda de hierro 3x3x3 sin hidrógeno (Fe_{54}) y con un átomo de hidrógeno ($Fe_{54}H$) han sido calculadas con el hidrógeno presente en los puntos de alta simetría: hueco tetraédrico (T), punto de silla de primer orden (X) y hueco octaédrico (O). Las barreras de difusión a través de los distintos puntos de silla han sido calculadas como la diferencia de energía entre las configuraciones con un átomo de hidrógeno situado en el estado estable (T) y en

el estado activado (A ∈ {O, X}) siguiendo la expresión (1).

$$\Delta E_{T-A} = E_{Fe_{54}H^A} - E_{Fe_{54}H^T} \quad (1)$$

2.2. Efecto de los campos tensionales

El efecto de los campos tensionales ha sido evaluado mediante el cálculo de las configuraciones de mínima energía bajo las restricciones de simetría correspondientes a las configuraciones T, X y O bajo diferentes estados tensionales: Uniaxial, cortante puro e hidrostático. Los estados uniaxiales y de cortante han sido aplicados tanto alineados con el defecto intersticial, o estado paralelo (∥), como en una de las otras direcciones cristalográficas, o estado perpendicular (⊥).

Debido a que las orientaciones de las configuraciones activadas alcanzables desde un intersticio tetraédrico se encuentran orientadas perpendicularmente a la orientación de la configuración tetraédrica de origen, las transiciones ∥→∥ están prohibidas. En este estudio, se han aplicado tensiones de ±200, ±600 y ±1800 MPa.

Las posiciones del hidrógeno y las orientaciones del defecto intersticial en una cara de la celda BCC en las configuraciones T, X y O se muestran en la figura 1.

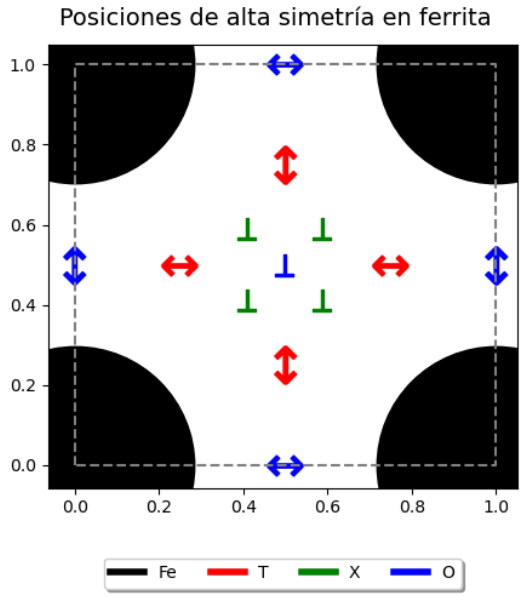


Figura 1. Posiciones del hidrógeno intersticial y orientación del defecto en la red BCC.

3 RESULTADOS

La celda sin hidrógeno (Fe_{54}) ha sido relajada a unos parámetros de celda a=b=c=8.439 Å, α = β = γ = 90º, grupo espacial Im$\bar{3}$m (IT # 229). Tensiones residuales menores a 2MPa y momento magnético por átomo de 2.18μB. Estos valores difieren en menos de un 2% respecto de los valores experimentales de 8.601 Å y 2.22 μB [24].

3.1. Hidrógeno en la red del hierro

Cuando el hidrógeno es incluido en los puntos de alta simetría, en ausencia de tensiones externas, las configuraciones T, X y O, muestran las siguientes propiedades:

T: Parámetros de red: a=b=8.461Å, c=8.448Å y α = β = γ = 90º. Grupo espacial P4$\bar{2}$m2. Tensiones residuales máximas de 4.2MPa.

X: Parámetros de red: a=b=8.432Å, c=8.506Å, α = β = 90º y γ =89.90º. Grupo espacial Amm2. Tensiones residuales máximas de 2.8MPa.

O: Parámetros de red: a=b=8.420Å, c=8.530Å y α = β = γ = 90º. Grupo espacial P4/mmm. Tensiones residuales máximas de 4.3MPa.

La introducción de un átomo intersticial de hidrógeno en la red del hierro rompe la simetría cúbica original (Im$\bar{3}$m) en grupos con simetría menor. En todos ellos, dos direcciones tienen las mismas propiedades, mientras que la tercera dirección paralela a las aristas de la celda muestra propiedades diferentes. A esta dirección se la denomina en este trabajo como dirección del defecto intersticial.

El análisis de Mulliken de las estructuras muestra una acumulación de carga negativa en el hidrógeno con valor de -0.32±0.01e en todas las estructuras, y una ligera acumulación de spin de -0.05±0.01μB independiente de la configuración.
La energía de solución del hidrógeno, previa a la corrección de punto cero de energía, calculada siguiendo la expresión (2), es de 173meV, 263meV y 301meV para las configuraciones T, X y O respectivamente.

$$E_P^{Sol} = E_{Fe_{54}H}^P - E_{Fe_{54}} - \frac{1}{2}E_{H_2} \quad (2)$$

Donde E_{H_2} es la energía de una molécula de hidrógeno en el vacío.

Tras las correcciones de punto cero, la barrera de difusión a través del punto X, $\Delta E_{T\text{-}X}$ es de 56 meV, ligeramente inferior a la barrera a través de la posición O, $\Delta E_{T\text{-}O}$, de 60 meV. Estos resultados, están de acuerdo con los proporcionados por Jiang et al [25], Hayward et al [26] y de Andrés et al [27].

3.2. Efecto de los campos tensionales

Las figuras 2 y 3 muestran los valores de las barreras de difusión $\Delta E_{T\text{-}X}$ y $\Delta E_{T\text{-}O}$ permitidas tras aplicar un estado

de tensión uniaxial, normalizadas respecto a la barrera en ausencia de un campo de tensión externo.

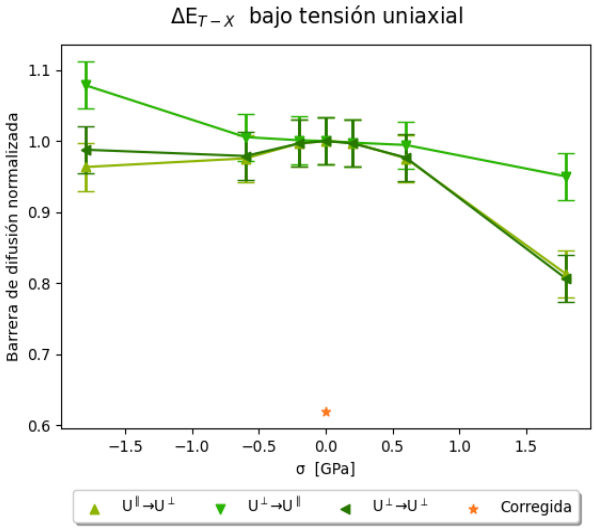


Figura 2. $\Delta E_{T\text{-}O}$ bajo estado de tensión uniaxial.

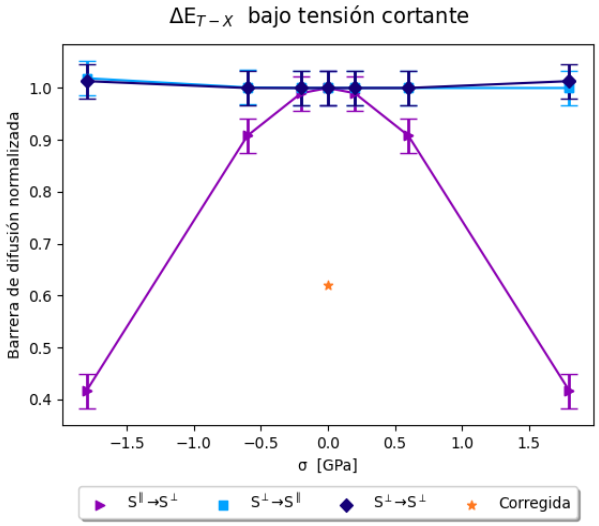


Figura 4. $\Delta E_{T\text{-}X}$ en estado de tensión cortante.

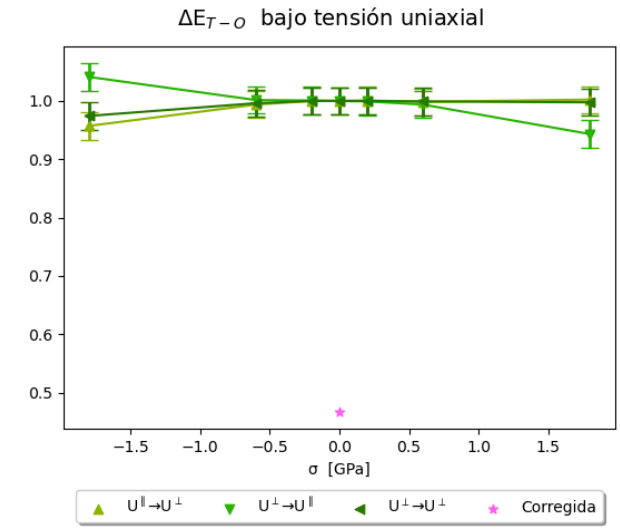


Figura 3. $\Delta E_{T\text{-}O}$ bajo estado de tensión uniaxial.

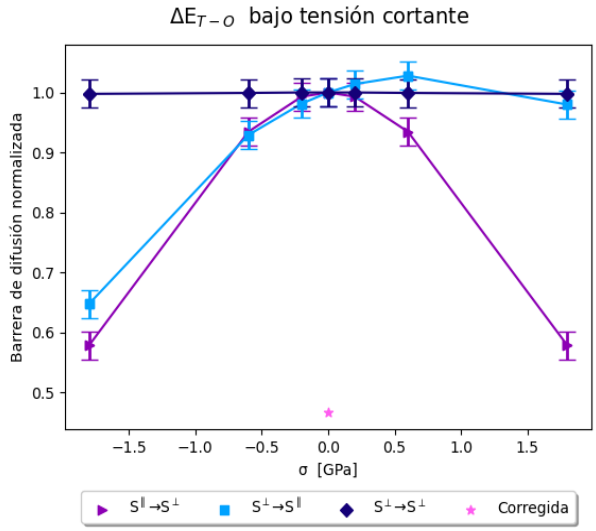


Figura 5 $\Delta E_{T\text{-}O}$ bajo estado de tensión cortante.

Como se puede apreciar en la figura 2, la aplicación de tensiones externas de tracción en el rango estudiado reduce hasta aproximadamente un ≈20% el valor de la barrera a través del punto de silla. Alineadas con la tensión, la aplicación de compresiones locales incrementa hasta en un ≈10% la barrera a través de X orientadas perpendicularmente a la dirección de compresión. El resto de barreras sufren variaciones menores al 5%.

La figura 3 muestra como las barreras a través de los huecos octaédricos sufren variaciones ligeras (<5%) en el rango de estudio. Las barreras hacia estados alineados aumentan ligeramente en compresión y se reducen en tracción mientras que el efecto opuesto se aprecia en las barreras en saltos a estados perpendiculares.

Las figuras 4 y 5 muestran los valores de las barreras de difusión $\Delta E_{T\text{-}X}$ y $\Delta E_{T\text{-}O}$ permitidas tras aplicar un estado de tensión cortante normalizadas respecto a la barrera en ausencia de campos tensionales externos.

Como se puede apreciar en la figura 3 la aplicación de tensiones cortantes reduce significativamente (hasta un 60% en el rango estudiado) las barreras de difusión a través de X cuando la configuración de origen está alineada con la tensión aplicada. Sin embargo, la barrera es prácticamente insensible a cortantes normales a la orientación del hueco tetraédrico de partida.

En la figura 4 se observa que la aplicación de tensiones cortantes reduce significativamente (hasta un 45% en el rango estudiado) las barreras de difusión a través de O cuando la configuración de origen está alineada con la

tensión aplicada. Cuando la orientación de la cortante se encuentra alineada con la configuración activada, el máximo de la barrera se encuentra ligeramente desplazado de la posición en ausencia de tensiones externas con reducciones máximas de hasta el 33% en el rango de estudio. Sin embargo, la barrera es prácticamente insensible a cortantes simultáneamente perpendiculares a las orientaciones de las configuraciones inicial y final.

La figura 5 compara el efecto en las barreras de difusión de aplicar tensiones hidrostáticas. Los valores de las barreras se muestran normalizados respecto a la barrera ΔET-X en ausencia de tensiones externas.

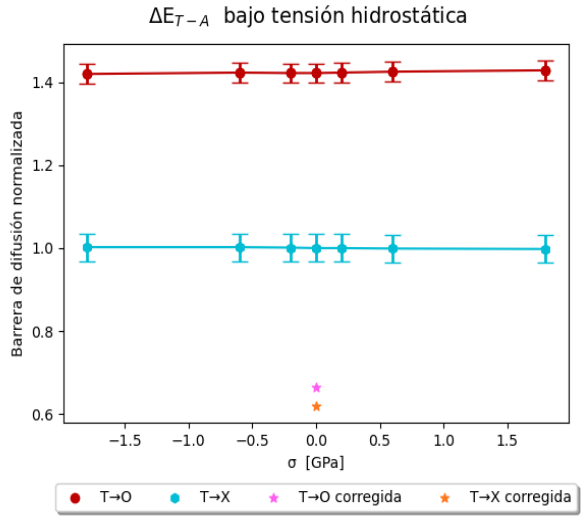


Figura 5. Comparativa de $\Delta E_{T\text{-}X}$ y $\Delta E_{T\text{-}O}$ en estado de tensión hidrostática.

En este caso (Fig. 5), la aplicación de tensiones hidrostáticas no modifica apenas las barreras de difusión. Esto sugiere que solo las componentes desviadoras de la tensión tienen efecto sobre el proceso difusivo.

Es necesario remarcar que las barreras calculadas son previas a la corrección de energía de punto cero. Es de esperar que esta corrección se vea reducida debido a la menor simetría del sistema al aplicar tensión. Por tanto, las barreras efectivas se verán reducidas en menor proporción. A pesar de ello, se constata que la modificación de las barreras difusivas es significativa y depende del signo de las tensiones aplicadas, por lo que la estadística de rutas de difusión del hidrógeno se ve alterada mediante la aplicación de tensión remota.

4 CONCLUSIONES

En este trabajo se evalúan los valores de energía de las barreras de difusión del hidrógeno en la ferrita en ausencia de tensiones externas, y la modificación introducida en las barreras de difusión mediante la aplicación de campos tensionales externos simples en el rango de ±1.8GPa.

En ausencia de tensiones externas, la transición entre posiciones estables del hidrógeno ocurre mediante dos vías, los puntos de silla de primer y segundo grado, con barreras semejantes tras considerar correcciones de energía de punto cero (56 y 60 meV respectivamente).

Tras la aplicación de distintos estados tensionales externos, se pueden apreciar las siguientes observaciones: las tensiones hidrostáticas no afectan significativamente las barreras de difusión. Las tensiones desviadoras producen modificaciones sensibles de los valores de las barreras previas a la corrección de punto cero, con reducciones de hasta el 60% e incrementos de hasta el 10% en los rangos y estados estudiados. Sin embargo, esta modificación no es uniforme, lo que implica una modificación en los ratios entre los diferentes caminos de difusión.

En conclusión, una simulación realista del proceso difusivo del hidrógeno en ferrita requiere el ajuste de las barreras de difusión en función de los campos tensionales locales.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al Ministerio de Ciencia e Innovación la ayuda financiera recibida mediante el Proyecto PID2019-106759GB-I00 (Plan Estatal de I+D+i).

En particular, G. Álvarez agradece la ayuda doctoral FPU concedida por el Ministerio de Universidades (Ref: FPU20/05495).

REFERENCIAS

[1] L. B. Pfeil, “The effect of occluded hydrogen on the tensile strength of iron,” Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Containing Papers of a Mathematical and Physical Character, vol. 112, pp. 182–195, aug 1926.

[2] A. T. Motta and L. Q. Chen, “Hydride formation in zirconium alloys,” Jom, vol. 64, no. 12, pp. 1403–1408, 2012.

[3] M. C. Billone, T. A. Burtseva, and R. E. Einziger, “Ductile-to-brittle transition temperature for high-burnup cladding alloys exposed to simulated drying-storage conditions,” Journal of Nuclear Materials, vol. 433, no. 1-3, pp. 431–448, 2013.

[4] C. A. Zapffe and C. Sims, “Hydrogen embrittlement, internal stress and defects in steels,” Metals Technology, vol. 145, pp. 1–37, 1941.

[5] A. R. Troiano, “The Role of Hydrogen and Other Interstitials in the Mechanical Behavior of

Metals: Metallography, Microstruc-ture, and Analysis, vol. 5, pp. 557–569, dec 2016.

[6] M. L. Martin, M. Dadfarnia, A. Nagao, S. Wang, and P. Sofronis, "Enumeration of the hydrogen-enhanced localized plasticity mechanism for hydrogen embrittlement in structural materials," Acta Materialia, vol. 165, pp. 734–750, feb 2019.

[7] S. Lynch, "Discussion of some recent literature on hydrogen-embrittlement mechanisms: Addressing common misunderstandings," Corrosion Reviews, vol. 37, pp. 377–395, oct 2019.

[8] S. Wang, M. L. Martin, P. Sofronis, S. Ohnuki, N. Hashimoto, and I. M. Robertson, "Hydrogen-induced intergranular failure of iron," Acta Materialia, vol. 69, pp. 275–282, may 2014.

[9] M. B. Djukic, G. M. Bakic, V. Sijacki Zeravcic, A. Sedmak, and B. Rajicic, "The synergistic action and interplay of hydrogen embrittlement mechanisms in steels and iron: Localized plasticity and decohesion," Engineering Fracture Mechanics, vol. 216, p. 106528, jul 2019.

[10] M. Dadfarnia, P. Novak, D. C. Ahn, J. B. Liu, P. Sofronis, D. D. Johnson, and I. M. Robertson, "Recent advances in the study of structural materials compatibility with hydrogen," Advanced Materials, vol. 22, pp. 1128–1135, mar 2010.

[11] M. B. Djukic, V. Sijacki Zeravcic, G. M. Bakic, A. Sedmak, and B. Rajicic, "Hydrogen damage of steels: A case study and hydrogen embrittlement model," Engineering Failure Analysis, vol. 58, pp. 485–498, dec 2015.

[12] G. Álvarez, Á. Ridruejo, J. Sanchez, and J. Segurado and "Estudio de la difusión de hidrógeno en ferrita mediante un modelo de tipo Monte Carlo cinético" Revista española de Mecánica de la Fractura, vol1 pp 45-50, Jun 2021.

[13] P. Hohenberg and W. Kohn, "Inhomogeneous electron gas," Phys. Rev., vol. 136, pp. B864–B871, 1964.

[14] W. Kohn and L. J. Sham, "Self-consistent equations including exchange and correlation effects," Phys. Rev., vol. 140, pp. A1133–A1138, 1965.

[15] R. P. Feynman, "Forces in molecules," Phys. Rev., vol. 56, pp. 340–343, Aug 1939.

[16] V. H. Hans, "Einführung in die quantenchemie.," Zeitschrift für Elektrochemie und angewandte physikalische Chemie, vol. 44, no. 4, pp. 284–284, 1937.

[17] M. Ernzerhof and J. P. Perdew, "Generalized gradient approximation to the angle- and system-averaged exchange hole," The Journal of Chemical Physics, vol. 109, p. 3313, nov 1998.

[18] S. J. Clark, M. D. Segall, C. J. Pickard, P. J. Hasnip, M. I. Probert, K. Refson, and M. C. Payne, "First principles methods using CASTEP," Zeitschrift fur Kristallographie, vol. 220, pp. 567–570, may 2005.

[19] . G. Louie, S. Froyen, and M. L. Cohen, "Nonlinear ionic pseudopotentials in spin-density-functional calculations," Phys. Rev. B, vol. 26, pp. 1738–1742, Aug 1982.

[20] T. Rohwedder, R. Schneider, T. Rohwedder, R. Schneider, S. Ma, and R. Schneider, "An analysis for the DIIS acceleration method used in quantum chemistry calculations," J Math Chem, vol. 49, pp. 1889–1914, 2011.

[21] N. D. Mermin, "Thermal properties of the inhomogeneous electron gas," Phys. Rev., vol. 137, pp. A1441–A1443, Mar 1965.

[22] H. J. Monkhorst and J. D. Pack, "Special points for Brillouin-zone integrations," Phys.Rev. B, vol. 13, pp. 5188–5192, 1976.

[23] B. G. Pfrommer, M. Côté, S. G. Louie, and M. L. Cohen, "Relaxation of crystals with the quasi-newton method," Journal of Computational Physics, vol. 131, no. 1, pp. 233–240, 1997.

[24] D. R. Lide, "CRC Handbook of Chemistry and Physics," CRC Handbook of Chemistry and Physics, jun 2014.

[25] D. E. Jiang and E. A. Carter, "Diffusion of interstitial hydrogen into and through bcc Fe from first principles," Physical Review B - Condensed Matter and Materials Physics, vol. 70, p. 064102, aug 2004.

[26] E. Hayward and C. C. Fu, "Interplay between hydrogen and vacancies in α-Fe," Physical Review B - Condensed Matter and Materials Physics, vol. 87, p. 174103, may 2013.

[27] P. L. de Andres, J. Sanchez, and A. Ridruejo, "Hydrogen in α-iron: role of phonons in the diffusion of interstitials at high temperature," Scientific Reports, vol. 9, no. 1, pp. 1–9, 2019.

DURABILIDAD DE LAS ESTRUCTURAS DE HORMIGÓN ARMADO: COMPORTAMIENTO MECÁNICO DE ARMADURAS ACTIVAS O PASIVAS CORROÍDAS.

J. Sánchez[1*], N. Rebolledo[1], J. Torres[1], S. Chinchón[1]

[1] IETcc-CSIC. Grupo de Investigación de Corrosión de Armaduras y Seguridad Estructural
c/ Serrano Galvache, 4. 28033 Madrid. España
[*] Persona de contacto: javier.sanchez@csic.es

RESUMEN

La durabilidad de las estructuras de hormigón armado puede reducirse debido, principalmente, a la corrosión de las armaduras, y una de las principales consecuencias es la disminución de la capacidad resistente de las mismas. Para evaluar la seguridad de las estructuras existentes es necesario incorporar modelos que permitan estimar la resistencia tanto de las armaduras como de tendones de pretensado. En esta publicación se muestran los resultados obtenidos en ambos tipos de elementos, obteniéndose una correlación entre la resistencia y el grado de corrosión. De esta forma se puede obtener un diagrama de fallo para el caso de defectos producidos por corrosión.

PALABRAS CLAVE: corrosión; hormigón; armadura; pretensado.

ABSTRACT

The durability of reinforced concrete structures can be reduced mainly due to corrosion of the reinforcements, and one of the main consequences is a reduction in the ultimate strength of the same. In order to assess the safety of existing structures, it is necessary to develop models that allow estimating the strength of both reinforcements and prestressing tendons. This paper shows the results obtained for both types of elements, obtaining a correlation between the strength and the degree of corrosion. In this way, a failure diagram can be obtained for the case of defects due to corrosion.

KEYWORDS: corrosion; concrete; rebars; prestressed structure

1. INTRODUCCIÓN

La corrosión de las armaduras es la principal causa de la degradación de las estructuras de hormigón armado, reduciendo de esta forma la vida útil de las mismas [1–3]. Este fenómeno es más preocupante en ambientes agresivos donde es necesario emplear materiales más resistentes u otros métodos de protección [4,5].

A su vez, la corrosión está principalmente provocada por la carbonatación o la entrada de cloruros. La carbonatación se produce por la combinación del CO_2 del ambiente con la portlandita del hormigón en presencia de agua [6–8], lo que produce una disminución del pH del hormigón y, por lo tanto, facilita la corrosión de las armaduras [9].

En el caso los cloruros, éstos están presentes principalmente en ambientes marinos o por la aplicación de sales de deshielo [10,11]. Los cloruros difunden desde la superficie de la estructura hasta alcanzar la armadura. Cuando la cantidad de cloruros en la superficie de la armadura es suficiente como para provocar la corrosión se dice que se ha alcanzado la concentración crítica.

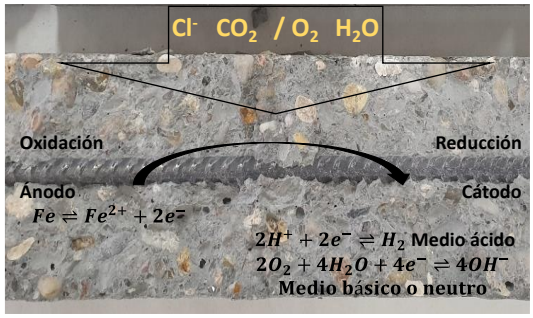


Figura 1. Entrada de agentes agresivos a través del recubrimiento del hormigón que provocan la corrosión de las armaduras.

Existe cierta discusión científica sobre el límite de cloruros que provocan la corrosión de las armaduras de acero al carbono puesto que son muchos los factores que afectan a este límite [12–15]. El Código Estructural en España fija este límite de cloruros en el 0.6% respecto al peso de cemento. En el caso de armaduras de acero inoxidable, la concentración crítica que produce la iniciación de la corrosión depende de la calidad de acero empleado [4].

Tabla 1. Límite de cloruros en función de la calidad de acero [4].

	Calidad de acero					
Probabilidad	**2001**	**AISI 304L**	**2304**	**AISI 316L**	**2205**	**Acero al carbono**
50%	0.67	1.63	1.36	3.66	9.5	0.6
10%	0.37	0.77	0.55	2.13	3.17	0.45

Las principales consecuencias de la corrosión son: i) la fisuración del recubrimiento de hormigón o incluso la pérdida del mismo debido a que el óxido generado por la corrosión es de mayor volumen que el acero de partida [16–21]; ii) la pérdida de adherencia provocada por el efecto conjunto de la fisuración del hormigón y la generación de óxido en la interface entre el acero y el hormigón [22–24]; iii) la pérdida de resistencia mecánica de las armaduras por la pérdida de sección provocada por la corrosión [23,25–29]; y iv) la fragilización de las armaduras bien por la generación de fisuras por corrosión bajo tensión o por efecto del hidrógeno [30–42].



Figura 2. Fisuración del recubrimiento del hormigón producido por la corrosión de la armadura.



Figura 3. Consecuencias de la corrosión de las armaduras.

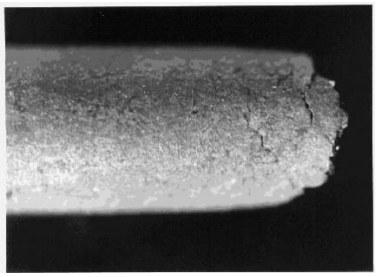


Figura 4. Fragilización de las armaduras.

2. EVALUACIÓN DE LA CORROSIÓN EN LAS ESTRUCTURAS DE HORMIGÓN ARMADO. PARÁMETROS ELECTROQUÍMICOS RELACIONADOS CON LA CORROSIÓN

2.1. Potencial de corrosión

Al valor de potencial en un sistema que se está corroyendo naturalmente, sin flujo de corriente externa, se le denomina potencial de corrosión E_{corr}. Este método se basa en la medición de la diferencia de potencial eléctrico entre el acero de las armaduras y un electrodo de referencia, el cual se sitúa en la superficie del hormigón. Los valores proporcionados son meramente cualitativos puesto que no se cuantifica la cantidad de metal que se corroe por unidad de área. No se puede establecer una relación constante entre E_{corr} y la cinética del proceso. La interpretación de las medidas de potencial de corrosión se suele hacer calificando el riesgo según el criterio establecido en la Norma ASTM C-876.

Tabla 2. Criterio de probabilidad de corrosión en función del valor de potencial de corrosión.

Potencial (mV)	**Nivel de corrosión**	**SCE**	**Ag/AgCl**
Pasividad	10%	> -200	> -157
Estado intermedio	50%	-200 a -350	-157 a -307
Riesgo alto	90%	< -350	< -307

2.2. Resistividad eléctrica

La resistividad eléctrica del hormigón es un parámetro efectivo para evaluar el riesgo de corrosión de la armadura. Revela información acerca del grado de humectación en el hormigón, por lo tanto, es un buen indicador complementario para deducir áreas con riesgo de corrosión. Las armaduras alcanzan el estado activo cuando la resistividad es inferior a 10 kΩ·cm y el estado pasivo cuando la resistividad es superior a 30 kΩ·cm. Junto con los mapas de potencial, las medidas de resistividad eléctrica son muy utilizados en labores de inspección de estructuras para determinar la gravedad de los daños producidos por corrosión [43–45]. Una baja resistividad se relaciona con una alta intensidad de corrosión. Sin embargo, en la velocidad de corrosión intervienen más factores además de la resistividad, por lo que no es considerado como un factor determinante para prevenir daños potenciales en las estructuras. Los valores de resistividad del hormigón son útiles en la determinación del grado de humedad, el cual está estrechamente relacionado con la velocidad de corrosión como se muestra en la siguiente tabla. Esta determinación es muy útil cuando el acero se encuentra en estado activo [1], pero puede llevar a error cuando se encuentra en estado pasivo. Si el contenido de humedad es muy bajo, la resistividad es muy elevada y el proceso de corrosión se encuentra impedido. De esta forma, a pesar de que el hormigón se encuentre carbonatado o a pesar de la presencia de cloruros, la corrosión será muy baja.

Tabla 3. Riesgo de iniciación de la corrosión en función de la resistividad del hormigón [1].

ρ (kΩ·cm)	Posibilidad de corrosión
> 500	Baja
500-100	Baja, moderada
100-20	Alta
< 20	Muy alta



Figura 5. Representación gráfica del potencial de corrosión (izquierda) y resistividad (derecha) en ortomosaico [1].

2.3. Intensidad de corrosión

La corrosión de un metal en un medio acuoso, como lo es la oxidación de una armadura embebida en el hormigón, es un proceso que engloba dos semirreaciones de oxidación-reducción. La intensidad del proceso anódico es igual a la del proceso catódico y son identificadas como la intensidad de corriente del proceso I_{corr}, que es la magnitud eléctrica utilizada como medida de la velocidad de corrosión, y se puede cuantificar con medidas in-situ [46]. Existen varios métodos para la medida de la intensidad de corrosión in situ a partir de técnicas electroquímicas no destructivas. Todos ellos se basan en la aplicación de un pulso, ya sea galvanostático o potenciostático, desde un contra-electrodo externo con la posterior medida de la alteración producida en el acero tras un tiempo de ensayo determinado. Dado que la intensidad de corrosión debe estar siempre referida al área total de armadura que queda afectada por la señal electroquímica aplicada, es preciso que el método de medida determine esta superficie. La interpretación de las medidas de intensidad de corrosión se realiza en base la norma UNE 112072 y que se resume en la siguiente tabla.

Tabla 4. Clasificación en niveles para la intensidad de corrosión.

Intensidad o velocidad de corrosión (µA/cm^2)	Pérdida de sección (mm/año)	Nivel de corrosión
< 0.1	< 0.001	Despreciable
0.1 a 0.5	0.001 – 0.005	Baja
0.5 a 1	0.005 – 0.01	Moderada
> 1	> 0.01	Alta

3. MONITORIZACIÓN DE LA CORROSIÓN

Adicionalmente a las inspecciones puntuales, se puede realizar una monitorización continua de los parámetros relacionados con la durabilidad en estructuras de hormigón armado y comprobar así su evolución con el tiempo. Existen antecedentes de aplicación en estructuras singulares, como el repositorio de residuos radiactivos de media y baja actividad en el Cabril [47,48]. En la siguiente figura se muestra un ejemplo de seguimiento de la velocidad de corrosión en continuo en una viga de 5 m de longitud contaminada con cloruros. Como se puede observar, la velocidad de corrosión varía en el tiempo en función del ambiente en el que se encuentra.

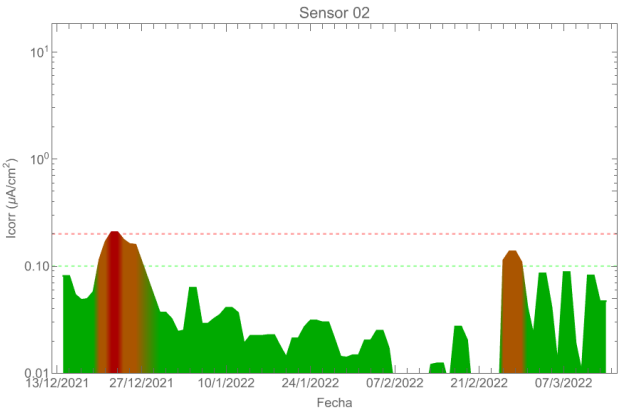


Figura 6. Monitorización de la velocidad de corrosión.

4. COMPORTAMIENTO FRÁGIL DE LAS ARMADURAS CORROIDAS

El comportamiento mecánico de las armaduras depende de la morfología de los defectos generados por la corrosión. Dado que la misma pérdida de peso puede dar lugar a diferentes comportamientos mecánicos, es necesario caracterizar la geometría de los propios defectos para poder estimar su comportamiento mecánico [26–28,49].

Existe dos tipos de comportamiento frágil: i) El comportamiento frágil a escala macroscópica, como consecuencia de la concentración de tensiones producida por la aparición de defectos como picaduras o fisuras. ii) El comportamiento frágil a escala microscópica, en muchos casos relacionado con la fragilización por hidrógeno, que produce una disminución de las propiedades mecánicas a través de la disminución de la tenacidad de fractura, y la aparición de facetas de clivaje en la superficie de fractura [31,34,35,39,50,51].

Por último, desde el punto de vista experimental es fundamental reproducir las condiciones de la corrosión natural en los ensayos acelerados. En función del medio y la intensidad de corrosión se puede llegar a una

morfología de ataque por corrosión u otra. En la siguiente figura se comparan los valores teóricos obtenidos con los dados por en la literatura por diversos autores [52–54]. Los datos experimentales se ajustan entre el comportamiento de corrosión localizada (línea negra continua) y el comportamiento por corrosión con picaduras (líneas azules).

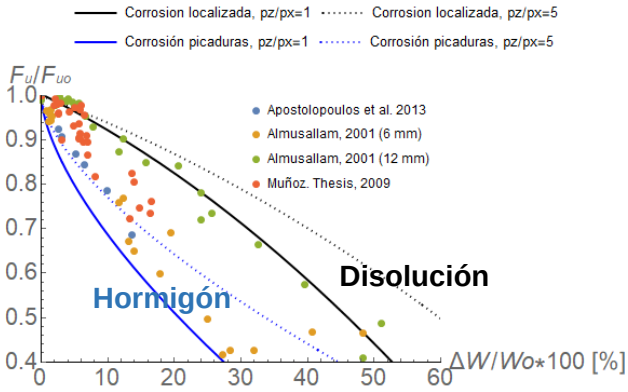


Figura 7. Comparación entre valores experimentales y teóricos.

5. CONCLUSIONES

La durabilidad de las estructuras de hormigón armado se puede reducir de forma drástica por la corrosión de las armaduras. En este trabajo se muestra la metodología que se ha de seguir para evaluar la durabilidad mediante inspecciones puntuales o mediante la monitorización de las estructuras para su seguimiento en tiempo real. Por último, se ha mostrado la relación de la corrosión con el comportamiento mecánico de las armaduras.

REFERENCIAS

[1] J.E. Torres Martín, N. Rebolledo Ramos, S. Chinchón-Payá, I. Helices Arcila, A. Silva Toledo, J. Sánchez Montero, M. Llorente Sanjuán, S. Agulló Soto, F. Otero García, L. de Haan, Durability of a reinforced concrete structure exposed to marine environment at the Málaga dock, Case Stud. Constr. Mater. 17 (2022) e01582. https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.cscm.2022.e01582.

[2] K. Tuutti, Service life of structures with regard to corrosion of embedded steel, J. Am. Concr. Inst. 77 (1980) 380–381.

[3] K. Li, D. Zhang, Q. Li, Z. Fan, Durability for concrete structures in marine environments of HZM project: Design, assessment and beyond, Cem. Concr. Res. 115 (2019) 545–558. https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2018.08.006.

[4] A. Pachón-Montaño, J. Sánchez-Montero, C. Andrade, J. Fullea, E. Moreno, V. Matres, Threshold concentration of chlorides in concrete for stainless steel reinforcement: Classic austenitic and new duplex stainless steel, Constr. Build. Mater. 186 (2018) 495–502. https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2018.07.081.

[5] P. Pedeferri, Cathodic protection and cathodic prevention, Constr. Build. Mater. 10 (1996) 391–402. https://doi.org/http://dx.doi.org/10.1016/0950-0618(95)00017-8.

[6] U. Angst, F. Moro, M. Geiker, S. Kessler, H. Beushausen, C. Andrade, J. Lahdensivu, A. Köliö, K. Imamoto, S. von Greve-Dierfeld, M. Serdar, Corrosion of steel in carbonated concrete: mechanisms, practical experience, and research priorities – a critical review by RILEM TC 281-CCC, RILEM Tech. Lett. 5 (2020) 85–100. https://doi.org/10.21809/rilemtechlett.2020.127.

[7] H. Vanoutrive, P. Van den Heede, N. Alderete, C. Andrade, T. Bansal, A. Camões, Ö. Cizer, N. De Belie, V. Ducman, M. Etxeberria, L. Frederickx, C. Grengg, I. Ignjatović, T.-C. Ling, Z. Liu, I. Garcia-Lodeiro, B. Lothenbach, C. Medina Martinez, J. Sanchez-Montero, K. Olonade, A. Palomo, Q.T. Phung, N. Rebolledo, M. Sakoparnig, K. Sideris, C. Thiel, T. Visalakshi, A. Vollpracht, S. von Greve-Dierfeld, J. Wei, B. Wu, M. Zając, Z. Zhao, E. Gruyaert, Report of RILEM TC 281-CCC: outcomes of a round robin on the resistance to accelerated carbonation of Portland, Portland-fly ash and blast-furnace blended cements, Mater. Struct. 55 (2022) 99. https://doi.org/10.1617/s11527-022-01927-7.

[8] I. Galan, J. Sanchez, C. Andrade, A. Evans, Carbonation profiles in cement paste analyzed by neutron diffraction, J. Phys. Conf. Ser. 340 (2012). https://doi.org/10.1088/1742-6596/340/1/012108.

[9] M. Pourbaix, Thermodynamics and corrosion, Corros. Sci. 30 (1990) 963–988. https://doi.org/10.1016/0010-938x(90)90205-j.

[10] G. Markeset, Critical chloride content and its influence on service life predictions, Mater. Corros. 60 (2009) 593–596. https://doi.org/10.1002/maco.200905288.

[11] S. Chinchón-Payá, J.E. Torres Martín, N. Rebolledo Ramos, J. Sánchez Montero, Use of a Handheld X-ray Fluorescence Analyser to Quantify Chloride Ions In Situ: A Case Study of Structural Repair, Mater. . 14 (2021). https://doi.org/10.3390/ma14030571.

[12] Y. Cao, C. Gehlen, U. Angst, L. Wang, Z. Wang, Y. Yao, Critical chloride content in reinforced concrete — An updated review considering Chinese experience, Cem. Concr. Res. 117 (2019) 58–68. https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2018.11.020.

[13] U. Angst, B. Elsener, C.K. Larsen, Ø. Vennesland, Critical chloride content in reinforced concrete — A review, Cem. Concr. Res. 39 (2009) 1122–1138. https://doi.org/http://dx.doi.org/10.1016/j.cemconres.2009.08.006.

[14] C. Boschmann Käthler, B. Elsener, U. Angst, Critical chloride content in concrete: realistic determination and influence of air voids, ETH Zurich, 2021.
[15] C. Chalhoub, R. François, M. Carcasses, Critical chloride threshold values as a function of cement type and steel surface condition, Cem. Concr. Res. 134 (2020) 106086. https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.cemconres.2020.106086.
[16] B. Sanz, J. Planas, J.M. Sancho, An experimental and numerical study of the pattern of cracking of concrete due to steel reinforcement corrosion, Eng. Fract. Mech. 114 (2013) 26–41. https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2013.10.013.
[17] A.M. Fathy, B. Sanz, J.M. Sancho, J. Planas, Determination of the bilinear stress-crack opening curve for normal- and high-strength concrete, Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct. 31 (2008) 539–548. https://doi.org/10.1111/j.1460-2695.2008.01239.x.
[18] A. Munoz, C. Andrade, A. Torres, Corrosion products pressure needed to crack the concrete cover, Adv. Constr. Mater. 2007. (2007) 359–370.
[19] E. Chen, C.K.Y. Leung, Finite element modeling of concrete cover cracking due to non-uniform steel corrosion, Eng. Fract. Mech. 134 (2015) 61–78. https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2014.12.011.
[20] C. Andrade, C. Alonso, F.J. Molina, Cover cracking as a function of bar corrosion .1. Experimental test, Mater. Struct. 26 (1993) 453–464.
[21] F.J. Molina, C. Alonso, C. Andrade, Cover cracking as a function of rebar corrosion .2. Numerical-model, Mater. Struct. 26 (1993) 532–548.
[22] D.T. Schmuhl, S. Loos, J. Hur, A. Shafieezadeh, Time-dependent probabilistic capacity degradation assessment of prestressed concrete piles in marine environment, Struct. Infrastruct. Eng. (2018) 1–14. https://doi.org/10.1080/15732479.2018.1442483.
[23] B. Belletti, F. Vecchi, C. Bandini, C. Andrade, J.S. Montero, Numerical evaluation of the corrosion effects in prestressed concrete beams without shear reinforcement, Struct. Concr. n/a (n.d.). https://doi.org/10.1002/suco.201900283.
[24] X. Zhang, L. Wang, J. Zhang, Y. Ma, Y. Liu, Flexural behavior of bonded post-tensioned concrete beams under strand corrosion, Nucl. Eng. Des. 313 (2017) 414–424. https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.nucengdes.2017.01.004.
[25] M. Iordachescu, A. Valiente, M. De Abreu, A. Aznar, Failure cause of bridge tie-down cables after 30 years of service, Procedia Struct. Integr. 28 (2020) 39–44. https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.prostr.2020.10.006.
[26] F. Vecchi, L. Franceschini, F. Tondolo, B. Belletti, J. Sánchez Montero, P. Minetola, Corrosion morphology of prestressing steel strands in naturally corroded PC beams, Constr. Build. Mater. 296 (2021). https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2021.123720.
[27] L. Franceschini, B. Belletti, F. Tondolo, J. Sanchez Montero, A simplified stress–strain relationship for the mechanical behavior of corroded prestressing strands: The SCPS-model, Struct. Concr. n/a (2022). https://doi.org/https://doi.org/10.1002/suco.202200170.
[28] L. Franceschini, B. Belletti, F. Tondolo, J. Sanchez, Study on the Probability Distribution of Pitting for Naturally Corroded Prestressing Strands Accounting for Surface Defects, Buildings. 12 (2022). https://doi.org/10.3390/buildings12101732.
[29] L. Franceschini, F. Vecchi, F. Tondolo, B. Belletti, J. Sánchez Montero, Mechanical behaviour of corroded strands under chloride attack: A new constitutive law, Constr. Build. Mater. 316 (2022) 125872. https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2021.125872.
[30] M. Elices, A. Valiente, L. Caballero, M. Iordachescu, J. Fullea, J. Sánchez-Montero, V. López-Serrano, Failure analysis of prestressed anchor bars, Eng. Fail. Anal. 24 (2012) 57–66. https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2012.03.007.
[31] J. Sanchez, J. Fullea, C. Andrade, Corrosion-induced brittle failure in reinforcing steel, Theor. Appl. Fract. Mech. 92 (2017) 229–232. https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.tafmec.2017.08.006.
[32] J. Sanchez, J. Fullea, C. Andrade, P.L. De Andres, Hydrogen in α -iron: Stress and diffusion, Phys. Rev. B - Condens. Matter Mater. Phys. 78 (2008). https://doi.org/10.1103/PhysRevB.78.014113.
[33] P.K. Kristensen, C.F. Niordson, E. Martínez-Pañeda, Applications of phase field fracture in modelling hydrogen assisted failures, Theor. Appl. Fract. Mech. 110 (2020) 102837. https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.tafmec.2020.102837.
[34] S. Serebrinsky, E.A. Carter, M. Ortiz, A quantum-mechanically informed continuum model of hydrogen embrittlement, J. Mech. Phys. Solids. 52 (2004) 2403–2430. http://www.sciencedirect.com/science/article/B6TXB-4C56M63-1/2/1f3b8589ef660f7e858de44322d88461.
[35] J. Sanchez, J. Fullea, C. Andrade, C. Alonso, Stress corrosion cracking mechanism of prestressing steels in bicarbonate solutions, Corros. Sci. 49 (2007) 4069–4080. https://doi.org/10.1016/j.corsci.2007.05.025.
[36] J. Sanchez, J. Fullea, C. Andrade, Fracture toughness variation induced by stress corrosion

cracking of prestressing steels, Mater. Corros. 59 (2008) 139–143. https://doi.org/10.1002/maco.200804171.
[37] J. Sánchez, J. Fullea, C. Andrade, Fracture toughness variation of prestressing steels by bicarbonate solutions, in: Brittle Matrix Compos. 8, BMC 2006, 2006: pp. 123–129.
[38] J. Sanchez, J. Fullea, C. Andrade, Fracto-surface mobility mechanism in high-strength steel wires, Eng. Fract. Mech. 186 (2017) 410–422. https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2017.11.003.
[39] J. Sánchez, Á. Ridruejo, E. Muñoz, C. Andrade, J. Fullea, P. de Andres, Cálculo de la velocidad de propagación de la fisura debido a fragilización por hidrógeno, Hormig. y Acero. 67 (2016) 325–332. https://doi.org/http://dx.doi.org/10.1016/j.hya.2016.01.002.
[40] J. Sanchez, S.F. Lee, M.A. Martin-Rengel, J. Fullea, C. Andrade, J. Ruiz-Hervías, Measurement of hydrogen and embrittlement of high strength steels, Eng. Fail. Anal. 59 (2016) 467–477. https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2015.11.001.
[41] A. Castedo, J. Sanchez, J. Fullea, M.C. Andrade, P.L. De Andres, Ab initio study of the cubic-to-hexagonal phase transition promoted by interstitial hydrogen in iron, Phys. Rev. B - Condens. Matter Mater. Phys. 84 (2011). https://doi.org/10.1103/PhysRevB.84.094101.
[42] J. Sanchez, J. Fullea, M.C. Andrade, P.L. De Andres, Ab initio molecular dynamics simulation of hydrogen diffusion in α -iron, Phys. Rev. B - Condens. Matter Mater. Phys. 81 (2010). https://doi.org/10.1103/PhysRevB.81.132102.
[43] A.J. Garzon, C. Andrade, N. Rebolledo, J. Fullea, J. Sanchez, E. Menéndez, Shape factors of four point resistivity method in presence of rebars, in: Concr. Repair, Rehabil. Retrofit. III - Proc. 3rd Int. Conf. Concr. Repair, Rehabil. Retrofit. ICCRRR 2012, 2012: pp. 695–700.
[44] A.J. Garzon, J. Sanchez, C. Andrade, N. Rebolledo, E. Menéndez, J. Fullea, Modification of four point method to measure the concrete electrical resistivity in presence of reinforcing bars, Cem. Concr. Compos. 53 (2014) 249–257. https://doi.org/10.1016/j.cemconcomp.2014.07.013.
[45] J. Sanchez, C. Andrade, J. Torres, N. Rebolledo, J. Fullea, Determination of reinforced concrete durability with on-site resistivity measurements, Mater. Struct. 50 (2017). https://doi.org/10.1617/s11527-016-0884-7.
[46] C. Andrade, J. Sanchez, J. Fullea, N. Rebolledo, F. Tavares, On-site corrosion rate measurements: 3D simulation and representative values, Mater. Corros. 63 (2012) 1154–1164. https://doi.org/10.1002/maco.201206775.
[47] C. Andrade, S. Briz, J. Sanchez, P. Zuloaga, M. Navarro, M. Ordoñez, Evolution of corrosion parameters in a buried pilot nuclear waste container in el Cabril, in: Mater. Res. Soc. Symp. Proc., 2014: pp. 215–224. https://doi.org/10.1557/opl.2014.648.
[48] N. Rebolledo, J. Torres, S. Chinchón-Payá, J. Sánchez, S. de Gregorio, M. Ordoñez, I. López, Monitoring in a reinforced concrete structure for storing low and intermediate level radioactive waste. Lessons learnt after 25 years, Nucl. Eng. Technol. (2022). https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.net.2022.12.004.
[49] L. Franceschini, F. Vecchi, F. Tondolo, B. Belletti, J.S. Montero, P. Minetola, Variability in Section Loss and Maximum Pit Depth of Corroded Prestressing Wires BT - Proceedings of the 1st Conference of the European Association on Quality Control of Bridges and Structures, in: C. Pellegrino, F. Faleschini, M.A. Zanini, J.C. Matos, J.R. Casas, A. Strauss (Eds.), Springer International Publishing, Cham, 2022: pp. 491–498.
[50] M. Isfandbod, E. Martínez-Pañeda, A mechanism-based multi-trap phase field model for hydrogen assisted fracture, Int. J. Plast. 144 (2021) 103044. https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2021.103044.
[51] P.L. de Andres, J. Sanchez, A. Ridruejo, Hydrogen in α-iron: role of phonons in the diffusion of interstitials at high temperature, Sci. Rep. 9 (2019) 12127. https://doi.org/10.1038/s41598-019-48490-w.
[52] A.A. Almusallam, Effect of degree of corrosion on the properties of reinforcing steel bars, Constr. Build. Mater. 15 (2001) 361–368. https://doi.org/Doi: 10.1016/s0950-0618(01)00009-5.
[53] C.A. Apostolopoulos, S. Demis, V.G. Papadakis, Chloride-induced corrosion of steel reinforcement – Mechanical performance and pit depth analysis, Constr. Build. Mater. 38 (2013) 139–146. https://doi.org/http://dx.doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2012.07.087.
[54] A. Muñoz Noval, Comportamiento de vigas hiperestáticas de hormigón armado corroídas y reparados con mortero. Pérdida de propiedades del acero de refuerzo, y fisuración del recubrimiento de hormigón por corrosión., Universidad Politécnica de Madrid, 2009.

INFLUENCIA DE LA VELOCIDAD DE GIRO EN EL COMPORTAMIENTO VIBRATORIO DE UNA VIGA ROTATORIA DAÑADA DE MATERIAL COMPUESTO

P. Rubio[1]*, I. Ivañez[2], V. Ivaylov[3], B. Muñoz-Abella[4], L. Rubio[5]

Universidad Carlos III de Madrid. Avda Universidad 30, 28911, Leganés, Madrid, España

[1]Grupo SiOMec, Dpto. de Ing. Mecánica
[2]Grupo MMA, Dpto. Departamento de Mecánica de Medios Continuos y Teoría de Estructuras
[3]Grupo SiOMec, Dpto. de Ing. Mecánica
[4]Grupo SiOMec, Dpto. de Ing. Mecánica
[5]Grupo SiOMec, Dpto. de Ing. Mecánica

* Persona de contacto: prubio@ing.uc3m.es

RESUMEN

En este estudio se ha analizado el comportamiento vibratorio de vigas dañadas fabricadas de material compuesto representativas de palas de aerogeneradores formadas por estructuras sándwich en función de la velocidad de giro. La mayoría de las palas de aerogeneradores se fabrican con materiales compuestos que combinan pieles de laminados de fibra de vidrio y núcleos de espuma polimérica. No obstante, dado el incremento del tamaño de los aerogeneradores se hace necesaria la búsqueda de materiales más ligeros y resistentes para las palas, que permitan reducir su peso y el coste de todo el conjunto. Con este propósito, en este trabajo se ha utilizado un material compuesto que combina pieles de polímeros reforzados con fibra de carbono y núcleo de nido de abeja. Para analizar el comportamiento de la viga, se ha desarrollado un modelo numérico 3D dinámico de una viga de material compuesto, mediante el Método de los Elementos Finitos (MEF) y se han obtenido las frecuencias naturales en función de la velocidad de giro. Como señal de salida del modelo numérico se ha elegido la aceleración de un punto de la sección situado en el extremo de la viga y se ha procesado la señal para obtener las frecuencias. El estudio realizado ha permitido analizar la influencia del daño en la respuesta vibratoria de vigas sándwich representativas de palas de aerogeneradores formadas por estructuras sándwich con pieles de polímeros reforzados con fibra de carbono y núcleo de nido de abeja.

PALABRAS CLAVE: Modelo numérico, vigas rotatorias dañadas, frecuencias naturales, material compuesto.

ABSTRACT

In this study, the vibration behavior of damaged composite beams representative of wind turbine blades consisting of sandwich structures has been analyzed as a function of rotational speed. Most wind turbine blades are made of composite materials combining fiberglass laminate skins and polymer foam cores. However, given the increase in the size of wind turbines, it is necessary to use lighter and stronger materials for the blades, in order to reduce their weight and the cost of the whole assembly. For this purpose, a composite material with carbon fiber reinforced polymer skins and honeycomb core has been used in this work. To analyze the behavior of the beam, a dynamic 3D numerical model of a composite beam has been developed using the Finite Element Method (FEM) and the natural frequencies have been obtained as a function of the rotational speed. As output signal of the numerical model, the acceleration of a point of the section located at the end of the beam has been chosen and the signal has been processed to obtain the frequencies. The study carried out has made it possible to analyze the influence of damage on the vibration response of sandwich beams representative of wind turbine blades formed by sandwich structures with carbon fiber reinforced polymer skins and honeycomb core.

KEYWORDS: Numerical model, damaged rotating beams, natural frequencies, composite material.

1. INTRODUCCIÓN

Las energías renovables son fuentes de energía limpias e inagotables que se diferencian de los combustibles fósiles, aparte de en su diversidad y abundancia, en que no producen gases de efecto invernadero ni emisiones contaminantes, por lo que no afectan al cambio climático. De entre las energías renovables disponibles destaca la energía eólica que en los últimos años ha adquirido un valor de gran importancia. La energía eólica, transforma en electricidad la fuerza de un recurso inagotable como el viento. El aprovechamiento del viento requiere de la instalación de parques eólicos, ya sea en tierra o en alta mar, formados por aerogeneradores. Uno de los elementos más importantes de los aerogeneradores son las palas. Estas, suelen estar fabricadas con materiales compuestos que combinan pieles de laminados de fibra de vidrio (GFRP) y núcleos de espuma polimérica (foam). No obstante, dado el incremento del tamaño de los aerogeneradores se hace necesaria la búsqueda de

materiales más ligeros y resistentes para las palas, que permitan reducir su peso y el coste de todo el conjunto. Para las pieles, como alternativa a los GFRPs, está siendo analizado el uso de materiales compuestos de fibra de carbono (CFRP) debido a su bajo peso y a sus buenas propiedades mecánicas [1]. En lo que respecta al núcleo, los núcleos de nido de abeja (honeycomb) están compuestos de una serie de celdas unitarias unidas de manera similar a cómo lo estaría el panal de una colmena de forma que se minimiza la cantidad de material para alcanzar el peso mínimo y ofrecen una excelente resistencia [2].

Además, las palas de los aerogeneradores son componentes mecánicos que pueden modelarse como vigas rotatorias. El comportamiento dinámico de vigas rotatorias de materiales tradicionales, como el acero, ha sido estudiado por algunos autores [3-4]. Sin embargo, no está tan extendido el estudio del comportamiento vibratorio de vigas rotatorias de material compuesto [5-6]. De hecho, no se ha encontrado en la literatura, en conocimiento de los autores, ningún artículo sobre el estudio del comportamiento vibratorio de vigas rotatorias del material compuesto de este trabajo que combina pieles de CFRPs y núcleo honeycomb.

Durante su vida en servicio, las palas de un aerogenerador pueden resultar dañadas. Debido a defectos de fabricación o a las condiciones de trabajo, junto con los ambientes agresivos en los que operan, en las palas pueden aparecer defectos que afecten gravemente a su integridad estructural. Es bastante evidente que para vigas rotatorias dañadas las propiedades dinámicas como la frecuencia y los modos de vibración cambian [7]. Por lo tanto, con el fin de reparar o sustituir el elemento antes de que se produzca el fallo irreversible, es muy importante disponer de técnicas que permitan la detección del defecto. Sin embargo, el número de trabajos sobre el comportamiento de palas rotatorias de material compuesto dañadas es reducido [8].

En este trabajo se ha analizado el comportamiento vibratorio de una viga rotatoria dañada de material compuesto con pieles de polímeros reforzados con fibra de carbono y núcleo de nido de abeja. Para ello se ha desarrollado un modelo numérico 3D dinámico mediante un código comercial de elementos finitos y se han obtenido las frecuencias naturales en función de la velocidad de giro. Se ha elegido la aceleración de un punto de la sección situado en el extremo de la viga como señal de salida del modelo numérico. Finalmente, se ha procesado la señal para obtener las frecuencias de la viga dañada y sin dañar.

2. MODELO NUMÉRICO

Se ha desarrollado un modelo numérico 3D dinámico de una viga sándwich dañada mediante el código comercial de elementos finitos ABAQUS Implicit dynamics. La viga gira con velocidad angular constante Ω alrededor del eje de revolución Y con sentido antihorario y presenta un agujero pasante en el núcleo a una distancia L_a del extremo de la misma (ver Figura 1). En la Tabla 1 se pueden ver las dimensiones de la viga y en la Figura 2 la geometría del agujero.

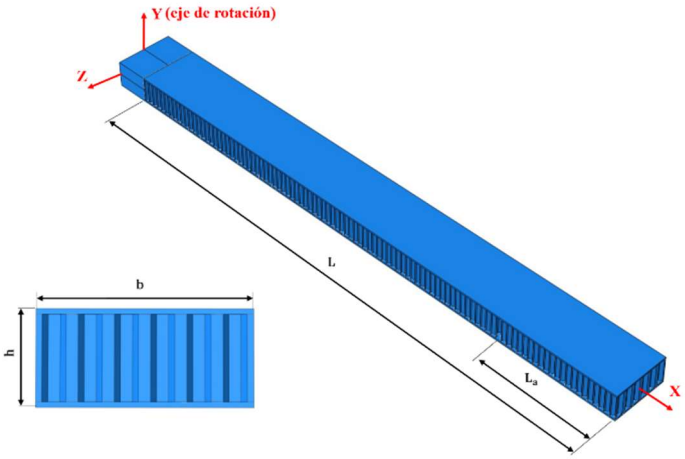


Figura 1. Modelo de la viga sándwich.

Tabla 1. Dimensiones de la viga sándwich.

L (mm)	L_a (mm)	b (mm)	h (mm)
480	103.2	50	22.5

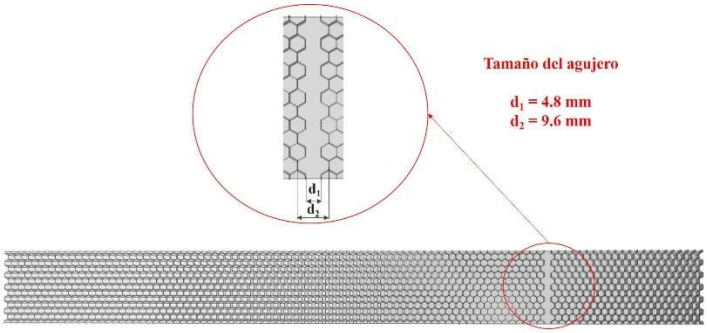


Figura 2. Geometría del agujero.

El modelo está formado por diferentes sólidos, de distintos tamaños y propiedades (ver Figura 3):

- La parte rígida de longitud 30 mm con propiedades de sólido rígido que simula un eje físico de rotación.
- La viga sándwich con propiedades de sólido deformable que a su vez está formada por diferentes partes: las pieles y el núcleo (ver Figura 3). Para unir las pieles al núcleo se utilizaron interacciones "Tie", según la nomenclatura de Abaqus, que imposibilitan el desplazamiento relativo.

Tal y como se puede ver en la Figura 4 para unir la parte rígida y la viga sándwich también se ha utilizado una interacción "Tie".

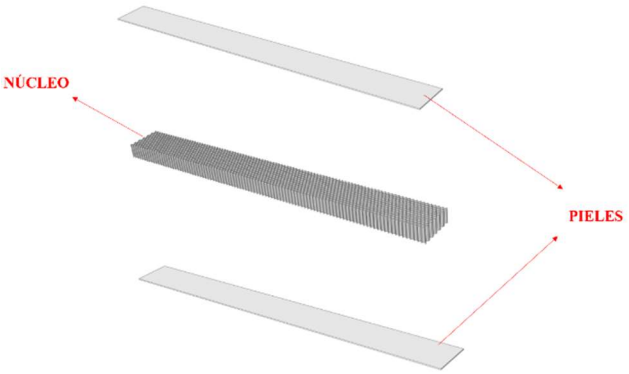


Figura 3. Diferentes partes de la viga sándwich sin dañar.

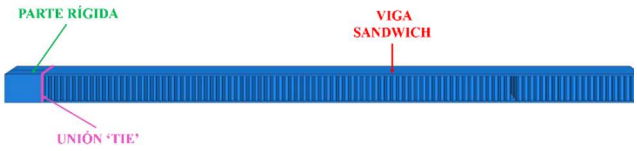


Figura 4. Diferentes sólidos del modelo numérico.

Respecto al material, la viga está fabricada en material compuesto que combina pieles de laminados de fibra de carbono (CFRP) y núcleo de nido de abeja (honeycomb) de Nomex®. Las pieles son laminados de fibra de carbono en matriz epoxy, IM7/MTM-45-1, compuestos por 16 láminas cuya secuencia de apilamiento es $[0/+45/90/-45]_{2S}$. En la Tabla 1 se muestran las principales propiedades elásticas de la lámina.

Tabla 2. Propiedades elásticas de la lámina IM7/MTM-45-1 [9].

Densidad	1600kg/m^3
Módulo de Young E_1	173 GPa
Módulo de Young E_2= E_3	73,6 GPa
Coeficiente de Poisson ν_{12}	0.32
Coeficiente de Poisson ν_{13}= ν_{23}	0.5
Módulo de cortadura en el plano G_{12}	3,89 GPa
Módulo de cortadura fuera del plano G_{13}	3,89 GPa
Módulo de cortadura fuera del plano G_{23}	2,94 GPa

El núcleo de nido de abeja (honeycomb) está compuesto por celdas huecas y hexagonales, y está fabricado con Nomex®, con una densidad nominal de 48 kg/mm3 [10]. En la Tabla 3 se muestran las propiedades del Nomex®.

Tabla 3. Propiedades del Nomex®.

Densidad	1500 kg/m^3
Módulo de Young E_1	3,95 GPa
Módulo de Young E_2	5,05 GPa
Coeficiente de Poisson ν_{12}	0.2
Módulo de cortadura G_{12}	1,6 GPa
Módulo de cortadura G_{13}	1,6 GPa
Módulo de cortadura G_{23}	1,6 GPa

El modelo se encuentra empotrado en uno de sus extremos, que coincide con el eje de rotación y libre en el otro extremo. La velocidad rotación se ha modelado como un campo predefinido constante de velocidad angular sobre toda viga sándwich. Se han tenido en cuenta 8 velocidades angulares Ω = 30, 40, 50, 60, 70, 80, 90 y 100 rad/s. Se han tenido en cuenta velocidades que se encuentran tanto dentro como fuera del rango de las velocidades angulares a las que giran las palas de los aerogeneradores debido a que se ha intentado abarcar un gran número de casos. En cada velocidad angular, para alcanzar la convergencia de los resultados, ha sido necesario completar 7 rotaciones de la viga y se ha obtenido un dato cada 100 μs.

Se han utilizado elementos "Continuum Shell" de la librería de Abaqus para las pieles y se ha definido el comportamiento del material compuesto utilizando el criterio de daño de Hashin implementado en el propio código de elementos finitos, que considera tanto el fallo de las fibras como de la matriz. Para el núcleo de honeycomb de Nomex® se han utilizado elementos tipo "Shell" de la librería de Abaqus y se ha realizado un modelo tridimensional con celdas hexagonales, con altura 20 mm. En concreto, se han utilizado los siguientes elementos:

- Elementos rígidos triangulares lineales de 3 nodos para la parte rígida (R3D3 según la nomenclatura de ABAQUS).
- Elementos hexaédricos de 8 nodos, de integración reducida y control de hourglass para las pieles (SC8R según la nomenclatura de ABAQUS).
- Elementos triangulares lineales de 3 nodos para el núcleo (S3 según la nomenclatura de ABAQUS).

La malla de la viga consta aproximadamente de 80000 elementos y 160000 nodos (ver Figura 5). Con el objeto de determinar el mallado óptimo se ha realizado un análisis de sensibilidad hasta observar una convergencia de los resultados.

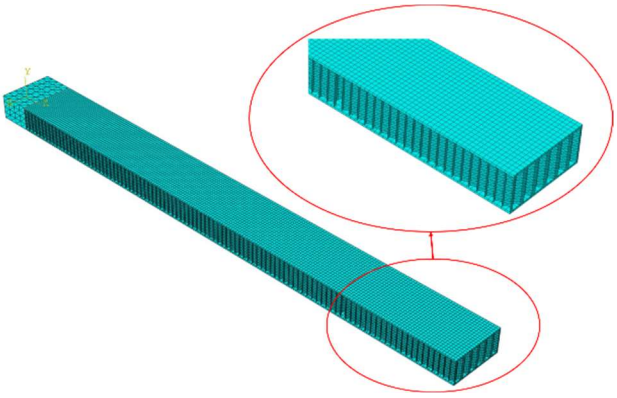


Figura 5. Malla de la viga.

3. VALIDACIÓN DEL MODELO NUMÉRICO

La validación del modelo propuesto se ha realizado comparando los resultados obtenidos con los obtenidos de forma experimental y con los disponibles en la literatura para una viga de las mismas dimensiones fabricada con un material convencional.

3.1. Comparación con resultados experimentales

En primer lugar, se compararon los resultados de la primera frecuencia natural para una viga sin dañar con los obtenidos de forma experimental. Para ello, se utilizó el banco de ensayos que se muestra en la Figura 6 que incluye un motor que hace rotar la viga a distintas velocidades de giro. Se han tomado datos de las aceleraciones en el extremo de la viga mientras se produce el giro de las mismas utilizando sensores inalámbricos que se comunican vía Bluetooth con un dispositivo Android.



Figura 6. Banco de ensayos.

La comparación se ha realizado para la velocidad angular Ω = 20 rad/s. No se ha podido realizar la comparación para otras velocidades angulares debido a que con el banco de ensayos no se pueden alcanzar velocidades superiores y tampoco se han podido obtener resultados numéricos para velocidades inferiores dado que el tiempo de simulación era muy elevado. En la Tabla 3 se pueden ver la comparación de los resultados obtenidos. La comparación es únicamente para la primera frecuencia natural porque de forma experimental solo se ha podido obtener esta frecuencia. Se puede ver como los resultados son muy similares con un error relativo del 3.52%.

Tabla 4. Primera frecuencia natural obtenida numérica y experimentalmente

$\omega_{1\ num}$ (Hz)	$\omega_{1\ exp}$ (Hz)	Error (%)
94.6	91.2	3.52

3.1. Comparación con resultados de la literatura

En segundo lugar, se compararon los resultados del modelo numérico con los de Lee et al. [10]. Dado que no se se han encontrado en la literatura resultados de las vigas sándwich a estudio, se compararon los resultados numéricos obtenidos con el modelo propuesto fabricado con un material convencional como es el acero con resultados de la literatura [10], obteniendo excelentes resultados en la comparación. En concreto se han comparado los valores de las 2 primeras frecuencias naturales para las distintas velocidades de giro. En Tabla 5 se pueden ver esta comparación junto con el error relativo. Se observa que el máximo error relativo es del 2.21%.

Tabla 5. Comparación de las dos primeras frecuencias naturales para una viga de acero sin dañar

Ω (rad/s)	ω_n	Lee et al. [10] (Hz)	MEF (Hz)	Error (%)
100	1ª	83.50	84.23	0.87
	2ª	513.00	504.15	1.73
90	1ª	83.10	84.23	1.36
	2ª	512.70	504.15	1.67
80	1ª	82.80	83.01	0.25
	2ª	512.40	502.97	1.84
70	1ª	82.50	83.01	0.62
	2ª	512.20	502.97	1.80
60	1ª	82.30	81.79	0.62
	2ª	511.90	501.71	1.99
50	1ª	82.10	81.79	0.38
	2ª	511.80	501.71	1.97
40	1ª	82.10	81.79	0.38
	2ª	511.80	501.10	2.09
30	1ª	82.10	81.79	0.38
	2ª	511.80	500.49	2.21

4. RESULTADOS

Una vez validado el modelo numérico, se han obtenido las cuatro primeras frecuencias naturales para todos los casos considerados. Para ello, se ha tomado como señal de salida del modelo numérico la aceleración en la dirección Y de un punto del extremo libre de la viga y se ha procesado la señal mediante la Transformada Rápida de Fourier (FFT). Para asegurarnos que no tenemos componentes de alta frecuencia en nuestra señal de la etapa transitoria de las primeras rotaciones de la viga se ha acondicionado la señal mediante la ventana *kaiser* [11], con un factor de forma β= 10, que reduce el efecto *leakage* y atenúa lateralmente la señal.

En la Figura 7 se ha representado la amplitud en función de la frecuencia para las cuatro primeras frecuencias naturales para la viga dañada y sin dañar para las distintas velocidades de giro. Adicionalmente, como ejemplo, en la Tabla 6 se muestran los valores de la segunda y la tercera frecuencia natural de la viga dañada y sin dañar para todas las velocidades de giro.

Tabla 6. Comparación de la segunda y la tercera frecuencia natural para una viga sándwich intacta y con agujero.

Ω	ω_2 intacta	ω_2 agujero	ω_3 intacta	ω_3 agujero
30	299.68	299.07	546.87	544.43
40	299.68	299.07	546.87	543.21
50	300.29	299.07	547.48	541.99
60	300.90	297.85	548.09	541.99
70	300.90	297.85	548.70	540.77
80	301.51	297.85	549.31	541.38
90	301.51	297.24	550.53	540.77
100	302.73	296.63	550.53	540.16

Primeramente, se puede observar cómo, tanto para la viga dañada como para la viga sin daño, a medida que aumenta la velocidad de giro aumenta el valor de la amplitud y de frecuencia natural, lo que es lógico puesto que al aumentar la velocidad de giro aumenta la rigidez de la viga [7]. En la tabla se observa que el valor de algunas frecuencias se repite, esto es debido a la falta de precisión del modelo numérico. Además, se puede ver como la presencia del defecto, hace disminuir la frecuencia natural, lo que también tiene sentido ya en las vigas dañadas produce un aumento de la flexibilidad debido a al agujero [7]. Esta diferencia aumenta a medida que aumenta la velocidad de giro y es más notable a partir de la segunda frecuencia natural.

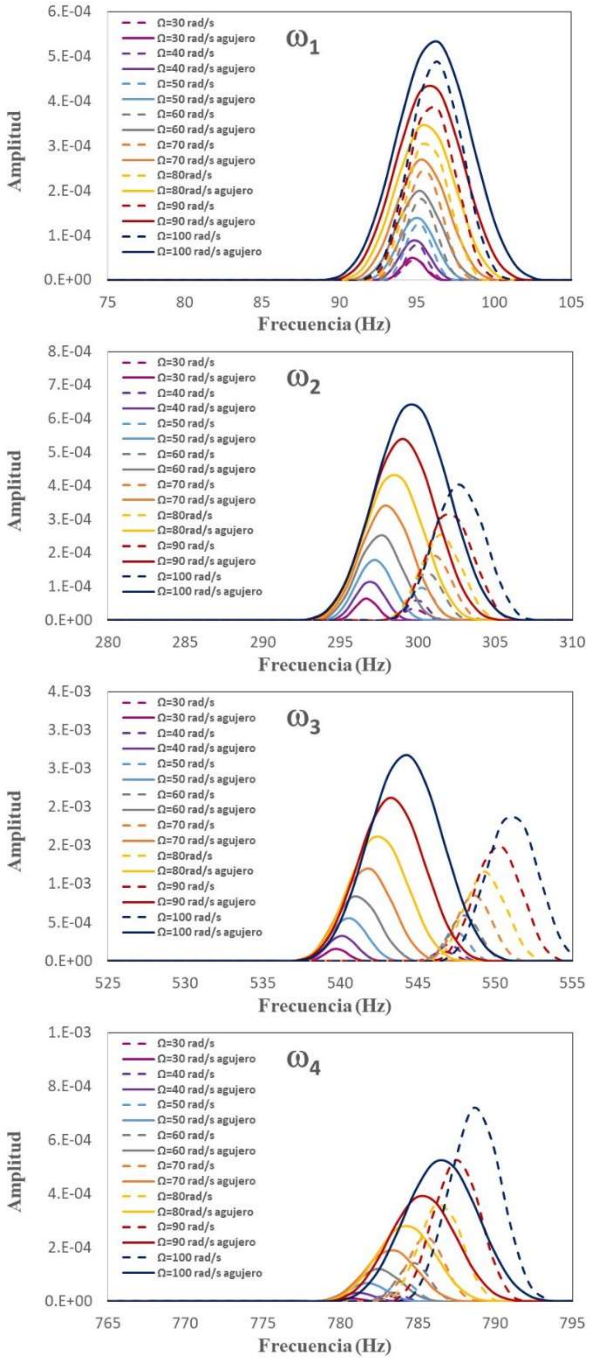


Figura 7. Cuatro primeras frecuencias naturales de la viga intacta y con agujero en función de la velocidad de giro.

5. CONCLUSIONES

En este estudio se ha analizado el comportamiento vibratorio de vigas giratorias dañadas y sin dañar de material compuesto que representan palas de aerogeneradores fabricadas con estructuras sándwich que combinan pieles de CFRPs y núcleo honeycomb en función la velocidad de rotación. Se ha desarrollado un modelo numérico tridimensional dinámico de una viga

sándwich que gira a distintas velocidades de rotación y se han obtenido las frecuencias naturales de la viga con y sin defecto aplicando la FFT a las aceleraciones calculadas por el modelo.

Se puede concluir que las frecuencias naturales aumentan a medida que aumenta la velocidad de giro y que la presencia del defecto hace disminuir el valor de la frecuencia. A medida que aumenta la velocidad de giro aumenta la diferencia entre el valor de la frecuencia de la viga dañada y sin dañar.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al Proyecto financiado por la Comunidad de Madrid (PAMACOM-CM-UC3M) y al Proyecto financiado por la Agencia Estatal de Investigación (PID2019-104799GB-I00/ AEI / 10.13039/501100011033) por los fondos que han permitido la realización de este trabajo.

REFERENCIAS

[1] Marsh, G., Wind turbines. How big can they get? Refocus 6 (2) (2005) 22–28.

[2] E. F. Sezgin, Mechanical Behaviour and Modeling of Honeycomb Cored Laminated Fiber/Polymer Sandwich Struc-tures, Thesis (Master), Izmir Institute of Technology (2008).

[3] V. Giurgiutiu et al., Semi analytic methods for frequencies and mode shapes of rotor blades, Vertica, 1 (1977) 291-306.

[4] R. B. Bhat, Transverse vibrations of a rotating uniform cantilever beam with tip mass as predicted by using beam characteristic orthogonal polynomials in the Rayleigh Ritz methods, Journal of Sound and Vibration 105 (2) (1986) 199-210.

[5] B. P Patel et al., Free Vibrations Analysis of Laminated Composite Rotating Beam using C Shear Flexible Element, Defence Science Journal 49 (1999) 3-8.

[6] O. Ozdemir, O. et al., Energy Derivation and Extension-Flapwise Bending Vibration Analysis of a Rotating Piezo-laminated Composite Timoshenko Beam, Mechanics of Advanced Materials and Structures 21 (2014) 477-489.

[7] B. Valverde-Marcos et al. Influence of the rotation speed on the dynamic behaviour of a cracked rotating beam, Theoretical and applied fracture mechanics 117 (2022) 103209.

[8] S. S Kim et al., Rotating composite beam with a breathing crack, Composite Structures 60 (1) (2003) 83–90.

[9] C. Ridgard, Complex Structures for Manned/ Unmanned Aerial Vehicles. Delivery Order 0019: Low Temp Composite Processing Mechanical Property Data. Air Force Research Laboratory (2008).

[10] J.W. Lee et al., In-plane bending vibration analysis of a rotating beam with multiple edge cracks by using the transfer matrix method. Meccanica (2017) 52, 1143-1157.

[11] M. P. Norton et al., Fundamentals of noise and vibration analysis for engineers. Second edition, Cambridge University Press, Cambridge (UK) (2003) 477-489.

Numerical simulation of the welding process and fracture modelling of welded pipes

L. Castro[1*], Y.Navidtherani[1], C.Betegón[1] ,E.Martínez-Pañeda[2]

[1] SIMUMECAMAT Research Group. Universidad de Oviedo
Edificio Departamental Oeste. 7.1.10. Campus Universitario de Gijón. 33203 Gijón. España
[2] Department of Civil and Environmental Engineering, Imperial College London, London SW7 2AZ, UK.
[1*] Persona de contacto: castrolucas@uniovi.es

ABSTRACT

The application of numerical methods in engineering allows us to carry out what we can consider virtual tests. In this project, the aim is to develop the methodology for predicting fracture in welded joints of metallic elements by means of a digital model that mirrors the real fracture process. The main objective is to develop an integrated programme capable of predicting the fracture conditions of a structural element in which a welding process has been carried out as a function of the conditions of this process and the mechanical and thermal properties of the material. The modelling consisted of applying the finite element method, considering thermal-mechanical coupling, obtaining as outputs of this process the thermal cycle at each point of the structural element and the residual stresses that appear due to the non-homogeneity of the heating induced by the electrode. Subsequently, numerical modelling of the fracture process of the welded joint was developed considering that the structural element analysed is located in an environment with high concentrations of hydrogen, which constitutes an aggressive medium that modifies the fracture behaviour of the material.

KEYWORDS: Residual stress, Phase field, Weld joint, Hydrogen

RESUMEN

La aplicación de los métodos numéricos en ingeniería permite la realización de lo que podemos considerar ensayos virtuales. En este proyecto, se pretende desarrollar la metodología para predecir la fractura en uniones soldadas de elementos metálicos por medio de un modelo digital que sea espejo del proceso de rotura real. El objetivo principal es desarrollar un programa integrado capaz de predecir las condiciones de fractura de un elemento estructural en el que se haya llevado a cabo un proceso de soldadura en función de las condiciones de dicho proceso y de las propiedades mecánicas y térmicas del material. La modelización consistió en la aplicación del método de los elementos finitos, considerando acoplamiento térmico-mecánico, obteniendo como salidas de este proceso el ciclo térmico en cada punto del elemento estructural y las tensiones residuales que aparecen debido a la no homogeneidad del calentamiento inducido por el electrodo. Posteriormente, se realizó la modelización numérica del proceso de fractura de la unión soldada considerando que el elemento estructural analizado se encuentra en un entorno con altas concentraciones de hidrógeno, lo cual constituye un medio agresivo que modifica el comportamiento a fractura del material.

PALABRAS CLAVE: Tensiones residuales, Phase field, Soldadura, Hidrógeno

1. INTRODUCCIÓN

La aplicación de los métodos numéricos en ingeniería permite la realización de lo que podemos considerar ensayos virtuales. Esto es, la simulación numérica con una base física rigurosa de los fenómenos implicados en los procesos de fractura de los materiales y permite determinar la forma y carga de rotura de elementos estructurales sin necesidad de llevar a cabo ensayos reales, con el correspondiente ahorro económico. En este documento, se pretende desarrollar la metodología para predecir la fractura en uniones soldadas de elementos de acero por medio de un modelo digital que sea espejo del proceso de rotura real. Las uniones soldadas y sus correspondientes reparaciones, en caso de ser necesarias, son fundamentales en la fabricación de todo tipo de

estructuras y elementos estructurales. El proceso de soldeo introduce una serie de modificaciones en el comportamiento del material y del elemento estructural que es necesario tener en cuenta a la hora de determinar su resistencia a fractura. Puesto que todos los puntos del elemento sobre el que se lleva a cabo el soldeo no sufren los mismos ciclos térmicos, estas propiedades pasan a ser no homogéneas, variando de un punto a otro. Además, las tensiones residuales producen tracciones previas en determinadas partes del elemento que las hacen más susceptible a la fractura. En este estudio, tal y como se detallará más adelante, se pretende modelizar numéricamente los mencionados procesos para poder determinar las condiciones de rotura de un elemento estructural en el que existe una soldadura en un medio agresivo con altas concentraciones de hidrógeno.

2. SIMULACIÓN NUMÉRICA DEL PROCESO DE SOLDADURA

En el presente trabajo, se ha utilizado el método de los elementos finitos mediante una implementación termo-mecánica para poder simular el proceso de soldadura. Para ello, se ha utilizado un complemento de Abaqus llamado AWI (Abaqus Welding Interface) el cual, proporciona una interfaz gráfica de usuario para configurar la simulación del proceso soldadura desde Abaqus/CAE, es decir, para configurar la generación de las propiedades de transferencia de calor que ocurren en el proceso de soldadura por electrodo.

La geometría del modelo analizado está descrita en la figura 1 y cumple con las especificaciones propuestas para la tubería analizada [1]. El material utilizado es un acero de bajo contenido en carbono SA-516 y sus propiedades han sido obtenidas desde ASME según se describe en [2].

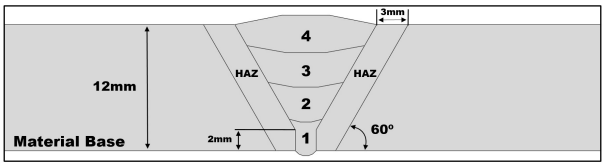


Figura 1. Dimensiones según normativa [1] de la soldadura analizada.

2.1. Modelo térmico.

El primer paso que realiza el modelo es utilizar la interación de Abaqus *MODEL CHANGE* para borrar todos los cordones de la soldadura. A continuación, cada cordón se activa secuencialmente en el modelo siguiendo los siguientes steps: aplicar electrodo, mantener electrodo, pausar electrodo y depositar material y, por último, enfriamiento.

Además, se han tenido en cuenta a lo largo de toda la simulación las pérdidas de calor por convección y radiación. La pérdida de calor por convección (q_c) se implementó dentro del modelo mediante la siguiente expresión:

$$q_c = h(T_s - T_{amb}) \qquad (1)$$

donde h es el coeficiente de transmisión térmica de las superficies en contacto con el aire en nuestro modelo y de valor $25\ W/m^2K$, T_s es la temperatura local de cada nodo de las superficies que sufren convección y T_{amb} la temperatura ambiente ($21°C$). La pérdida de calor por radiación fue implementada según la ley de Stefan-Boltzman:

$$q_r = \varepsilon_0\sigma_0((T_s - 273)^4 - (T_s - 273)^4) \qquad (2)$$

donde ε_0 es la emisidad con valor 0.8 y σ_0 es la constante de constante de Stefan-Boltzmann de valor 5.67×10^{-8} ($\mathrm{W/m^2\ K^4}$) . La malla del modelo térmico de elementos finitos consta de 10960 elementos tipo DC2D4, con 4 puntos de integración, tal y como se puede observar en la figura 2.

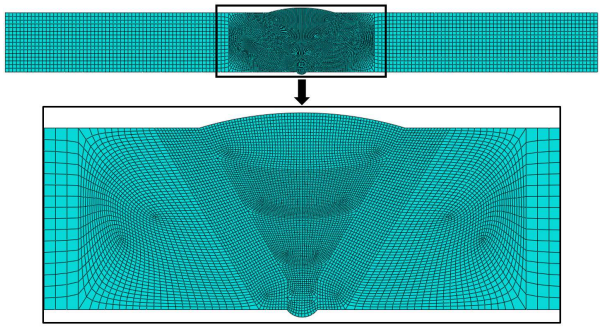


Figura 2. Malla del modelo 2D utilizado para las simulaciones.

2.2. Modelo mecánico

En el modelo mecánico se utilizó una malla equivalente al modelo térmico, pero con diferentes propiedades. Se utilizaron elementos CPE4, con 4 puntos de integración. Para calcular las tensiones, este modelo utiliza el historial térmico de cada elemento del modelo térmico como entrada. Considerando, además, la variación de las propiedades mecánicas con la temperatura tales como el módulo de Young, el límite elástico y el coeficiente de expansión térmica el modelo calcula las tensiones desacoplando el tensor de deformaciones de la siguiente manera:

$$\Delta\boldsymbol{\varepsilon} = \Delta\boldsymbol{\varepsilon}^e + \Delta\boldsymbol{\varepsilon}^p + \Delta\boldsymbol{\varepsilon}^{th} \qquad (3)$$

En el término derecho de la ecuación (3), los componentes son respectivamente el incremento de elástica, el incremento de deformación plástica ,que en nuestro caso sigue una ley de endurecimiento lineal con

un coeficiente de endurecimiento $H_n = 182\ MPa$, y por último, el incremento de deformaciones debido a los gradientes de temperatura que sigue la siguiente expresión:

$$\Delta\boldsymbol{\varepsilon}^{th} = \alpha(T)\Delta T : \boldsymbol{I} \qquad (4)$$

donde $\alpha(T)$ es el coeficiente de expansión térmica y ΔT es la diferencia de temperatura existente entre puntos de integración adyacentes de la malla.

2.3. Resultados.

En la figura 3 se puede observar la distribución de tensiones residuales y deformaciones plásticas al finalizar el proceso de soldadura tras un enfriamiento del modelo hasta la temperatura ambiente de $21°C$.

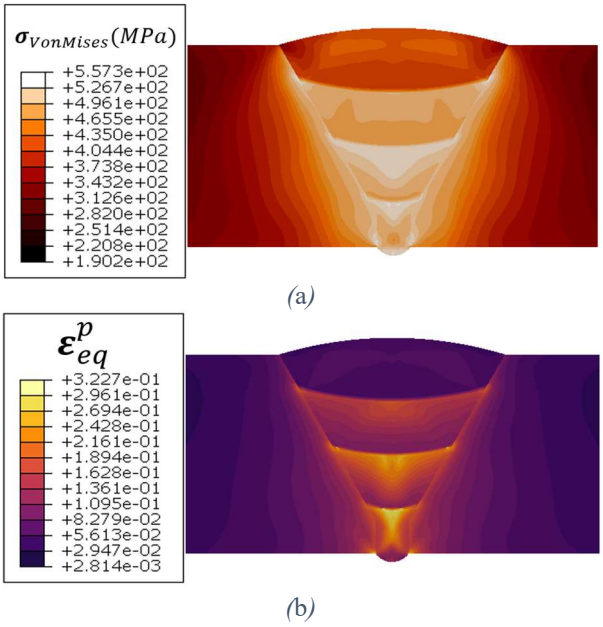


Figura 3. Perfil de tensiones residuales (a) y deformaciones plásticas (b) tras simular el proceso de soldadura.

3. MODELO NUMÉRICO PHASE FIELD ACOPLADO

A continuación, describiremos la metodología propuesta para desarrollar un modelo numérico phase field acoplado, que sea capaz de reproducir el fallo de un material elasto-plástico considerando la fragilización por hidrógeno. Para ello, en primer lugar, se describirá el modelo phase field, más tarde el modelo de difusión de hidrógeno y por último la implementación acoplada del modelo general.

3.1. Modelo de fractura phase field en sólidos elasto-plásticos.

El modelo de fractura phase field se desarrolló basándose en la teoría de fractura de Griffith [3], que establece que la grieta Γ sólo crece si la energía total del sistema permanece constante o disminuye. Para evitar los problemas de discontinuidad en la propagación de la grieta, la superficie de fractura se aproxima mediante una variable de campo de fase ϕ ($0 \leq \phi \leq 1$). El valor de este campo de fase ϕ o variable phase field, es igual a 0 para un estado completamente intacto del material y es igual a 1 para un estado completamente roto. La energía de fractura de un sólido Ω puede aproximarse según [4], de la siguiente manera:

$$\int_\Gamma G_c d\Gamma = \int_\Gamma \frac{G_c}{2l_c}[l_c^2 \nabla\phi\nabla\phi + \phi^2]d\Omega \qquad (5)$$

donde G_c es la energía crítica de fractura y l_c un parámetro de escala cuyo valor es representativo del tamaño de la grieta. La energía potencial total almacenada en un sólido elasto-plástico puede definirse de la misma manera que [5]:

$$\pi = \int_\Omega (1-\phi)^2 \left(\frac{1}{2}\boldsymbol{\varepsilon}^e : \hat{\boldsymbol{\sigma}} + \frac{1}{2}\hat{h}\gamma^2 + \hat{\sigma}_y\gamma\right) d\Omega + \\ + \int_\Omega \boldsymbol{b}\cdot\boldsymbol{u}d\Omega - \int_{\partial\Omega^s} \boldsymbol{t}\cdot\boldsymbol{u}d\,\partial\Omega^s \qquad (6)$$

donde $\boldsymbol{t}$ es la tracción externa que sufre el sólido en su superficie externa $\partial\Omega^s$. Los dos últimos términos de la ecuación (6) representan el trabajo realizado por las fuerzas externas. El primer término es la energía almacenada en las deformaciones plásticas y elásticas, donde ``$\hat{=}$'' representa el valor efectivo (sin dañar) en la mecánica del medio continuo. $\hat{\boldsymbol{\sigma}}$, $\hat{h}$ y $\hat{\sigma}_y$ se denominan tensor de tensión efectiva (no dañada), módulo de endurecimiento efectivo y límite elástico, respectivamente. Además, γ es la deformación plástica acumulada en el sólido y la relación entre las tensiones efectivas y nominales (dañadas) se puede observar en la ecuación (7):

$$\boldsymbol{\sigma}(\phi) = (1-\phi)^2\hat{\boldsymbol{\sigma}} \qquad (7)$$

Las ecuaciones de gobierno para un sólido elasto-plástico dañado, han sido derivadas según [5] con el objetivo principal de poder obtener como variables de estado de nuestro problema (u, γ, ϕ). Para simplificar el tratamiento de las ecuaciones que gobiernan la evolución de dichas variables de estado se define una variable adicional denominada H, cuya expresión cumple las condiciones de Karush-Kuhn-Tucker (condiciones KKT) expresadas en [6]:

$$H = max_{\tau\in[0,t]}\left(\frac{1}{2}\boldsymbol{\varepsilon}^e : \hat{\boldsymbol{\sigma}}\right) + \frac{1}{2}\hat{h}\gamma^2 + \hat{\sigma}_y\gamma \qquad (8)$$

Aplicando el teorema de la divergencia a (6) y considerando (8), el problema phase field para sólidos elasto-plásticos se puede expresar de la siguiente manera:

$$\nabla(1-\phi)^2\hat{\boldsymbol{\sigma}} - \boldsymbol{b} = 0$$
$$G_c\left(\frac{\phi}{l_c} - l_c\nabla^2\phi\right) - 2(1-\phi)H = 0 \qquad (9)$$

donde la primera ecuación representa el equilibrio mecánico y la segunda ecuación expresa la evolución de la variable phase field. La implementación de este modelo se realizó mediante el método de los elementos finitos y a través de una analogía térmica del mismo modo que [6]. De este modo, la relación entre variables térmicas y de daño se resume en la tabla 1:

Transferencia de calor	Analogía térmica phase field
$\rho c_p \frac{\partial T}{\partial t} + \nabla \boldsymbol{J} = 0$	$G_c\left(\frac{\phi}{l_c}\right) - 2(1-\phi)H - G_c l_c \nabla(\nabla\phi) = 0$
$\dot{U} = \rho c_p \frac{\partial T}{\partial t}$	$G_c\left(\frac{\phi}{l_c}\right) - 2(1-\phi)H$
Grado de libertad: T	Grado de libertad: ϕ
Flujo térmico: $\boldsymbol{J}$	Flujo phase field: $-G_c l_c \nabla\phi$
Capacidad calorífica: c_p	1
Densidad : ρ	1

Tabla 1. Analogía térmica entre transferencia de calor y phase field.

La implementación numérica ha sido llevada a cabo a través de una subrutina usuario del programa comercial de elementos finitos Abaqus denominada UMATHT.

3.2. Modelo de difusión de hidrógeno.

El modelo desarrollado para implementar numéricamente la difusión de hidrógeno, es un modelo multitrampa. Pese a que en el modelo la concentración de hidrógeno es la variable buscada, la fuerza termodinámica que rige la difusión de hidrógeno es el gradiente de potencial químico $\nabla\mu$. El flujo de masa se relaciona a través de los coeficientes de Onsager L_{ij}, que denotan la acción de la fuerza j sobre el componente i, donde el signo negativo indica que los átomos de hidrógeno, es decir el flujo de hidrógeno $\boldsymbol{J}_i$, se produce desde regiones con un alto potenical químico hacia regiones con menor potencial:

$$\boldsymbol{J}_i = -\sum_{j=1}^{n} L_{ij}\,\nabla\mu_j \tag{10}$$

Considerando que la difusión de hidrógeno entre trampas es nula [7], $D_{TT} \approx 0$, se ha desarrollado un modelo generalizado que tiene en cuenta tanto la difusión a través de la red como la cantidad de hidrógeno localizado en las trampas. De esta manera, solamente se considera que existe flujo de hidrógeno a través de la red: $J \equiv J_L$ y $\mu \equiv \mu_L$. El coeficiente de Onsager está relacionado con la ecuación de difusión de Einstein del siguiente modo:

$$L_{LL} = \frac{D}{RT} C_L \tag{11}$$

donde D es el coeficiente de difusión en la red. Por otro lado, el potencial químico puede definirse según (12):

$$\mu = \mu^0 + RT ln \frac{\theta_L}{1-\theta_L} - \bar{V}_H \sigma_H \tag{12}$$

donde μ^0 es el potencial químico en un estado estándar, $\bar{V}_H$ es el volumen parcial molar de hidrógeno en una solución sólida , σ_H la tensión hidrostática y θ_L la fracción de ocupación de red ($0 < \theta_L < 1$) .Sustituyendo (11) y (12) en (10) se obtiene:

$$\boldsymbol{J} = -D\frac{C_L}{(1-\theta_L)}\left(\frac{\nabla C_L}{C_L} - \frac{\nabla N_L}{N_L}\right) + \frac{D}{RT} C_L \bar{V}_H \nabla\sigma_H \tag{13}$$

La ecuación (13) puede simplificarse teniendo en cuenta que la concentración en los lugares intersticiales se suele considerar constante $\nabla N_L = 0$. Por ello:

$$\boldsymbol{J} = -D\nabla C_L + \frac{D}{RT} C_L \bar{V}_H \nabla\sigma_H \tag{14}$$

Los flujos de hidrógeno son debidos a gradientes de potencial químico y las concentraciones de hidrógeno están relacionadas a través del requisito de conservación de masa. Así, en un volumen V de superficie S y normal $\boldsymbol{n}$:

$$\frac{d}{dt}\int_V C dV + \int_S \boldsymbol{J}\cdot\boldsymbol{n} dS = 0 \tag{15}$$

Considerando la concentración total de hidrógeno como $C = C_T + C_L$, donde C_T es la concentración en las trampas y C_L la concentración en la red, la formulación fuerte se puede obtener aplicando el teorema de divergencia a (15):

$$\frac{dC_L}{dt} + \frac{dC_T}{dt} = -\nabla \boldsymbol{J} \tag{16}$$

Sustituyendo (14), se obtiene:

$$\frac{dC_L}{dt} + \frac{dC_T}{dt} = D\nabla^2 C_L - \frac{D\bar{V}_H}{RT}\nabla(C_L\nabla\sigma_H) \tag{17}$$

Usando el equilibrio de Oriani según [8], se puede obtener el siguiente coeficiente de difusión efectivo:

$$D_e = D\frac{C_L}{C_L + \sum_i C_T^{(i)}\left(1-\theta_T^{(i)}\right)} \tag{18}$$

definiendo $\theta_T^{(i)}$ como la ocupación en la trampa-i. De este modo, la ecuación de transporte de hidrógeno es la siguiente:

$$\frac{D}{D_e}\frac{\partial C_L}{\partial t} = D\nabla^2 C_L - \nabla\left(\frac{D\bar{V}_H}{RT} C_L \nabla\sigma_H\right) \tag{19}$$

Por otra parte, con el objetivo de incluir en nuestro modelo la cantidad de hidrógeno que queda almacenado en las trampas se ha considerado el esquema propuesto por [9]. Dicho esquema propone que la cantidad de

trampas está relacionada con la deformación plástica según (20). Esta dependencia, trata de reproducir el aumento de la densidad de dislocaciones en la microestructura del metal a medida que este se deforma en régimen plástico:

$$N_T = 10^{23.26-2.33\exp(-5.5\varepsilon^p)}\left[\frac{trampas}{m^3}\right] \qquad (20)$$

La implementación del modelo de difusión de hidrógeno se realizó mediante una analogía térmica de la misma manera que la explicada en el apartado 3.1 de este documento. En la tabla 2 se pueden observar las relaciones térmicas. Por otra parte, la implementación del problema de difusión de masa fue resuelta en una subrutina UMATHT de Abaqus.

Transferencia de calor	Analogía térmica para difusión de hidrógeno
$\rho c_p \frac{\partial T}{\partial t} + \nabla \boldsymbol{J} = 0$	$\frac{\partial C}{\partial t} + \nabla \boldsymbol{J} = 0$
$\dot{U} = \rho c_p \frac{\partial T}{\partial t}$	$\frac{\partial C}{\partial t} = \frac{\partial (C_T + C_L)}{\partial t}$
Grado de libertad : T	Grado de libertad: C_L
Flujo térmico: $\boldsymbol{J}$	Flujo de Hidrógeno: $\boldsymbol{J}$
Capacidad calorífica: c_p	1
Densidad : ρ	1

Tabla 2. Analogía térmica entre transferencia de calor y difusión de masa.

3.3. Modelo general acoplado.

Los problemas de difusión de hidrógeno, deformación plástica y fractura phase field están débilmente acoplados. En primer lugar, la deformación mecánica afecta a la difusión de hidrógeno a través de la dependencia del potencial químico de la tensión de hidrostática. A su vez, las tensiones hidrostáticas se vez reducidas a través de la función de degradación del problema phase field ($\boldsymbol{\sigma}(\phi) = (1-\phi)^2\hat{\boldsymbol{\sigma}}$) .Y por último, el transporte de hidrógeno afecta a la resistencia a fractura tal y como se muestra en [10]. Así pues, el sistema global de ecuaciones que define todos los procesos físicos de nuestro modelo acoplado se puede observar a continuación:

$$\begin{cases} \nabla(1-\phi)^2\hat{\boldsymbol{\sigma}} - \boldsymbol{b} = 0 \\ G_c(\theta)\left(\frac{\phi}{l_c} - l_c\nabla^2\phi\right) - 2(1-\phi)H = 0 \\ \frac{D}{D_e}\frac{\partial C_L}{\partial t} = D\nabla^2 C_L - \nabla\left(\frac{D\bar{V}_H}{RT}C_L\nabla\sigma_H(\phi)\right) \end{cases} \qquad (21)$$

La energía de fractura se ve reducida por la concentración de hidrógeno a través de la variable θ que depende de la concentración de hidrógeno según la ley exponencial mostrada en [10]. De este modo, la fragilización por hidrógeno se puede representar a través de la siguiente expresión:

$$G_c(\theta) = G_c(0)(1-\chi\theta) \qquad (22)$$

donde $G_c(0)$ es la energía de fractura del material en ausencia de hidrógeno y χ es una parámetro de daño estimado por [11] para los aceros y cuyo valor es χ=0.89.

La implementación numérica del modelo acoplado se ha resuelto mediante el método de los elementos finitos. Los valores nodales de los desplazamientos, phase field y concentración de hidrógeno se interpolan de la siguiente manera:

$$\boldsymbol{u} = \sum_{i=1}^{m} \boldsymbol{N}_i \boldsymbol{u}_i \;\; , \phi = \sum_{i=1}^{m} \boldsymbol{N}_i \phi_i \;\; , C = \sum_{i=1}^{m} \boldsymbol{N}_i C_i \qquad (23)$$

donde m es el número de nodos y $\boldsymbol{N}_i$ las funciones de forma. En consecuencia, los gradientes espaciales de las variables descritas en (23) pueden calcularse de la siguiente manera:

$$\boldsymbol{\varepsilon} = \sum_{i=1}^{m} \boldsymbol{B}_i^u \boldsymbol{u}_i \;\; , \nabla\phi = \sum_{i=1}^{m} \boldsymbol{B}_i \phi_i \;\; , \nabla C = \sum_{i=1}^{m} \boldsymbol{B}_i C_i \qquad (24)$$

En (24), $\boldsymbol{B}_i$ son vectores con las derivadas espaciales de las funciones de forma y $\boldsymbol{B}_i^u$ son las matrices estándar de deformación-desplazamiento. Resolviendo el problema general mediante una parametrización temporal del mismo modo que [10], y con un esquema incremental iterativo en conjunción con el método de Newton-Rapshon, se obtiene el sistema de ecuaciones linealizado del modelo acoplado:

$$\begin{bmatrix} \boldsymbol{K}^u & 0 & 0 \\ 0 & \boldsymbol{K}^\phi & 0 \\ 0 & 0 & \boldsymbol{K}^C \end{bmatrix}\begin{bmatrix} u \\ \phi \\ C \end{bmatrix} + \begin{bmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & \boldsymbol{M} \end{bmatrix}\begin{bmatrix} \dot{u} \\ \dot{\phi} \\ \dot{C} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \boldsymbol{r}^u \\ \boldsymbol{r}^\phi \\ \boldsymbol{r}^C \end{bmatrix} \qquad (25)$$

donde, $\boldsymbol{K}^u$, $\boldsymbol{K}^\phi$ y $\boldsymbol{K}^C$ son las matrices de rigidez consistentes, $\boldsymbol{M}$ la matriz de capacidad de hidrógeno y $\boldsymbol{r}^u$, $\boldsymbol{r}^\phi$ y $\boldsymbol{r}^C$ son los residuos de cada una de las variables que se pretende calcular según [10].

3.4. Resultados.

En la figura 4, se puede observar el esquema de integración llevado a cabo para la implementación del modelo general acoplado.

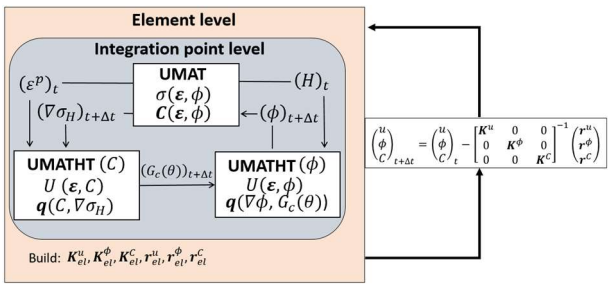


Figura 4. Esquema de integración numérica del modelo acoplado.

La aplicación del modelo se realizó analizando una tubería soldada. A la hora de realizar la simulación, las tensiones residuales y deformaciones plásticas mostradas en la figura 3 se consideraron como condiciones iniciales del problema. Por otro lado, en la figura 5 se muestran las condiciones de contorno del modelo, donde $P = 100\ MPa$ representa la presión interna de hidrógeno. La tubería tiene un radio $r = 457\ mm$ y un espesor $t = 12\ mm$. Por otra parte, las propiedades mecánicas consideradas para el acero SA 516 a temperatura ambiente han sido: $E = 21840\ MPa$, $\nu = 0.3$, $H_n = 182\ MPa$ y $\sigma_{ys} = 353\ MPa$. El coeficiente de difusión de red considerado ha sido $D = 0.01271\ mm^2/s$ y la energía crítica de fractura en ausencia de hidrógeno del material base es $G_c(0) = 2.1\ N/mm$.

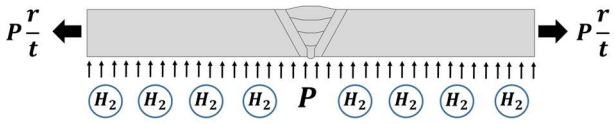


Figura 5. Elemento estructural analizado.

En la figura 6, se muestra la representación gráfica de la variable phase field, que define la trayectoria de la grieta una vez se ha producido el fallo en el modelo considerando la fragilización causada por la distribución de hidrógeno y las tensiones residuales generadas en el proceso de soldadura.

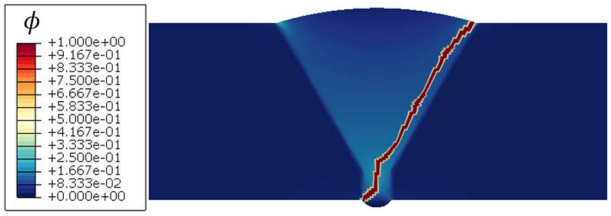


Figura 6. Trayectoria de la grieta representada por la variable phase field (ϕ).

4. CONCLUSIONES

Se ha desarrollado un modelo numérico capaz de reproducir fielmente el proceso de soldadura por electrodo. Dicho modelo, es capaz de calcular de una manera fiable las tensiones residuales generadas en el proceso y, además, los ciclos térmicos en cada zona de la soldadura. Así mismo, se ha proporcionado una implementación robusta del método phase field, considerando deformaciones plásticas y fragilización por hidrógeno. Finalmente, se ha aplicado dicho modelo al análisis de una tubería que ha sufrido un proceso de soldadura y está destinada al transporte de hidrógeno.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al principado de Asturias la financiación recibida a través de la ayuda SV-PA-21-AYUD/2021/50985.

REFERENCIAS

[1] Enbridge. Company, "PIPELINE WELDING PROCEDURE SPECIFICATION," 2014.

[2] G. Li and P. Wang, "Properties of Steel at Elevated Temperatures," 2013, pp. 37–65.

[3] A. A. Griffith, *The Phenomena o f Rupture and Flow in Solid*, vol. 221. London: Philosophical Transactions of the Royal Society of London, 1920.

[4] B. Bourdin, G. A. Francfort, and J.-J. Marigo, "Numerical experiments in revisited brittle fracture."

[5] J. Fang *et al.*, "Phase field fracture in elasto-plastic solids: Abaqus implementation and case studies," *Theor. Appl. Fract. Mech.*, vol. 103, Oct. 2019.

[6] Y. Navidtehrani, C. Betegón, and E. Martínez-Pañeda, "A simple and robust Abaqus implementation of the phase field fracture method," *Appl. Eng. Sci.*, vol. 6, Jun. 2021.

[7] A. Díaz, J. M. Alegre, and I. I. Cuesta, "Coupled hydrogen diffusion simulation using a heat transfer analogy," *Int. J. Mech. Sci.*, vol. 115–116, pp. 360–369, Sep. 2016.

[8] R. A. Oriani and P. H. Josephic, "Equilibrium Aspects of Hydrogen Induced Cracking of Steels," *Acta Metall. 22*, pp. 1065–1074, 1974.

[9] P. Sofronis and R. M. McMeeking, "Numerical analysis of hydrogen transport near a blunting crack tip," *J. Mech. Phys. Solids 37* , pp. 317–350, 1989.

[10] E. Martínez-Pañeda, A. Golahmar, and C. F. Niordson, "A phase field formulation for hydrogen assisted cracking," *Comput. Methods Appl. Mech. Eng.*, vol. 342, pp. 742–761, Dec. 2018.

[11] A. Alvaro, I. Thue Jensen, N. Kheradmand, O. M. Løvvik, and V. Olden, "Hydrogen embrittlement in nickel, visited by first principles modeling, cohesive zone simulation and nanomechanical testing," in *International Journal of Hydrogen Energy*, 2015, vol. 40, no. 47, pp. 16892–16900.

DYNAMIC FRACTURE INITIATION OF HIGH-STRENGTH METALS

M.J. Perez-Martin[1], J. Agirre[2], F. Gálvez[1], B. Erice[2,3*]

[1] Department of Materials Science, E.T.S.I. de Caminos, Canales y Puertos, Universidad Politécnica de Madrid (UPM), Profesor Aranguren 3, 28040 Madrid, Spain
[2] Mondragon Unibertsitatea, Faculty of Engineering, Department of Mechanics and Industrial Production, Loramendi 4, Mondragon 20500, Gipuzkoa, Spain
[3] IKERBASQUE, Basque Foundation for Science, Bilbao, Spain
[*] Persona de contacto: berice@mondragon.edu

RESUMEN

Se han analizado diferentes métodos de modelado para investigar la tenacidad de fractura dinámica de dos aleaciones metálicas típicamente empleadas como placas de blindaje en aplicaciones de defensa. Estas se han caracterizado mecánicamente a diferentes velocidades de aplicación de carga y temperaturas. Se ha llevado a cabo una extensa campaña experimental con probetas prefisuradas estándar de flexión sometida a cargas cuasiestáticas, intermedias y de alta velocidad de deformación, e impulsivas para determinar la tenacidad de fractura dinámica de iniciación. La fractura dúctil se ha simulado usando plasticidad porosa enriquecida con un análisis de bifurcación que incluye una extensión heurística para el comportamiento anisótropo, mientras que en el caso de la fractura cuasi-frágil se ha utilizado un módulo independiente que calcula el factor de intensidad de tensiones analíticamente, evaluándose así las capacidades predictivas de las distintas propuestas.

PALABRAS CLAVE: Loading rate, ductile fracture, bifurcation, J-integral, dynamic fracture initiation toughness

ABSTRACT

Different modelling approaches have been analysed to investigate the dynamic fracture initiation toughness of two metallic alloys typically employed as plate armour in defence applications. These have been mechanically characterised at varying loading rates and temperatures. An extensive experimental campaign that comprises quasi-static, intermediate and high strain rate, and impulsive loadings on single edge notch bending standard specimens has been carried out to determine the dynamic fracture initiation toughness. Ductile fracture has been modelled with a bifurcation-enriched porous plasticity that includes a heuristic extension for anisotropy, whereas a standalone module with an analytical approach has been used in the case of the quasi-brittle fracture to compute the stress intensity factor. The predictive capabilities of such approaches have been analysed and discussed always from the fracture initiation point of view.

KEYWORDS: Velocidad de carga, fractura dúctil, bifurcación, integral J, tenacidad de fractura dinámica de iniciación

1. INTRODUCTION

To describe the fracture behaviour of either “defect-free” or cracked materials, properties such as the ductility or fracture toughness have to be quantified and determined. In most metals, these are loading rate and temperature dependent, playing a vital role in engineering applications where a dynamic event may occur such as impact, blast or crashworthiness. Reliable, yet simple models that incorporate these effects and are capable of predicting the fracture initiation behaviour of metallic alloys are highly sought after.

Ductile fracture initiation in metals is typically associated with the void coalescence phenomenon. An alternative mathematical approach that includes a single-constant in-situ bifurcation analysis has been utilised as a fracture initiation criterion. In the case of brittle fracture, where we deal with cracked solids and/or brittle materials, the dynamic fracture-initiation toughness is an especially important physical magnitude. Based on the J-integral an analytical standalone module has been developed to calculate the dynamic stress intensity factor on pre-cracked solids.

Uniaxial tensile and single edge notch bending tests on two materials, AA7017-T73 and Mars240 steel, have been conducted at different strain rates and temperatures to analyse the predictive capabilities of the afore-mentioned approaches for ductile (bifurcation-enriched porous plasticity) and brittle fracture (dynamic J-integral).

2. MECHANICAL CHARACTERISATION

2.1. Uniaxial tensile tests

The experimental program included the testing of 1 mm thick and 20 mm gauge length specimens under uniaxial loading at three different strain rates and temperatures. They were cut from a rolled plate by wire EDM in three different directions: 0º, 45º and 90º with respect to the rolling direction. The gauge section width of the Al7017-T73 specimens was double of that in the Mars240 specimens, 5 mm, to obtain larger force readings while testing in the Hopkinson bar setup, thus obtaining similar force data resolution in both cases. All specimens were spray painted with a random black and white speckle pattern for subsequent digital image correlation (DIC) analysis.

The experiments at low strain rates were carried out on a MTS servo-hydraulic universal testing machine equipped with a 250 kN load cell. They were conducted under displacement-control with an actuator velocity of 10^{-5} m/s, resulting in an average strain rate of 5×10^{-4} s^{-1} over the gauge section of the specimens. 2452×2054 px resolution images were acquired at 2 fps with a digital camera. The intermediate strain rate experiments were conducted on the same hydraulic testing machine with an actuator velocity of 0.01 m/s, resulting in an average strain rate of 0.5 s^{-1}. A Phantom v7.3 high speed camera was used to record 1000 fps at 800×600 px resolution.

The experiments at high strain rates were carried out on a split Hopkinson pressure bar (SHPB) system equipped with a load inversion device for tensile testing [1], in which the history of the axial force acting on the output bar-specimen interface was determined based on the transmitted strain $\varepsilon_t[t]$ recordings as $F[t]=AE\varepsilon_t[t]$, where E and A are the output bar elastic modulus and its cross sectional area, respectively. For the displacement measurements, the same high speed camera was used to acquire 160000 fps with a resolution of 432×32 px.

The DIC post-processing for all the experiments was performed with the Vic2D commercial software (Correlated Solutions) taking a virtual extensometer of 20 mm to determine the relative axial displacement. Figure 1 (a) and (b) show the engineering stress-strain curves at different strain rates for the aluminium alloy and the steel respectively.

2.2. Single Edge Notch Bending tests

All the experiments were performed employing the fatigue pre-cracked single edge-notched bend geometry, following the ASTM E-399 standard. The specimens had a width W (30 mm in the aluminium and 25 mm in the steel), a support span $S=4W$, a thickness $B=0.5W$ and a crack length $a=(0.45-0.55)W$. They were electro discharge machined from the same plate as that used to extract the uniaxial tensile specimens. The largest dimension and the fracture plane normal were aligned with the rolling direction, while the expected direction of crack propagation was coincident with the through-thickness direction.

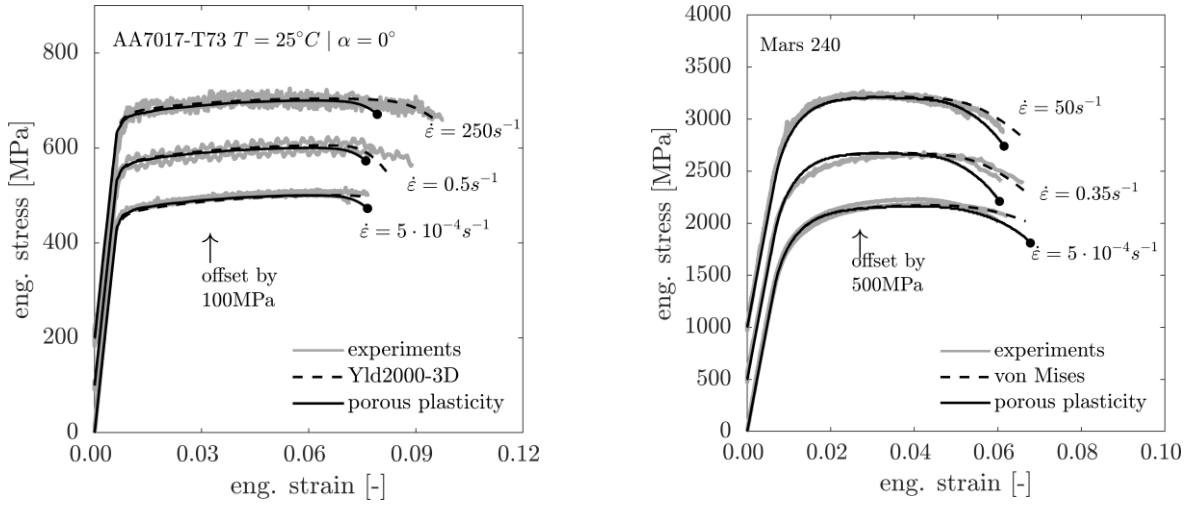
To determine the evolution of the dynamic fracture-initiation toughness with the loading rate, the specimens were tested under different loading rates employing a servo-hydraulic universal testing machine, a modified SHPB and an explosive load testing device. A strain gauge bonded close to the tip of the fatigue crack of each sample enabled associating the measured strain with the load applied to each specimen getting rid of possible inertial effects in the dynamic tests. With the force histories from the calibrated gauges and the post-mortem crack length of each specimen, the stress intensity factor was calculated as,

$$K_I[t]=F[t]\frac{S}{BW^{3/2}}g[a/W] \tag{1}$$

being the $g[a/W]$ a function that solely depends on the specimen's geometry according to the ASTM E399 standard. The readers are referred to [2] for more details on the calibration of the strain gauges and the experimental setups. The stress intensity factor against the crack mouth opening displacement (CMOD) obtained from the load cell (grey line) and from the strain gauge (grey dots) are shown in Figure 2 (a) for the aluminium and in (b) for the steel. In a similar fashion, stress intensity factor histories from representative SHPB and blast tests are plotted in Figure 2 (c to f).

For a mode I stationary crack, the stress state near the crack tip is described in terms of the stress intensity factor, $K_I[t]$. The fracture initiation criterion can be identified with the stress intensity factor reaching a critical value at the time corresponding to onset of fracture t_f (marked with a vertical dashed vertical line in Figure 2) as K_{Ic} or $K_{Id}=K_I[t=t_f]$. This latter magnitude is generally considered as a material property, and as such, it can be dependent on the loading rate and the temperature, $K_{Id}[\dot{K}_I,T]$.

The fracture toughness K_{Ic} (quasi-static) and dynamic fracture-initiation toughness K_{Id} (high-rate) values, estimated as explained previously, for the AA7017-T73 and Mars240 steel at different loading-rates are shown in Figure 3 (a) and (b) respectively. As expected, the modified SHPB and blast experiments gave more scattered results, whereas the quasi-static experiments revealed significantly lower variation. In the case high loading-rate setups, the scatter comes as a consequence of the experimental uncertainties of each particular device [2]. The dynamic fracture-initiation toughness of the AA7017-T73 suffered no variation with the loading rate, whereas it increased for the Mars240 steel.



(a) (b)

Figure 1. Experimental and numerical engineering stress-strain curves at different strain rates for the AA7017 (a) and Mars240 steel (b).

3. PLASTICITY

A yield function that describes the Tvergaard modified Gurson porous plasticity [3, 4], is chosen such that:

$$\phi = \left(\frac{\sigma_{eq}[\boldsymbol{\sigma}]}{\sigma_Y} \right)^2 + 2q_1 f \cosh\left[\frac{q_2}{2} \frac{\boldsymbol{\sigma} : \mathbf{I}}{\sigma_Y} \right] - \left(1 + q_1^2 f^2\right) \quad (2)$$

where the σ_Y is the hardening of the matrix material, σ_{eq} is an equivalent stress that can define different yield criteria, q_1 and q_2 are the so-called Tvergaard constants and f is the void volume fraction. We get the von Mises yield function simply with $\sigma_{eq}[\boldsymbol{\sigma}] = \sqrt{\frac{3}{2}\,\mathrm{dev}[\boldsymbol{\sigma}] : \mathrm{dev}[\boldsymbol{\sigma}]}$, while the three-dimensional extension of the Yld2000 criterion [5] can be obtained with $\sigma_{eq}[\boldsymbol{\sigma}] = \bar{\sigma}_{Yld\,2000}$. The reader is referred to [5] for a detailed definition of the equivalent Yld2000 stress, that contains the anisotropic constants α_{1-8}. An associated flow rule chosen, giving the following form of the plastic strain rate tensor, $\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p = \dot{\lambda}\,\partial\phi/\partial\boldsymbol{\sigma}$, where $\dot{\lambda}$ is the plastic multiplier.

The work hardening is defined as a combination of three terms that include strain hardening and a Johnson-Cook-type [6] strain rate hardening and thermal softening as,

$$\sigma_Y = \left\{ \alpha A\left(p_0 + p\right)^n + \left(1-\alpha\right)\left(\sigma_0 + \sum_{i=1}^{2} Q_i \left(1 - \mathrm{e}^{-B_i p}\right) \right) \right\} \left\{ 1 + C \ln\left[\frac{\dot{p}}{\dot{p}_0} \right] \right\} \left\{ 1 - \left(\frac{T - T_r}{T_m - T_r} \right)^m \right\} \quad (3)$$

being $A, \varepsilon_0, n, \sigma_0, Q_i, B_i, \alpha$ the hardening law parameters, C the strain rate multiplier, m the thermal softening exponent, p the equivalent plastic strain, $\dot{p}_0 = 5 \cdot 10^{-4}$ s^{-1} the reference strain rate, T the temperature and, $T_r = 25$ ºC and T_m the reference and melting temperatures, respectively. The equivalent plastic strain rate is obtained from the work conjugation as,

$$\dot{p} = \frac{\boldsymbol{\sigma} : \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p}{\left(1 - f\right)\sigma_Y} \quad (4)$$

The evolution equation of the temperature is given by:

$$\dot{T} = \frac{\omega\chi}{\rho C_p} \boldsymbol{\sigma} : \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p \quad (5)$$

where ρ is the mass density, C_p is the specific heat, $\chi = 0.9$ is the Taylor-Quinney coefficient and $0 \le \omega[\dot{p}] \le 1$ is a function that allows transitioning from isothermal to adiabatic conditions,

$$\omega[\dot{p}] = \frac{\left(\dot{p} - \dot{p}_i\right)^2 \left(3\dot{p}_a - 2\dot{p} - \dot{p}_i\right)}{\left(\dot{p}_a - \dot{p}_i\right)^3} \quad \text{for} \quad \dot{p}_i < \dot{p} < \dot{p}_a \quad (6)$$

in which $\dot{p}_i = \dot{p}_0$ and $\dot{p}_a$ are the limit strain rates of the isothermal and adiabatic domains respectively. In the simplest form possible, the void volume fraction evolution includes a strain-based continuous void nucleation rate and the void growth rate,

$$\dot{f} = A_n \dot{p} + \left(1 - f\right)\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p : \mathbf{I} \quad (7)$$

where A_n is considered as a material parameter that controls the porosity nucleation rate.

The plasticity parameters were chosen as the standard values from the literature, this is, $q_1 = 1.5$ and $q_2 = 1.0$ for the Tvergaard constants and $a = 8$ for the Yld2000 exponent typically used in FCC metals. The rest of the matrix material constants (see Table 1) were identified by setting both the initial porosity f_0 and A_n to zero through inverse modelling employing the LS-OPT software package linked to ABAQUS/Explicit that minimised the minimum square error between the experimental and numerical engineering stress-strain curves. The results, showing a very good agreement, are depicted in dashed lines in Figure 1.

4. DYNAMIC FRACTURE INITIATION

4.1. Bifurcation enriched porous plasticity

A bifurcation analysis of the localisation condition is used as a fracture initiation criterion. This mathematical framework, developed by [7], assumes that the localisation of the material occurs in an infinitely narrow planar band, which is defined with a unit normal $\mathbf{n}$, that has a priori an unknown orientation. Such condition occurs when the deformation homogeneity is lost and the solution stops being unique. Assuming plastic loading inside and outside of the band, the rigorous condition for bifurcation is given by $\det\left[\mathbf{A}\left[\mathbf{n}\right]\right]=0$, where $\mathbf{A}=\mathbf{n}\cdot\mathbb{C}^t\cdot\mathbf{n}+\mathbf{R}$ is the so-called acoustic tensor with,

$$2\mathbf{R}=-\mathbf{n}\otimes\left(\mathbf{n}\cdot\boldsymbol{\sigma}\right)+\left(\mathbf{n}\cdot\boldsymbol{\sigma}\right)\otimes\mathbf{n}+\left(\mathbf{n}\cdot\boldsymbol{\sigma}\cdot\mathbf{n}\right)\mathbf{I}-\boldsymbol{\sigma}\,, \qquad (8)$$

and $\mathbb{C}^t$ is the elastoplastic tangent operator from the incremental elastoplastic constitutive equation $\dot{\boldsymbol{\sigma}}=\mathbb{C}^t:\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}$. The fracture initiation criterion can now be formulated as a minimisation problem [8] where:

$$\mathbf{n}^c=\arg\min\left[\det\left[\mathbf{A}\left[\mathbf{n}\right]\right]\right] \text{ with } \det\left[\mathbf{A}\left[\mathbf{n}^c\right]\right]\le 0 \qquad (9)$$

The super-index c indicates the critical orientation that corresponds to the onset of localisation.

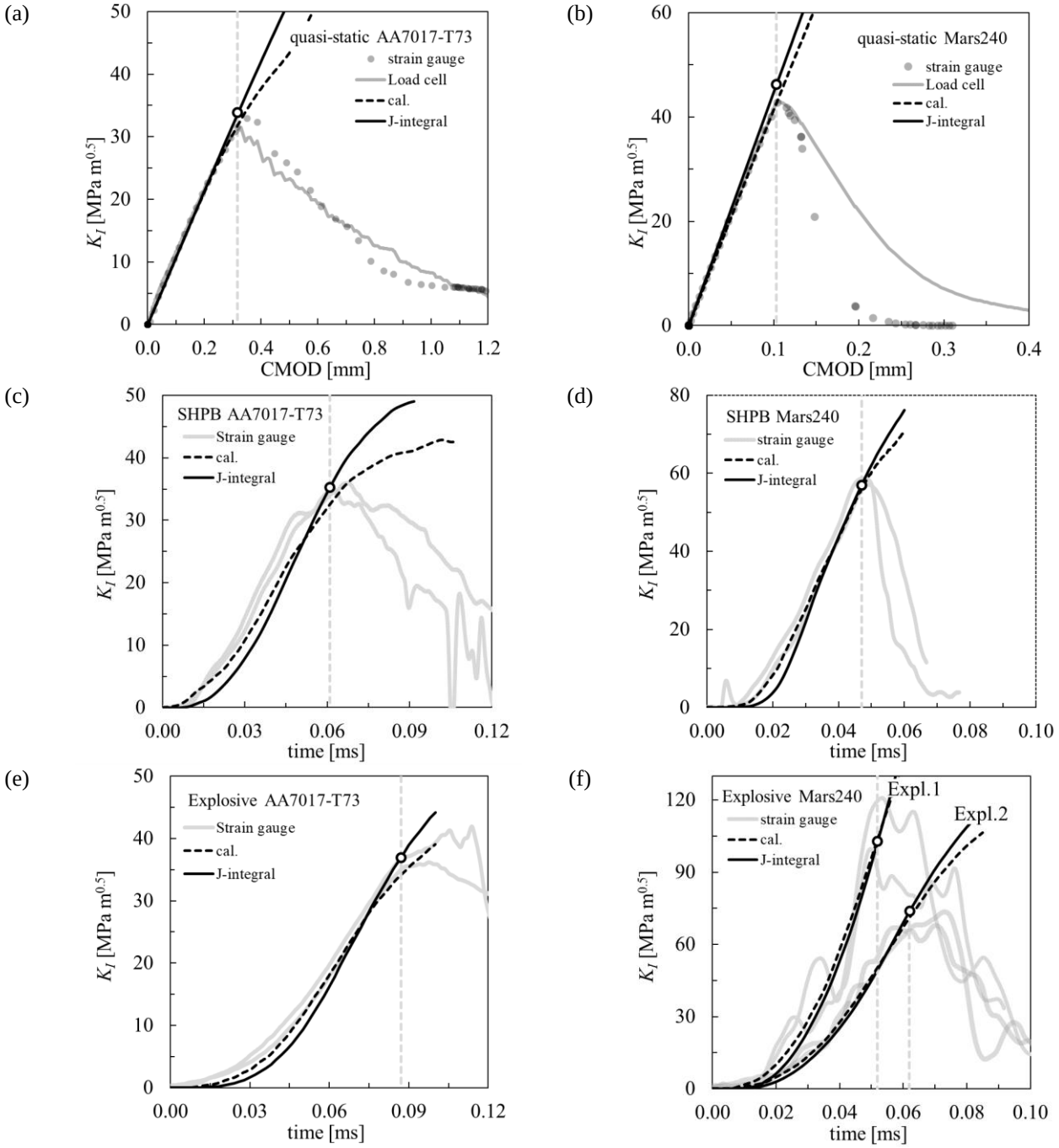
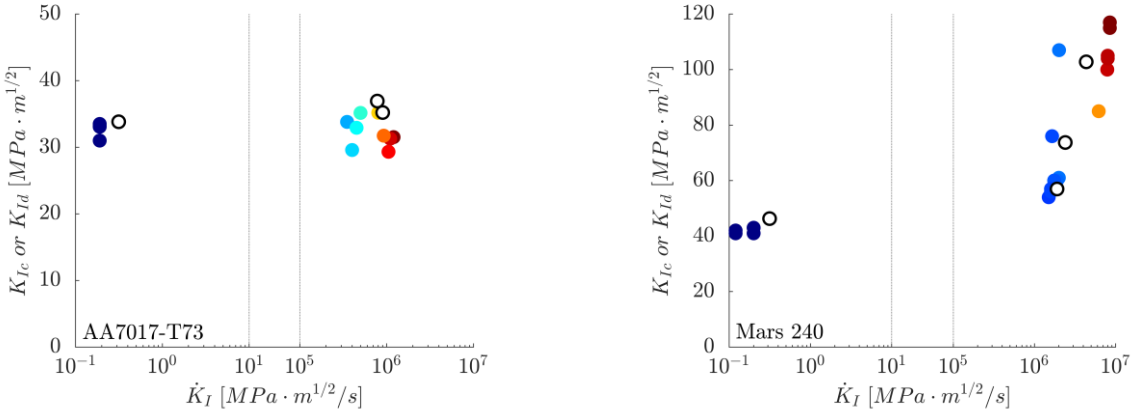


Figure 2. Stress intensity vs. CMOD quasi-static curves (a, b) and stress intensity factor histories for the SHPB (c, d) and explosive (e, f) tests.

Table 1. Plasticity constants for both materials

Yld2000 AA7017-T73	α_1	α_2	α_3	α_4	α_5	α_6	α_7	α_8
	0.86	1.07	0.90	1.04	1.03	0.97	1.05	1.22
Hardening AA7017-T73	σ_0 [MPa]		Q_1 [MPa]		B_1	Q_2 [MPa]		B_2
	430		32		633	123.5		14.1
	α		C		m	$\dot{p}_a$ [s^{-1}]		T_m [ºC]
	0.0		0.002		1.0	3.0		635
Hardening Mars240	A [MPa]	p_0		n	σ_0 [MPa]	Q_1 [MPa]		B_1
	3115.8	$1.17\cdot10^{-4}$		0.094	1600	68.2		225
	α	C		m		$\dot{p}_a$ [s^{-1}]		T_m [ºC]
	0.85	0.009		0.6		3.0		1600



(a) (b)

Figure 3. Dynamic fracture initiation toughness vs. loading rate for the AA7017-T73 (a) and the Mars240 steel (b).

4.2. Dynamic J-integral

For a two dimensional solid, the mode I dynamic stress intensity factor can be obtained from the following expression assuming plane strain conditions,

$$K_I^2[t] = J[t]\frac{E}{1-\nu^2} \tag{10}$$

For a stationary crack oriented perpendicularly to the axis $\mathbf{e}_2$ in a global frame ($\mathbf{e}_1, \mathbf{e}_2$), the dynamic J-integral can be reduced to,

$$J[t] = \int_\Gamma (w+k)\,dx_2 - (\boldsymbol{\sigma}\cdot\mathbf{n})\cdot\frac{\partial \mathbf{u}}{\partial x_1}\,ds \tag{11}$$

where Γ is the path of a generic contour characterised by a unitary outward normal vector $\mathbf{n}$, $w = \frac{1}{2}\boldsymbol{\sigma}:\boldsymbol{\varepsilon}$ and $k = \frac{1}{2}\rho\,\dot{\mathbf{u}}\cdot\dot{\mathbf{u}}$ are the strain and kinetic energy densities respectively. The components of the displacement gradient tensor $\mathbf{J}$, $J_{ij} = \partial u_i/\partial x_j$, are calculated from the deformation gradient $\mathbf{F}$ as $\mathbf{J} = \mathbf{F} - \mathbf{I}$. For quasi-static cases, as $k = 0$, one recovers the classical J-integral definition by Rice [9]. In a close analogy to the experiments, the fracture criterion is defined as K_{Ic} or $K_{Id} = K_I\left[t = t_f\right]$.

5. NUMERICAL SIMULATIONS

All the numerical simulations were carried with ABAQUS/Explicit finite element solver, in which the plasticity models were implemented as user material subroutines (VUMAT). The geometries were discretised with 8-node linear elements with reduced integration and hourglass control. The in-plane element size in the areas of interest, i.e. in the necking area or close to the crack tip, was 0.1×0.1 mm^2.

5.1. Ductile fracture

Finite element simulations of the uniaxial tensile tests were carried out with the bifurcation-enriched porous plasticity, where the initial void volume fraction f_0 was set to zero, being A_n a material constant that was uniquely determined from a single test. The values of such parameter were determined only with the quasi-static tests, $A_n = 0.07$ for the AA7017-T73 and $A_n = 0.06$ for the Mars240 steel. The bifurcation, and thus the fracture initiation was identified with a black dot in the solid curves shown in Figure 1. The fracture strain was, for most cases, reasonably predicted, more so for a model with a single constant (see Figure 1).

5.2. Brittle fracture

The J-integral was computed in a standalone python programme after extracting the necessary data from the finite element simulations. The coordinates, displacements and velocities were directly obtained from the nodes belonging to the arbitrary contour paths surrounding the crack, while the strain, stress and deformation gradient tensors were averaged from the integration point values extrapolated to such nodes using the linear shape functions of the elements.

The stress intensity factor histories computed from the nodes located in the width midplane of the finite element models are plotted in black lines in Figure 2. The dashed lines are the histories computed with the same approach as that used in the experiments, this is, calibrating a strain gauge located on the surface of the specimen close to the crack tip.

The fracture toughness and the dynamic fracture initiation toughness are depicted with black hollow circles in both Figure 2 and Figure 3. The former shows a comparison of the simulations with representative experiments, whereas the latter contains all the experimental and numerical data against the loading rate. Both fracture toughness and the dynamic fracture initiation toughness the are in good agreement with the experimental results.

6. CONCLUDING REMARKS

A simple, yet effective fracture initiation criteria for both ductile and brittle fracture have been numerically implemented to analyse their predictive capabilities.

A bifurcation-enriched porous plasticity model has been implemented in a commercial finite element software. The bifurcation condition, used as an alternative to void coalescence, has been employed as a fracture initiation criterion. The predictions of the finite element simulations of uniaxial tensile specimens at different loading rates and temperatures showed that using a single constant, reasonable agreement with the experiments could be achieved.

A standalone programme has been developed to compute the dynamic two-dimensional J-integral of arbitrary contour paths enclosing planar cracks. The programme has been used to extract the stress intensity factor histories from the centre of end notch fracture specimens tested at different loading rates. The fracture criteria, heavily reliant on the time to fracture, showed good agreement with the experimental data.

ACKNOWLEDGEMENTS

The author Borja Erice would like to acknowledge the support from the Grant RYC2021-033241-I funded by MCIN/AEI/ 10.13039/501100011033 and by “European Union NextGenerationEU/PRTR”.

REFERENCES

[1]. Erice, B., Roth, C. C., & Mohr, D. (2018). Stress-state and strain-rate dependent ductile fracture of dual and complex phase steel. *Mechanics of Materials*, *116*, 11–32.

[2]. Perez-Martin, M. J., Erice, B., & Galvez, F. (2019). Experimental determination of the dynamic fracture-initiation toughness of high-strength metals. *Engineering Fracture Mechanics*, *205*, 498–510.

[3]. Tvergaard, V., & Needleman, A. (1984). Analysis of the cup-cone fracture in a round tensile bar. *Acta metallurgica*, *32*(1), 157–169.

[4]. Tvergaard, V. (1981). Influence Of Voids On Shear Band Instabilities Under Plane-Strain Conditions. *International Journal of Fracture*, *17*(4), 389–407.

[5]. Dunand, M., Maertens, A. P., Luo, M., & Mohr, D. (2012). Experiments and modeling of anisotropic aluminum extrusions under multi-axial loading – Part I: Plasticity. *International Journal of Plasticity*, *36*, 34–49.

[6]. Johnson, G. R., & Cook, W. H. (1983). A Constitutive Model and Data for Metals Subjected to Large Strains, High Strain Rates and High Temperatures. In *7th International Symposium on Ballistics* (pp. 541–547). The Hague.

[7]. Rudnicki, J. W. W., & Rice, J. R. R. (1975). Conditions for the localization of deformation in pressure-sensitive dilatant materials. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, *23*(6), 371–394.

[8]. Sánchez, P. J. J., Huespe, A. E. E., & Oliver, J. (2008). On some topics for the numerical simulation of ductile fracture. *International Journal of Plasticity*, *24*(6), 1008–1038.

[9]. Rice, J. R. (1968). A Path Independent Integral and the Approximate Analysis of Strain Concentration by Notches and Cracks. *Journal of Applied Mechanics*, *35*(2), 379–386.

EVALUACIÓN PROBABILÍSTICA DEL VIDRIO TEMPLADO BASADA EN SIMULACIÓN MULTIFÍSICA AVANZADA DE PROCESO Y DESEMPEÑO

Iglesias A.[1,2]*, Muniz-Calvente M.[3], Fernández-Canteli A.[3], Llavori I.[2], Torca I. [2], Martinez-Agirre M.[1], Esnaola J. A.[2]

[1] Fluido Mecánica, Escuela Politécnica Superior - Mondragon Unibertsitatea, Loramendi 4, 20500 Arrasate-Mondragon, Spain
[2] Diseño y Mecánica Estructural, Escuela Politécnica Superior - Mondragon Unibertsitatea, Loramendi 4, 20500 Arrasate-Mondragon, Spain
[3] Departamento de Construcción e Ingeniería de Fabricación, Universidad de Oviedo, Campus de Viesques, Gijón, Spain

[*] Persona de contacto: aiglesias@mondragon.edu

RESUMEN

El vidrio es ampliamente utilizado en aplicaciones estructurales, estando presente en sectores como el sector de la automoción o el sector de la construcción. El comportamiento estructural del vidrio depende principalmente de la calidad superficial, dado que la apertura o propagación de grietas superficiales reduce drásticamente su resistencia. Por esta razón, el temple es una práctica común para poder emplear el vidrio como material estructural. Las técnicas de temple resultan en robos de calor no-uniformes en la superficie, lo cual genera tensiones residuales no-homogéneas, que influyen de manera directa en el comportamiento estructural. Por lo tanto, este trabajo presenta una metodología numérica para predecir el comportamiento en servicio de placas de vidrio sometidas a flexión teniendo en cuenta las tensiones residuales generadas durante el temple. A tal objeto, se propone un modelo basado en la interacción fluido-estructura para considerar la influencia de enfriamientos no uniformes en la generación de tensiones residuales durante el proceso de temple. Del mismo modo, se presenta un modelo estadístico-numérico para predecir la fractura de componentes estructurales de vidrio sometidos a cargas de flexión. Para ello, se ha realizado una evaluación estadística basada en el modelo local generalizado. Los resultados obtenidos han sido acordes con lo observado experimentalmente.

PALABRAS CLAVE: Interacción fluido-estructura, Modelo local generalizado, Diseño probabilístico de fallo, Vidrio templado, Tensiones residuales

ABSTRACT

The use of glass covers a wide range of structural applications, such as in the construction or the automotive sectors. Owning to its brittle behaviour, the tensile strength of glass is limited because of the existence of surface flaws. Thus, the glass strength is highly influenced by the surface damage. For this reason, glass is most often heat treated before using it as a structural material. The current tempering techniques lead to non-uniform cooling distributions on the surface causing residual stress inhomogeneities, which have a direct impact on the structural features of heat treated components. This work therefore presents a novel numerical methodology to predict the in-service behaviour of glass plates subjected to bending loads considering the residual stresses developed during the glass cooling process. To do so, a fluid-structure interaction numerical methodology to calculate the non-uniform residual stresses developed during the tempering process is presented. Similarly, a probabilistic-numerical model based on the generalised local model to address both, the residual stress pattern and the statistic nature of glass strength is proposed. The obtained results came into agreement with the performed experimental tests.

KEYWORDS: Fluid–structure interaction, Generalised local model, Probabilistic fracture design, Tempered glass, Residual stresses

1. INTRODUCCIÓN

Las cualidades mecánicas, ópticas y químicas del vidrio han provocado un aumento de su uso como material estructural, tal y como se puede observar en sectores como la construcción, envasado o el sector automoción. Sin embargo, el vidrio presenta un comportamiento frágil y su resistencia muestra una gran influencia del estado tensional y superficial, es decir, de las tensiones residuales en el componente y de la presencia de microgrietas en la superficie.

Generalmente, el temple es el tratamiento térmico aplicado para aumentar su resistencia mediante la generación de tensiones residuales compresivas en la superficie. Este tratamiento consiste en calentar el componente de vidrio en torno a 600-650 ºC y enfriarlo rápidamente mediante jets de aire. La magnitud de las tensiones depende de la temperatura de inicio de temple

y de la velocidad de enfriamiento. Del mismo modo, la distribución espacial de los jets tiene un impacto directo en la generación de tensiones, ya que puede provocar una refrigeración no homogénea sobre la superficie. Por consiguiente, se considera clave el desarrollo de una metodología basada en simulación numérica para comprender y predecir la generación de tensiones residuales no uniformes en componentes de vidrio.

En cuanto a la influencia del estado de la superficie en la resistencia del vidrio, existen diversas técnicas para abordar el problema. Por una parte, es posible encontrar guías o normas de diseño que basan sus cálculos en tensiones admisibles o factores de seguridad [1]. Por otra parte, el empleo de modelos numéricos basados en el Método de los Elementos Finitos (MEF) o el Método de los Elementos Finitos Extendidos (XFEM) para modelizar los defectos superficiales puede resultar inviable si se ha de tener en cuenta toda la población de defectos microscópicos en la superficie. Así pues, las evaluaciones probabilísticas de la resistencia del vidrio son consideradas el método más adecuado para tener en cuenta la distribución aleatoria de microgrietas en la superficie [2]. En este contexto, la distribución de Weibull es el modelo estadístico más utilizado para representar la resistencia a la fractura de materiales frágiles [3]. Sin embargo, algunos trabajos han realizado evaluaciones estadísticas directas de vidrios recocidos y templados, siendo los resultados obtenidos únicamente representativos para la geometría específica o el tipo de carga analizada en la investigación [4]. Teniendo en cuenta que los programas experimentales a gran escala son esenciales para obtener funciones de distribución acumulativas fidedignas, analizar la influencia de diversos estados tensionales aumenta significativamente el esfuerzo total requerido en el laboratorio.

Por tanto, este trabajo presenta una metodología basada en la caracterización de vidrio recocido para evaluar el fallo de componentes de vidrio pretensados, considerando tanto el patrón no uniforme de tensiones residuales como la naturaleza estadística de la resistencia del vidrio. Este enfoque se basa en el hecho de que la estructura amorfa del material permanece inalterada, ya que, en este caso, la aplicación del tratamiento térmico no implica fenómenos de transformación de fase. En consecuencia, el material intrínseco permanece inalterado, independientemente del estado tensional del vidrio empleado.

2. CASOS DE ESTUDIO Y METODOLOGÍA EXPERIMENTAL

Las muestran utilizadas durante esta investigación corresponden a placas de vidrio sodocálcico (90 x 90 x 4 mm), cuyas superficies no han sido alteradas, y, por tanto, las condiciones superficiales no difieren entre ellas.

En este estudio se propone el análisis de tres estados tensionales: vidrio recocido (AA), vidrio templado simétricamente (ST), y vidrio templado asimétricamente (AT). Del mismo modo, se han definido dos distancias entre jet y placa para cada caso de temple; H/D = 20 y H/D = 40, donde H corresponde a la distancia entre el jet y la placa y D al diámetro del jet empleado. Teniendo en cuenta que se emplea un único jet en cada lado de las placas, los valores de H/D han sido definidos con el objetivo de evitar concentración de tensiones de magnitudes elevadas en zonas localizadas de la superficie. La Figura 1 muestra el sistema de enfriamiento empleado para sostener las placas verticalmente y de manera perpendicular a los jets de aire.

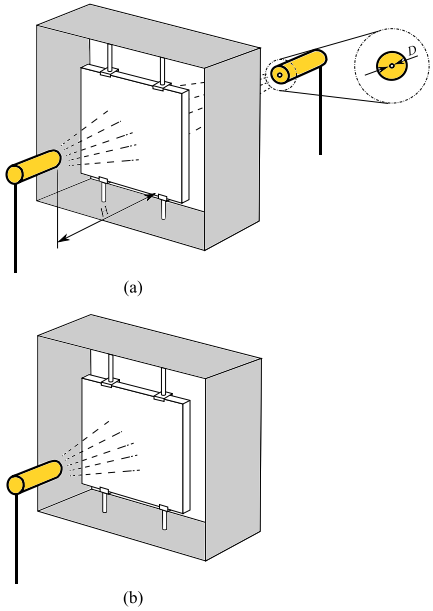


Figura 1. Representación esquemática de la unidad de temple utilizada durante el programa experimental.

Inicialmente, las placas recibidas se encontraban recocidas, por lo que se procedió a aplicar el tratamiento térmico de temple en el laboratorio. Para ello, se utilizó un horno de radiación NABERTHERM LH60/14, el cual fue precalentado a 650 ºC. Las muestras fueron templadas de manera individual mediante jets DAG PRESTO GOLD después de permanecer 10 minutos dentro del horno. El diámetro de jet empleado ha sido de 3 mm. Durante el proceso de enfriamiento se realizaron grabaciones con la cámara termográfica FLIRT1030Sc. Finalmente, se hizo uso del polariscopio SCALP-05 producido por la compañía GlasStress Ltd. para las mediciones de tensiones residuales en las placas. Dichas mediciones se han realizado a lo largo de la superficie mediante una máquina por control numérico.

En cuanto a la caracterización mecánica, en el presente estudio se proponen ensayos con anillos concéntricos. Se empleó una máquina MTS uniaxial con una célula de carga de 15 kN y se definió una velocidad de carga de 2 MPa/s. Debido a que el comportamiento frágil del vidrio

conlleva una gran dispersión en los resultados, de acuerdo con las normas UNE-EN 1288-1 y UNE-EN 1288-5, se propone analizar un total de 30 muestras por cada tipo de vidrio [5], [6]. Del mismo modo, se monitoriza el desplazamiento vertical de las probetas durante el ensayo mediante el equipo GOM ARAMIS 3D. La Tabla 1 sintetiza los ensayos planteados para cada caso de estudio.

Tabla 1. Resumen del programa experimental.

Tipo de vidrio	*H* [mm]	*H*/*D*	Probetas
AA	-	-	30
ST	60	20	30
ST	120	40	30
AT	60	20	30
AT	120	40	30

3. METODOLOGÍA NUMÉRICO-PROBABILÍSTICA BASADA EN SIMULACIÓN MULTIFÍSICA AVANZADA

La metodología numérico-probabilística que se propone se basa en investigaciones previas realizadas por los mismos autores de este trabajo [7]. Primero, la predicción de las tensiones residuales generadas durante el tratamiento térmico se realiza mediante una metodología basada en la interacción fluido-estructura o FSI (por sus siglas en inglés). Acto seguido, se emplea el modelo local generalizado (MLG), el cual permite deducir la función de distribución primaria de fallo (FDPF) asociada a un criterio de fallo especifico en función de las solicitaciones definidas, es decir, del caso de carga analizado.

3.1. Predicción de tensiones residuales no uniformes

La predicción de las tensiones residuales generadas durante el enfriamiento no-uniforme de las placas se ha llevado a cabo mediante cálculos FSI secuencialmente acoplados. Por una parte, se emplea el programa comercial Ansys Fluent, basado en la dinámica de fluidos computacional, para la consideración de los fenómenos locales del flujo y poder calcular la extracción de calor no-uniforme sobre los componentes. La consiguiente historia térmica es transferida a un primer modelo estructural basado en el MEF haciendo uso del programa comercial Abaqus FEA. Del mismo modo, se emplea una subrutina para contemplar los fenómenos de viscoelasticidad y relajación estructural del vidrio mediante el modelo de Narayanaswamy [8], [9]. De esta manera, ha sido posible considerar el enfriamiento no uniforme, tanto espacial como temporal, a la hora de calcular las tensiones no uniformes generadas debido a la influencia de los jets de aire.

3.2. Modelización del desempeño

La distribución de tensiones predicha es transferida a un segundo modelo estructural basado en el MEF para analizar y predecir su comportamiento estructural. Por tanto, la distribución de tensiones residuales obtenida en el modelo FSI sirve como condición inicial de este cálculo. El modelo se compone de un anillo soporte, una cinta de caucho sobre el anillo soporte, la placa de vidrio y el anillo de carga. El modelo consta de 54077 elementos hexaédricos, de los cuales 48600 se encuentran en el ejemplar de vidrio. El cálculo se divide en dos pasos: el primero sirve de aproximación hasta que el anillo de carga entra en contacto con la muestra, y el segundo reproduce la situación de carga hasta alcanzar la carga máxima alcanzada en la caracterización experimental.

3.3. Generación de la FDPF

Finalmente, se emplea el MLG propuesto por Muñiz-Calvente et al. para deducir la FDPF. Para ello, se lleva a cabo un programa experimental para caracterizar la resistencia última del material. De esta manera, es posible obtener los valores locales numéricos o parámetros generalizados (e.g: tensión principal máxima) del componente para las cargas últimas registradas durante la caracterización experimental. La efectividad de la FDPF, es decir, la transferibilidad de los resultados depende de la selección del parámetro generalizado (GP) y, por tanto, del correspondiente criterio de fallo. En la presente investigación, se analizan dos criterios de fallo: el criterio de tensión principal máxima, $\sigma_{\max}$, y el criterio de acciones independientes (PIA), los cuales vienen dados por las expresiones (1) y (2):

$$GP = \sigma_{\mathrm{I}} = \sigma_{\max}, \tag{1}$$

$$GP = \left(\sigma_{\mathrm{I}}^{m} + \sigma_{\mathrm{II}}^{m} + \sigma_{\mathrm{III}}^{m}\right)^{(1/m)}. \tag{2}$$

Una vez se obtienen los valores locales de *GP* para cada carga critica obtenida en la caracterización experimental, se inicia un proceso iterativo para poder deducir la FDPF. De esta manera, es posible calcular la probabilidad de fallo, $P_{\mathrm{f},S_{\mathrm{eq}}}$, la cual se basa en el modelo triparamétrico de Weibull tal y como se muestra en la expresión (3):

$$P_{\mathrm{f},S_{\mathrm{eq}}} = 1 - \exp\left[-\frac{S_{\mathrm{eq}}}{S_{\mathrm{ref}}}\left(\frac{GP-\lambda}{\delta}\right)^{\beta}\right], \tag{3}$$

donde λ en el parámetro de localización, β es el factor de forma, y δ es el factor de escala. El modelo se define por un parámetro generalizado, *GP*, que caracteriza el

comportamiento al fallo del componente cuando se aplica de manera uniforme sobre un tamaño de referencia S_{ref}. Por último, el tamaño equivalente, S_{eq}, define la longitud, área o volumen de la probeta, que cuando es sometida al valor máximo de *GP* muestra una misma probabilidad de fallo que la del componente real al ser sometido a la distribución real de *GP*.

Como resultado del proceso iterativo, las FDPF obtenidas en base a cada programa experimental se comportan como una propiedad del material, siendo independientes de las condiciones experimentales empleadas durante la caracterización, como el tamaño o forma de las muestras o el tipo de carga empleada. De este modo, la FDPF garantiza la transferibilidad de los resultados desde la caracterización experimental al diseño de componentes estructurales reales, permitiendo así la evaluación de la probabilidad de fallo y su redimensionamiento si es necesario.

La Figura 2 muestra el planteamiento de la metodología propuesta para predecirla probabilidad de fallo de componentes estructurales de vidrio teniendo en cuenta la distribución no homogénea de tensiones residuales generadas durante el temple.

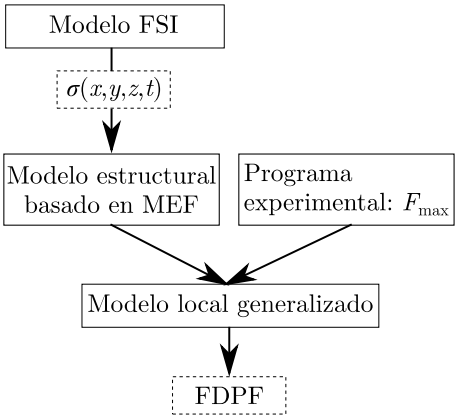


Figura 2. Diagrama de flujo de la metodología numérico-probabilística para predecir la probabilidad de fallo de componentes estructurales de vidrio.

4. RESULTADOS

Esta sección tiene como objetivo validar los resultados obtenidos por la metodología numérico-probabilística. Primero, se validan las predicciones de tensiones residuales generadas durante el tratamiento térmico. Después, se comparan los resultados numéricos y experimentales del comportamiento en servicio de las muestras, el cual consiste en ensayos de flexión de anillos concéntricos. Por último, se evalúa estadísticamente el fallo de los componentes. Para ello, se analiza la influencia de dos criterios de fallo y se deducen las FDPF de cada tipo de vidrio contemplado en este estudio: vidrio recocido y vidrio templado bajo diferentes condiciones. De esta manera, se calculan las probabilidades de fallo de cada tipo de vidrio, no solo en función de la FDPF generada a partir de su propia caracterización experimental, sino también en función a la FDPF deducida en base a las caracterizaciones experimentales de cada tipo de vidrio.

4.1. Cálculo de tensiones residuales

Las predicciones de las tensiones residuales de las placas templadas simétrica y asimétricamente se comparan con las mediciones experimentales realizadas mediante SCALP-05. A continuación, se muestran las distribuciones de tensiones en las superficies en las cuales se ha provocado la rotura durante los ensayos de anillos concéntricos, es decir, las superficies inferiores sometidas a cargas tractivas durante el ensayo.

Los resultados se componen de: (i) las distribuciones de tensiones residuales a lo largo de las direcciones *x* e *y*, las cuales se cruzan por la mitad de la placa, (ii) de las bandas de incertidumbre de los ensayos de repetitividad y (iii) del dispositivo SCALP-05 (5%). Así, la Figura 3 muestra los resultados para las placas templadas simétricamente a una distancia *H*/*D* = 20 y *H*/*D* = 40.

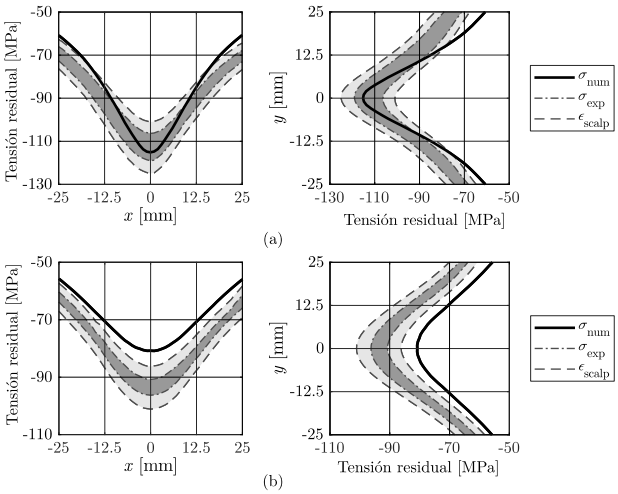


Figura 3. Distribución de tensiones a lo largo de los ejes x e y para las placas templadas simétricamente: (a) H/D = 20 y (b) H/D = 40.

En el caso de temple simétrico a *H*/*D* = 20, los resultados numéricos concuerdan con las mediciones experimentales, ya que generalmente se encuentran entre las bandas experimentales que se han definido. Las mayores diferencias se observan en las zonas secas de la placa, es decir, las zonas donde la influencia del jet es menor, y, por tanto, la extracción calor disminuye. Esto puede deberse a incertidumbres relacionadas con la definición de la temperatura inicial de temple en el cálculo, la cual tiene una influencia notable en la generación de tensiones residuales [10]. En cuanto al caso de temple simétrico *H*/*D* = 40, las predicciones se encuentran en el límite inferior de las bandas experimentales. Estas diferencias pueden deberse a la modelización de la turbulencia, ya que a medida que aumenta el valor de *H*/*D*, la idoneidad del modelo de

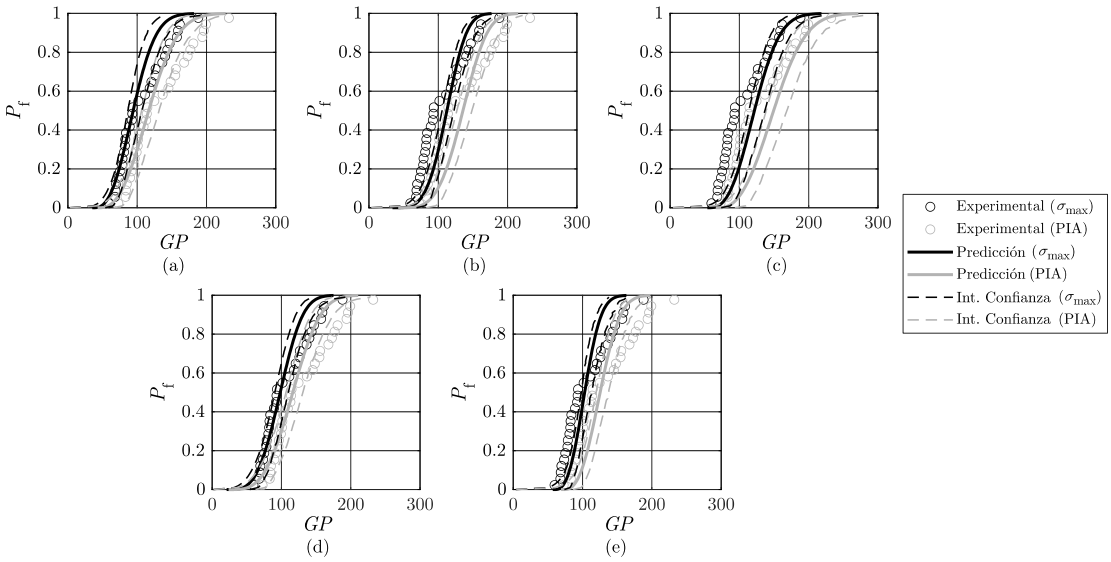


Figura 4. Probabilidad de fallo de las placas recocidas teniendo en cuenta la FDPF derivada de la caracterización experimental de: (a) AA, (b) STHD20, (c) STHD40, (d) ATHD20, y (e) ATHD40.

turbulencia empleado puede verse disminuida. En cuanto a las placas templadas asimétricamente, se obtuvieron las mismas conclusiones para las dos distancias analizadas, H/D = 20 y H/D = 40.

4.2. Cálculo de solicitación en servicio

La validación del comportamiento en servicio se ha realizado mediante las mediciones de desplazamiento vertical realizadas con el equipo GOM ARAMIS 3D. Para ello, se realizó un análisis de correlación de imágenes digitales en diferentes intervalos de tiempo, y, por ende, para diferentes situaciones de carga a medida que esta aumenta durante el ensayo. De esta manera, se verificó que las diferencias entre los resultados numéricos y mediciones experimentales eran menores a 10%.

4.3. Evaluación estadística individual

Una vez conseguidos los resultados numéricos del instante de fallo de cada muestra, se emplea el MLG para generar la FDPF de cada caso de estudio. La Tabla 2 muestra los parámetros obtenidos en función de los dos criterios de fallo propuestos en este estudio.

Tabla 2. Parámetros de Weibull de cada caso de estudio en base a los criterios PIA y tensión principal máxima.

Tipo de vidrio	PIA (σ_{max})		
	β	λ	δ
AA	2 (2)	42,9 (35,1)	2,28 (2,1)
STHD20	3,4 (3,4)	42,1 (33,9)	10,7 (10)
STHD40	2 (2)	66 (53,7)	2,3 (2,1)
ATHD20	3 (3)	23,7 (20,8)	9,1 (8,4)
ATHD40	2,1 (2)	69 (57)	1,7 (1,3)

De este modo, tal y como se observa en la Figura 4, es posible predecir el comportamiento en servicio de las muestras recocidas basándose en los parámetros obtenidos a través de su propia caracterización experimental y de las caracterizaciones experimentales de las placas templadas bajo diferentes condiciones. Del mismo modo, se muestran las predicciones en base al criterio de fallo definido y los intervalos de confianza de 5% y 95%. En general, los resultados experimentales se encuentran dentro de los intervalos de confianza y las desviaciones son menores de 10%. Las desviaciones aumentan hasta 15% cuando se utilizan los parámetros de placas templadas simétricamente a una distancia de H/D = 40. Cabe destacar que un aumento en el número de probetas conllevaría una mayor fiabilidad de las predicciones. Por último, ambos criterios de fallo muestran una representatividad adecuada, ya que las diferencias en las predicciones de cada uno son menores a 1%.

Finalmente, se propone predecir el desempeño de placas templadas considerando la FDPF derivada de la caracterización experimental de placas recocidas (ver Figura 5). Así, se verifica la transferibilidad de las FDPF entre componentes de vidrio que muestran diferentes estados tensionales, y, por tanto, la posibilidad de predecir el comportamiento en servicio de placas templadas mediante la caracterización experimental de placas recocidas. Por consiguiente, la FDPF no depende del tratamiento térmico que se aplica a los componentes de vidrio. La razón de este hecho se debe a la inexistencia de transformaciones de fase durante el tratamiento térmico debido a la estructura amorfa del vidrio. En consecuencia, se verifica la versatilidad de la metodología propuesta para predecir el comportamiento a fractura de componentes recocidos y templados. Este hecho puede conllevar significativas reducciones en los costes y tiempo de producción.

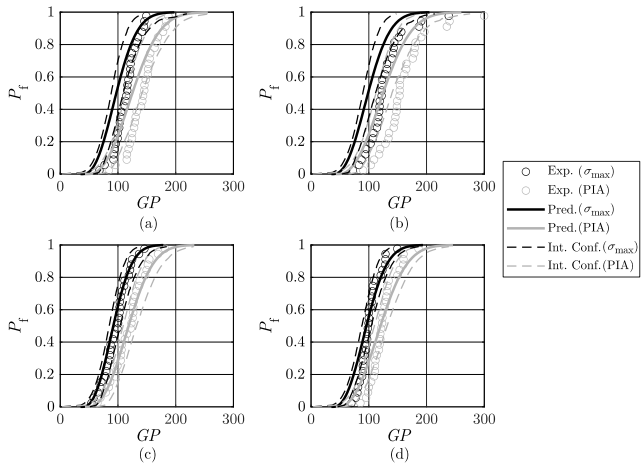


Figura 5. Probabilidad de fallo de placas templadas teniendo en cuenta la FDPF derivada de placas recocidas: (a) STHD20, (b) STHD40, (c) ATHD20, y (d) ATHD40.

5. CONCLUSIONES

Las principales conclusiones de esta investigación se enumeran a continuación:

- Se presenta una metodología numérico-probabilística para evaluar la probabilidad de fallo de placas de vidrio templado basándose en la caracterización experimental de placas recocidas. El modelo considera el estado tensional de las placas tras el tratamiento térmico.

- Se confirma la transferibilidad entre las funciones cumulativas de fallo de las placas recocidas y las placas templadas. Por ello, la FDPF generada es independiente del estado tensional inicial de las placas. Esto conlleva una reducción del esfuerzo que suponen los extensos programas experimentales para la caracterización a fractura de componentes de vidrio.

- Los siguientes pasos se enfocan en analizar un componente estructural real para poder extender la metodología propuesta a un caso de estudio industrial. No obstante, el presente trabajo establece los fundamentos para poder diseñar tratamientos térmicos ad hoc, en función de la solicitación a la que se somete el componente y la probabilidad de fallo especificada por el cliente.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen la financiación recibida del Gobierno Vasco, a través de los Grupos de Investigación IT1505-22 y IT1316. Asimismo, los autores agradecen la ayuda de Miguel Lozano durante la realización del programa experimental, especialmente para llevar a cabo el análisis de correlación digital de imágenes.

REFERENCIAS

[1] D. I. für B. (DIBt), *TRAV - Technische Regeln für die Verwendung von absturzsichernden Verglasungen.* 2003.

[2] A. Ramos, M. Muniz-Calvente, P. Fernández, A. Fernández-Canteli, and M. J. Lamela, "Análisis probabilístico de elementos de vidrio recocido mediante una distribución triparamétrica Weibull," *Bol. la Soc. Esp. Ceram. y Vidr.*, vol. 54, no. 4, pp. 153–158, 2015, doi: 10.1016/j.bsecv.2015.06.002.

[3] G. Pisano and G. R. Carfagni, "Statistical interference of material strength and surface prestress in heat-treated glass," *J. Am. Ceram. Soc.*, vol. 100, no. 3, pp. 954–967, 2017, doi: 10.1111/jace.14608.

[4] G. Castori and E. Speranzini, "Fracture strength prediction of float glass: The Coaxial Double Ring test method," *Constr. Build. Mater.*, vol. 225, pp. 1064–1076, 2019, doi: 10.1016/j.conbuildmat.2019.07.264.

[5] European Standard, *EN 1288-1: Glass in building - Determination of the bending strength of glass. Part 1: Fundamentals of testing glass*. Brussels, 2000.

[6] European Standard, *EN 1288-5: Glass in building - Determination of the bending strength of glass. Part 5: Coaxial double ring test on flat specimens with small test surface areas*. Brussels, 2000.

[7] A. Iglesias, M. Muniz-Calvente, A. Fernández-Canteli, I. Llavori, M. Martinez-Agirre, and J. A. Esnaola, "Numerical-probabilistic assessment of tempered glass failure based on the generalised local model characterised by annealed plates," *Eng. Fract. Mech.*, vol. 274, no. August, p. 108754, 2022, doi: 10.1016/j.engfracmech.2022.108754.

[8] O. S. Narayanaswamy, "Model of Structural Relaxation in Glass," *J. Am. Ceram. Soc.*, vol. 54, no. 10, pp. 491–498, 1971, doi: 10.1111/j.1151-2916.1971.tb12186.x.

[9] J. H. Nielsen, J. F. Olesen, P. N. Poulsen, and H. Stang, "Finite element implementation of a glass tempering model in three dimensions," *Comput. Struct.*, vol. 88, no. 17–18, pp. 963–972, 2010, doi: 10.1016/j.compstruc.2010.05.004.

[10] A. Iglesias, M. Martinez-Agirre, I. Torca, I. Llavori, and J. A. Esnaola, "Numerical methodology based on fluid-structure interaction to predict the residual stress distribution in glass tempering considering non-uniform cooling," *Comput. Struct.*, vol. 264, p. 106757, 2022, doi: 10.1016/j.compstruc.2022.106757.

ANÁLISIS DEL EFECTO DEL SHOT-PEENING Y EL CEMENTADO EN LA VIDA A FATIGA DE LOS ENGRANAJES

G. Cortabitarte M. Larrañaga , I. Llavori , J. Larrañaga , A. Arana , J. A. Esnaola , I. Ulacia

Grupo de Diseño y Mecánica Estructural, Departamento de Mecánica y Producción Industrial, Mondragon Unibertsitatea, España. Email: gurutz.cortabitarte@alumni.mondragon.edu

Resumen

Debido a sus condiciones de trabajo, la fatiga es uno de los modos de fallo más comunes en los engranajes. A pesar de que habitualmente se emplean diversos tratamientos para mejorar las propiedades mecánicas de los mismos, su contribución se suele tener en cuenta en base a normativas de forma muy conservadora, por lo que su efectividad y potencial no están totalmente contrastados.

El objetivo de este trabajo es evaluar numéricamente la contribución del shot peening (SP) y del cementado en la resistencia a la fatiga de los engranajes, en condiciones de fatiga por flexión de un solo diente (STBF). Se trata de la primera parte de un trabajo más amplio en el que posteriormente se realizará la validación experimental.

El caso de estudio elegido es un engranaje de módulo 6, fabricado en acero 16MnCr5. Se han analizado cuatro condiciones: i) sin tratamiento, ii) cementado, iii) SP, y iv) cementado y SP.

Se han modelado los tratamientos de SP y cementado para posteriormente estimar numéricamente la resistencia a fatiga de los cuatro casos, considerando las tensiones residuales de cada caso, para diferentes casos de carga y empleando los parámetros de fatiga multiaxial.

Los resultados han mostrado la mejora proporcionada por cada tratamiento, siendo el cementado el que más contribuye de forma individual

Palabras clave: Tensiones residuales, Fatiga multiaxial, Engranaje, Shot peening.

Abstract

Due to their working conditions, fatigue is one of the most common failure modes in gears. Although several treatments are commonly used to improve the mechanical properties, their contribution is usually considered in a very conservative way based on standards, so their effectiveness and potential are not fully known yet.

The aim of this work is to numerically evaluate the contribution of shot peening (SP) and case-hardening on the fatigue strength of gears under single tooth bending fatigue (STBF) conditions. This is the first part of a larger study, which will be completed with the experimental validation.

The case study chosen is a gear of module 6, made of 16MnCr5 steel. Four conditions have been analysed: i) raw, ii) case-hardened, iii) SP, and iv) case hardened and SP.

The SP and case-hardening treatments have been modelled in order to numerically estimate the fatigue strength of the four cases, considering the residual stresses of each case, in different load cases and using the multi-axial fatigue parameters.

Keywords: Residual stresses, Multiaxial fatigue, Gears, Shot peening.

1. INTRODUCCIÓN

Los engranajes son elementos mecánicos ampliamente utilizados en sistemas de transmisión de potencia para diversas aplicaciones, incluyendo la industria automotriz, aeroespacial, de elevación y generación de energía, entre otras. Sin embargo, existen dos modos principales de fallo que pueden limitar su vida útil: la fatiga superficial por contacto, conocida como pitting/spalling, y la fatiga a flexión en el pie del diente. De estos dos modos de fallo, la fatiga en el pie del diente es la que más limita la operatividad del sistema de transmisión[1, 2].

Con el fin de aumentar la vida útil se aplican diversos tratamientos: i) tratamientos térmicos para incrementar la resistencia mecánica, ii) tratamientos superficiales para eliminar imperfecciones y mejorar el acabado de la superficie, y iii) tratamientos mecánicos para crear tensiones residuales (TR) compresivas en la superficie.

Entre los tratamientos térmicos, el cementado es uno de los más utilizados en engranajes. Este tratamiento implica la exposición del componente de acero a una atmósfera rica en carbono a alta temperatura, seguida de un enfriamiento en un baño de aceite. El resultado es una capa superficial endurecida de cementita que aumenta la resistencia mecánica superficial [3] templando además el núcleo [3]. De esta manera, se retrasa la etapa de iniciación de la fisura y se incrementa la vida a fatiga a altos ciclos o High Cycle Fatigue (HCF) [2, 4]. El espesor de la capa endurecida puede variar entre 1 y 2 mm [5] y la dureza obtenida depende de las condiciones del

tratamiento, como la temperatura, el tiempo de permanencia y la velocidad de enfriamiento [5].

El tratamiento de Shot Peening (SP) es ampliamente utilizado en engranajes, consiste en el impacto controlado de granalla de geometría esférica y dimensiones y dureza controladas sobre la superficie del engranaje. Además de eliminar defectos y mejorar la superficie, también induce TRs compresivas que alargan la vida a fatiga a altos ciclos (HCF) [4]. La magnitud y el patrón de TRs obtenidos dependen de las propiedades mecánicas del material base y de los parámetros de proceso empleados, como la intensidad Almen y el grado de cobertura [6]. A mayor intensidad Almen y grado de cobertura, mayor será la magnitud y profundidad del patrón de TRs de compresión.

Debido a los numerosos parámetros que toman parte en el proceso de shot peening es difícil predecir el mapa de tensiones residuales que generara el proceso. Además de los parámetros del proceso, el mismo proceso no es repetitivo, la localización de los impactos de un tratamiento a otro varia, y el ángulo de impacto de cada esfera es diferente, estos factores dan lugar a variaciones en el mapa de tensiones residuales [7]. En la bibliografía, se encuentran diferentes métodos para estimar el patrón de TRs generado mediante SP. De este modo, a mediados de los 80 Guechichi et al. [8] presentaron un modelo analítico para predecir las TR generadas en base a la teoría de contacto de Hertz y el método de cálculo elastoplástico presentado por Zarka y Inglebert en 1985 [9]. Paralelamente, a partir del 2000, el salto tecnológico de los ordenadores dio lugar a la utilización de modelos de elementos finitos (EF), el cual permite considerar en mayor detalle las complejidades geométricas y de proceso. De este modo, en el 2005 Rouhaud et al. [10] evaluaron la utilización del modelo de endurecimiento cinemático en el material al recibir impactos severos en una misma zona. En 2008, Hong et al. [11] realizaron un estudio paramétrico mediante un modelo 3D de EF para analizar el efecto del diámetro de las esferas metálicas, la velocidad de impacto, el ángulo de incidencia y las propiedades del material de la pieza tratada en el mapa de tensiones residuales resultante. Recientemente, en 2016 R. Seddik et al. [12] acoplaron técnicas de optimización de parámetros de proceso en base a superficie de respuesta acoplado al modelo de EF del *shot peening*. En consecuencia, a pesar de que el tratamiento de Shot Peening es ampliamente utilizado en la industria para mejorar la vida útil de los engranajes, actualmente no existe un método para cuantificar su efectividad en piezas complejas. Los modelos numéricos disponibles en la literatura científica para simular el proceso de Shot Peening se restringen a geometrías simples y planas. Además, aunque algunos trabajos han evaluado el estado de tensiones en probetas tratadas mediante Shot Peening, no se han estudiado las diferentes tensiones residuales obtenidas al aplicar diferentes tratamientos. En cuanto a las metodologías para estimar la vida útil, ninguna considera estos efectos.

Por lo tanto, en este estudio se examina mediante el método de Elementos Finitos la contribución del tratamiento de Shot Peening y del tratamiento térmico de cementado en la resistencia a la fatiga de engranajes fabricados en acero 16MnCr5, tanto de manera individual como combinada.

2. METODOLOGÍA

El objetivo principal de este estudio es analizar la influencia del tratamiento térmico de cementado y del tratamiento de shot peening en la resistencia a fatiga de engranajes. Se ha seleccionado como caso de estudio una pareja de engranajes rectos con un espesor de 10 mm, 18 dientes, módulo 6 y un ángulo de presión normal de 20º fabricados en acero 16MnCr5. Estos engranajes han sido evaluados bajo cuatro condiciones diferentes:

- **i.** Pareja de engranajes sin tratar (RAW).
- **ii.** Pareja de engranajes cementados (TT).
- **iii.** Pareja de engranajes tratados mediante *shot peening* (RAW+SP).
- **iv.** Pareja de engranajes cementados y tratados mediante *shot peening* (TT+SP).

El procedimiento numérico consiste en dos etapas. En el primero se modela mediante EF el tratamiento de *shot peening* sobre el engranaje RAW y el TT con el objetivo de predecir el patrón de TR correspondientes a cada caso de estudio. A continuación, se evalúa el comportamiento a fatiga para diferentes niveles de carga considerando el patrón de TR de shot peening estimado en la etapa anterior para los casos iii. RAW+SP y iv. TT+SP.

2.1. Propiedades mecánicas

Durante el proceso de shot peening, la granalla esférica impacta con gran velocidad sobre la superficie del material tratado, lo que implica que el modelado mediante elementos finitos requiera la curva tensión-deformación del material en cuestión en función de la velocidad de deformación [13]. Para abordar este requisito, se ha utilizado una curva tensión-deformación real del material 16MnCr5 para modelar dicho proceso en ambos casos (ver **Figura 1**).
Asimismo, para evaluar la fatiga en los distintos casos de carga, se ha empleado un modelo de endurecimiento cinemático que considera la evolución de las propiedades mecánicas del material ante cargas cíclicas de plastificación, en particular para los casos de carga que se sitúan en el rango de fatiga de baja frecuencia o LCF.

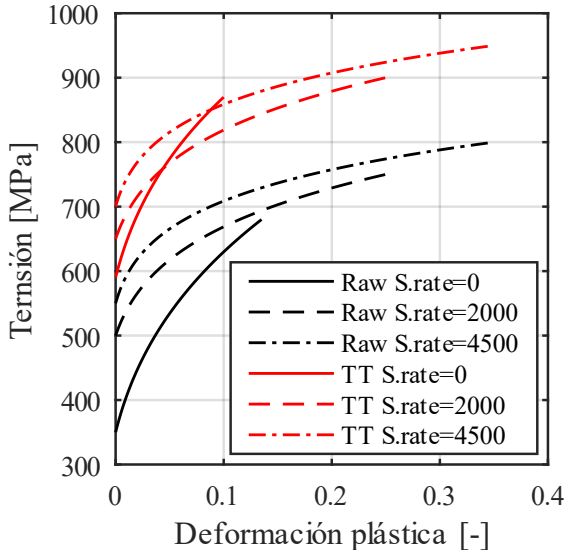


Figura 1. Curvas tensión deformación en función de la velocidad de deformación

2.2. Modelización numérica del proceso de shot peening

En esta sección se presenta el procedimiento numérico utilizado para la modelización del proceso de shot peening, basado en el método propuesto por Mylonas et al. en 2011 [14]. La configuración de proceso utilizada consiste en el uso de granalla esférica S230 (según el Manual SAE de Shot Peening [7]) de diámetro nominal de 0,6 mm, un ángulo de impacto de 90º y una velocidad de impacto de 50 m/s. El tratamiento se aplica con una boquilla de 4 mm de diámetro con un caudal másico medio de 11 kg/min. Por ello Labeas et al. 2008 [15] propuso la utilización de un número equivalente de impactos orientado a simulaciones FEM, el cual fue validado en 2011 por Mylonas et al. [14]. Aplicando dicho método el número de impactos equivalente mínimo para el caso de estudio del presente trabajo son 10 impactos/mm^2. Para asegurar el 100% de grado de cobertura, el número de impactos considerado es de 152 impactos/mm^2.

Debido a la naturaleza del tratamiento de *shot peening*, cuyo efecto es localizado, se ha modelado el tratamiento únicamente en la zona crítica a fatiga, lo cual permite reducir de forma considerable el coste computacional. La malla utilizada para la región donde posteriormente se llevará a cabo la evaluación a fatiga, C3D8R de 100 μm. La **Figura** 2 muestra el mallado aplicado sobre las dos regiones del engranaje y las esferas empleadas para modelar el proceso de *shot peening* localizado en la zona crítica.

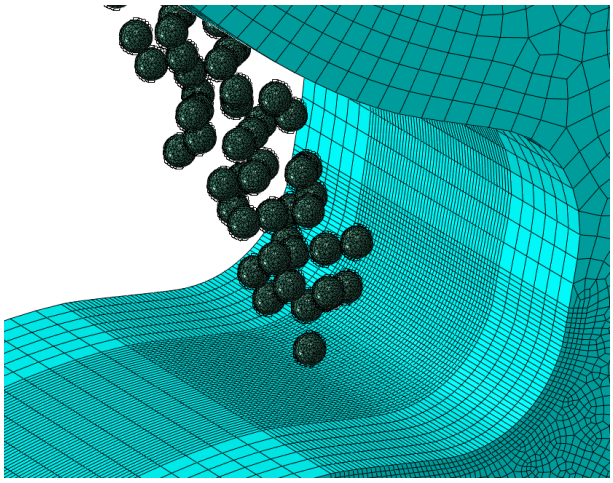


Figura 2. Detalle modelo EF de *shot peening*

2.3. Modelización numérica bajo carga cíclica

Con el objetivo de evaluar el comportamiento a fatiga de los cuatro casos de estudio específicos, se ha empleado un modelo de elementos finitos (EF) estructural. En el proceso de modelado, se ha utilizado el mallado definido para el tratamiento de shot peening. Para simular la interacción entre los dientes de la pareja de engranajes, se ha creado una región local que representa la zona de contacto entre ellos, la cual se ha ilustrado en la **Figura 3**. En el modelo se ha considerado un coeficiente de fricción de Coulomb de 0,2. En los casos de estudio iii) y iv), donde se ha evaluado el efecto del tratamiento de shot peening en los engranajes sin tratar y cementados, se han mapeado las tensiones residuales estimadas en el apartado anterior para cada caso. Finalmente, se ha evaluado el comportamiento a fatiga de los cuatro casos de estudio bajo las condiciones de carga que se especifican en la **Tabla 1**, en configuración R=0. Debido a la contribución de los diferentes tratamientos, los casos de estudio abarcan un rango desde el régimen de fatiga a bajos ciclos (LCF) hasta el régimen de fatiga a altos ciclos (HCF).

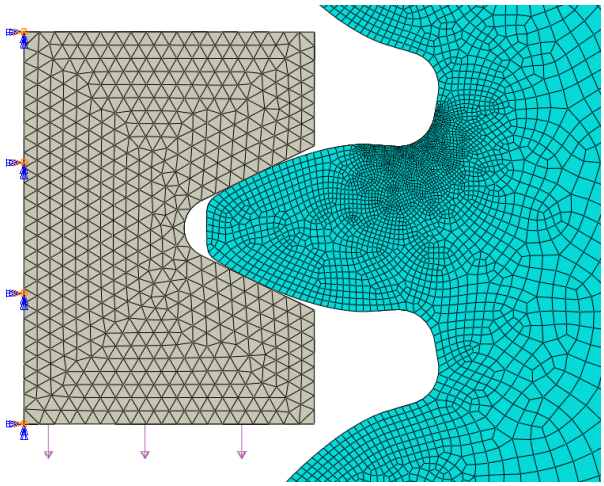


Figura 3. Modelo EF de carga cíclica

Tabla 1. Casos de carga

CASOS DE CARGA [kN]						
RAW	8	9	10	11	12	-
TT	14	15	16	17	18	19

2.4. Evaluación de vida a fatiga multiaxial

En este trabajo, la zona crítica se ha evaluado utilizando el parámetro Smith-Watson-Topper (1) (SWT) como parámetro indicador de fatiga (FIP) [16]. El SWT es un criterio de fallo de tipo modo I definido como el producto de la tensión normal máxima ($\sigma_{n,max}$) y la amplitud de la deformación normal ($\epsilon_{n,a}$):

$$\text{SWT} = (\sigma_{n,max}\epsilon_{n,a})_{max} = \frac{\sigma_f^{'2}}{E}(2N_f)^{2b} + \sigma_f^{'}\epsilon_f^{'}(2N_f)^{b+c} \quad (1)$$

donde $\sigma_f^{'}$ es el coeficiente de resistencia a la fatiga, b es el exponente de fatiga, E es el módulo elástico, N_f es el número de ciclos hasta el fallo, $\epsilon_f^{'}$ es el coeficiente de ductilidad a la fatiga y c es el exponente de ductilidad a fatiga. Como se ha mencionado previamente, los parámetros FIP han sido evaluados en base a la identificación del plano crítico. En este aspecto, es bien sabido que la evaluación de la vida a fatiga en la zona crítica ha dado resultados conservadores en los problemas de entallas debido al efecto del gradiente de tensiones. Para superar este problema, en la literatura se han desarrollado varios métodos no locales, siendo la teoría de la distancia crítica (TCD) el método más utilizado [17]. La idea original fue desarrollada por Neuber et al. en 1958 [18], pero no fue hasta décadas más tarde cuando fue ampliada por Taylor et al. en 2008 [17]. A pesar de que dicha teoría puede ser implementada de varias formas, los métodos de puntos (PM), de líneas (LM) y de volumen/área (VM/AM) son los más empleados en la bibliografía. En el presente trabajo se ha empleado el método VM, en el cual se ha promediado el valor de tensión de cada nodo en función del radio de influencia definido a partir del umbral de propagación de grieta del material Kth. En este trabajo se ha utilizado un radio de influencia de 0,462 mm.
Una vez que se ha determinado el parámetro SWT máximo, se ha estimado la vida a fatiga del componente para la carga correspondiente en base a las curvas SWT-N tanto del material base como de la capa cementada (**Figura 4**). Dichas curvas se han estimado en base a datos bibliográficos correspondientes tanto al material base como al cementado[19].

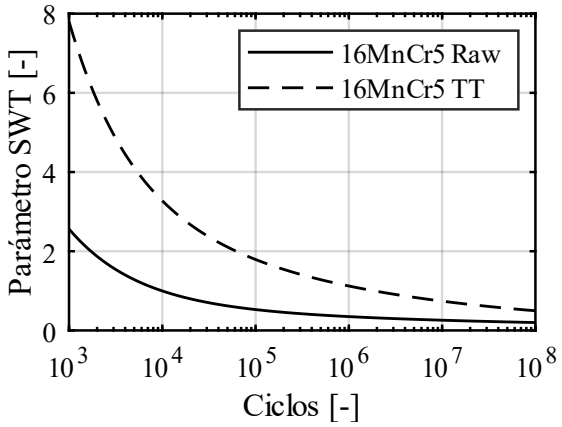


Figura 4. Curvas SWT-Ciclos (Raw-TT)[19].

3. RESULTADOS

3.1. Patrón numérico de TR de shot peening

Las **Figuras 5 y 6** muestran el patrón de TR de *shot peening* aplicado al caso de engranaje virgen y cementado.

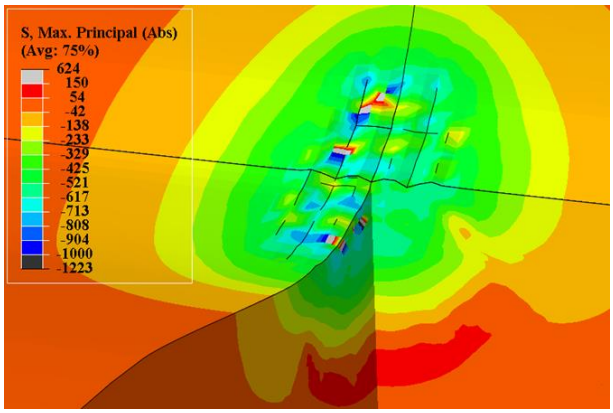


Figura 5. Patrón de TR de *shot peening* estimado para el caso del engranaje virgen (RAW+SP).

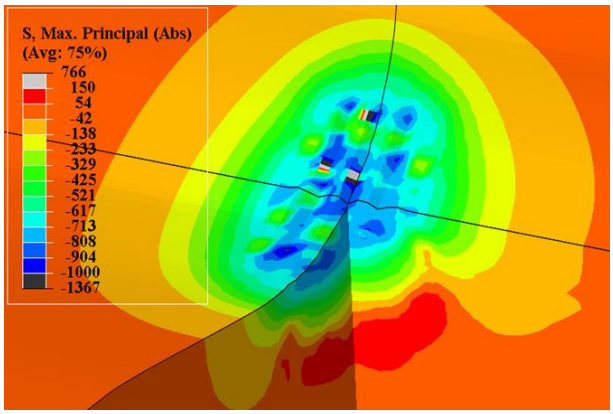


Figura 6. Patrón de TR de *shot peening* estimado para el caso del engranaje cementado (TT+SP).

Tal y como se detalla en la gráfica de la **Figura 7** se observa que debido a la elevada resistencia mecánica y baja ductilidad de la capa cementada, la magnitud de las TRs inducidas mediante el tratamiento son mayores para el caso cementado (-850 MPa vs -590 MPa) mientras que el grado de penetración alcanzado es menor (0,8 mm vs. 1 mm).

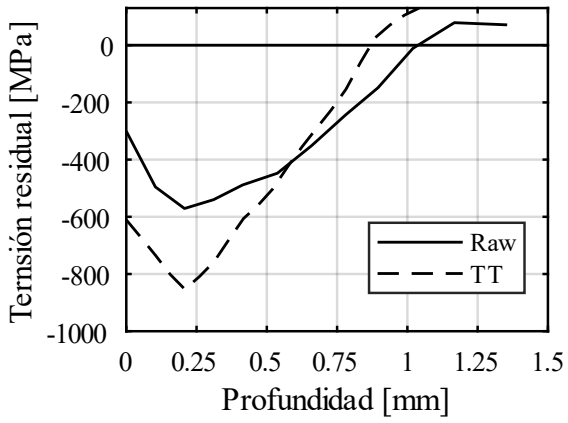


Figura 7. Evolución de la magnitud de tensiones residual perpendicular al plano crítico (modo I) en profundidad

3.2. Modelización numérica de los casos de carga

La **Figura 8** ilustra el patrón de tensiones resultante de la aplicación de una carga cíclica de 8 kN en el caso de estudio RAW+SP. Se observa que las tensiones compresivas, que se generaron inicialmente, disminuyen gradualmente debido al efecto de la carga. Sin embargo, las magnitudes de las tensiones obtenidas son inferiores en comparación con el caso RAW.

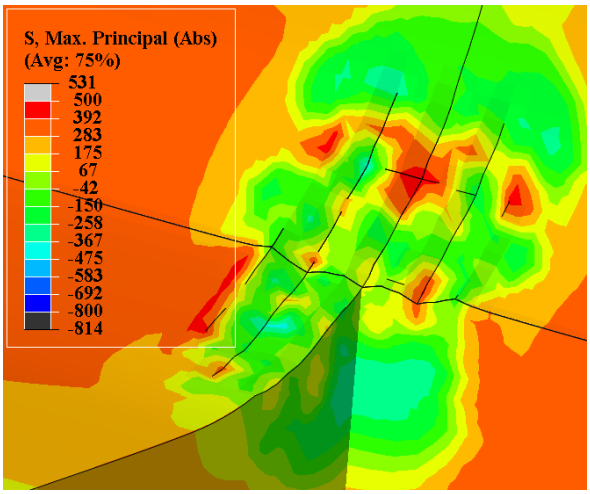


Figura 8. Tensión principal para el caso de carga de 8kN engrane con SP (RAW+SP)

3.3. Evaluación de la vida a fatiga

La **Figura 9** muestra la vida teórica estimada para cada uno de los casos de estudio para los niveles de carga analizados.

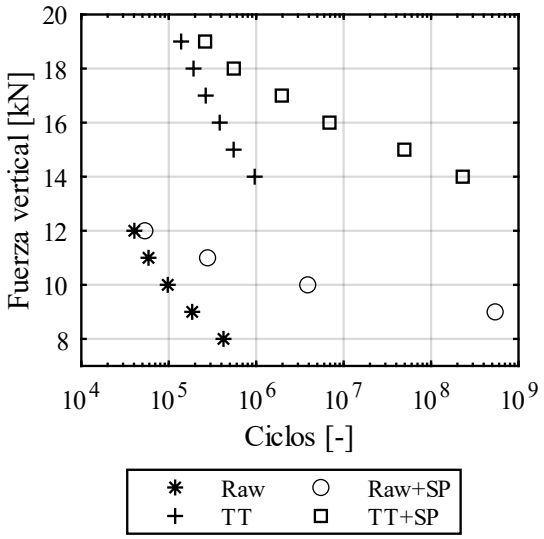


Figura 9. Estimación de vida a fatiga

Los resultados del presente estudio indican que el tratamiento de cementado por TT presenta una contribución significativamente mayor al aumento de la vida a fatiga en comparación con el tratamiento de SP en todos los niveles de carga analizados. El aumento de la resistencia mecánica de la capa cementada permite que la vida del engranaje se extienda desde el rango LCF hasta el rango HCF. A medida que disminuye la carga de ensayo y las tensiones en la superficie del componente se sitúan por debajo del límite elástico, la contribución del TT disminuye, aunque sigue siendo significativamente mayor que la contribución máxima del SP.

En cuanto al tratamiento de SP, se observa que su contribución al aumento de la vida del componente en los niveles de carga más altos, ubicados en el rango LCF, es muy reducida debido a que la plastificación cíclica superficial que se produce bajo cargas elevadas libera el patrón de TR compresivo inducido y su efecto beneficioso. Sin embargo, en el rango HCF, donde las tensiones superficiales generadas por los casos de carga son inferiores al límite elástico, la contribución del SP aumenta. En los casos de carga más altos, no se observa una mejora significativa, mientras que, en los casos de carga intermedios, se produce una mejora en el rango del 30-200%. Finalmente, en el rango HCF se obtienen mejoras de entre 1000-10000% (ver **Figura 9**).

En conclusión, se observa que la contribución media del SP en la vida del engranaje Raw es significativamente menor en comparación con el engranaje cementado, con una mejora del 450% frente a un 800%.

4. CONCLUSIONES

El presente estudio tiene como objetivo evaluar numéricamente la contribución de los tratamientos de cementado y SP, tanto por separado como de forma

combinada, en el incremento de la vida a fatiga de engranajes. Los resultados obtenidos demuestran que el tratamiento de cementado es el que proporciona una mayor contribución de forma individual para los casos analizados.

Por otro lado, se ha observado que la contribución del tratamiento de SP se diluye en el rango de LCF debido a que las cargas cíclicas generan plastificaciones que liberan las tensiones compresivas inducidas por el tratamiento. Sin embargo, en el rango de HCF, donde las tensiones son inferiores al límite elástico, el efecto del SP es más potente a medida que disminuye el nivel de carga.

Por último, se ha comprobado que la aplicación del tratamiento de SP sobre un engranaje cementado contribuye a un incremento adicional medio de la vida a fatiga del 1430%, frente al 650% sobre el engranaje virgen.

En consecuencia, se concluye que la aplicación combinada de ambos tratamientos resulta especialmente interesante en aplicaciones de elevados niveles de carga donde el aumento del tamaño del engranaje para cumplir los requerimientos de vida puede penalizar la funcionalidad del sistema de transmisión.

5. AGRADECIMIENTOS

Los investigadores quieren agradecer a la Diputación Foral de Guipúzcoa por el soporte proporcionado el proyecto SHOTPENG (Proyecto SHOTPENG, dentro de las de ayudas del Programa Red Guipuzcoana de Ciencia, Tecnología e innovación (referencia 481/2021)) dentro del cual se ha desarrollado el presente trabajo y a la empresa de tratamientos Iparblast por su colaboración en el presente proyecto.

6. REFERENCIAS

[1] J. Patel, G. Sahu, and P. Kumar Sen, “A study on common failure of gears,” 2015.

[2] S. Nick Bretl, T. Schurer, K. Tobie, P. Stahl, and B.-R. Höhn, “Thermal processing for gear solutions investigations on tooth root bending strength of case-hardened gears in the range of high cycle fatigue,” 2014.

[3] R. Weber, J. Rötting, B. Scholtes, and M. Bacher-Höchst, “Load stresses and residual stresses in the tooth interior,” in *International Gear Conference 2014: 26th–28th August 2014, Lyon*, Elsevier, 2014, pp. 804–813. doi: 10.1533/9781782421955.804.

[4] M. Benedetti, V. Fontanari, B.-R. Höhn, P. Oster, and T. Tobie, “Influence of shot peening on bending tooth fatigue limit of case-hardened gears,” 2002. [Online]. Available: www.elsevier.com/locate/ijfatigue

[5] S. A. Pakhomova, M. v. Unchikova, and R. S. Fakhurtdinov, “Gear wheels surface engineering by deformation hardening and carburization,” in *Materials Science Forum*, 2016, vol. 870, pp. 383–391.

[6] Hong Y. M., “Numerical and theoretical study of shot peening and stress peen forming process, PhD dissertation, University of Montreal,” 2010.

[7] SAE, *Manual on Shot Peening, Society of Automotive Engineers, Warrendale, USA, Fourth Edition*. SAE International, 2011.

[8] H. Guechichi, “Prévision des contraintes résiduelles dues au grenaillage de précontrainte, PhD thesis, ENSAM,” 1986.

[9] J. Zarka and G. IngleberT, “Simplified analysis of inelastic structures, In Simplified Analysis of Inelastic Structures Subjected to Statical or Dynamical Loadings, CISM Seminar,” 1985.

[10] E. Rouhad, A. Ouakka, C. Ould, J. L. Chaboche, and M. François, “Finite elements model of shot peening, effects of constitutive laws of the material,” 2005.

[11] T. Hong, J. Y. Ooi, and B. Shaw, “A numerical simulation to relate the shot peening parameters to the induced residual stresses,” *Eng Fail Anal*, vol. 15, no. 8, pp. 1097–1110, Dec. 2008, doi: 10.1016/j.engfailanal.2007.11.017.

[12] R. Seddik, A. Bahloul, A. Atig, and R. Fathallah, “A simple methodology to optimize shot-peening process parameters using finite element simulations. International Journal of Advanced Manufacturing Technology,” 2016.

[13] A. Mardoukhi, J. Rämö, T. Vuoristo, A. Roth, M. Hokka, and V. T. Kuokkala, “Effects of microstructure on the dynamic strain aging of ferriticpearlitic steels at high strain rates,” in *EPJ Web of Conferences*, Sep. 2018, vol. 183. doi: 10.1051/epjconf/201818303009.

[14] G. I. Mylonas and G. Labeas, “Numerical modelling of shot peening process and corresponding products: Residual stress, surface roughness and cold work prediction,” *Surf Coat Technol*, vol. 205, no. 19, pp. 4480–4494, Jun. 2011, doi: 10.1016/j.surfcoat.2011.03.080.

[15] D. Spinner, C. A. Rodopoulos, and G. Labeas, “Relating Shot Peening Process Parameters to Residual Stresses-A computational/ Stochastic Marriage.”

[16] R.N. Smith, P. Watson, and T.H. Topper., “J. Mater. 5,No. 4, pp. 767-778,” 1970.

[17] D. Taylor, “The theory of critical distances,” *Eng Fract Mech*, vol. 75, no. 7, pp. 1696–1705, May 2008, doi: 10.1016/j.engfracmech.2007.04.007.

[18] 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.

[19] M. A. Meggiolaro and J. T. P. Castro, “Statistical evaluation of strain-life fatigue crack initiation predictions,” *Int J Fatigue*, vol. 26, no. 5, pp. 463–476, May 2004, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2003.10.003.

METODOLOGÍA PARA CONTEMPLAR TENSIONES RESIDUALES EN COMPONENTES DE ACERO TRATADOS TÉRMICAMENTE POR TEMPLE Y REVENIDO

X. Telleria[1*], G. Cortabitarte[1], A. Iglesias[1], J. A. Esnaola[1], I. Llavori[1], M. Martinez[1], D. Ugarte[1], E. Anglada[2], M. Arribas[2], T. Gutierrez[2]

[1] Facultad de ingeniería, Mondragon Unibertsitatea, Mondragon 20500, Spain
[2] TECNALIA, Basque Research and Technology Alliance (BRTA), San Sebastian 20009, Spain
[*] Persona de contacto: xtelleria@mondragon.edu

RESUMEN

Actualmente, el acero se utiliza en diversos sectores como material estructural. Este tipo de aceros es sometido a tratamientos térmicos, temple y revenido principalmente, con el objetivo de modificar su microestructura y aumentar su resistencia mecánica. Sin embargo, las estrategias de enfriamiento empleadas hoy en día en la industria conllevan enfriamientos no uniformes de los componentes. Este hecho tiene un impacto directo en la generación de tensiones residuales y distorsiones en los componentes. Por lo tanto, es de vital importancia desarrollar una metodología numérica que permita predecir las propiedades mecánicas no homogéneas a lo largo del componente estructural y tensiones residuales generadas. De esta manera, esta metodología permite predecir las características no homogéneas de los componentes estructurales, para así poder contemplarlas en posteriores análisis de comportamiento en servicio.

PALABRAS CLAVE: Tensiones residuales, modelización, temple y revenido.

ABSTRACT

Steel is currently used in various sectors as a structural material. This type of steel is subjected to heat treatments, mainly quenching and annealing, with the aim of modifying its microstructure and increasing its mechanical strength. However, the cooling strategies used today in the industry lead to non-uniform cooling of the components. This has a direct impact on the generation of residual stresses and distortions in the components. Therefore, it is of vital importance to develop a numerical methodology to predict the non-homogeneous mechanical properties along the structural component, as well as the residual stresses generated. In this way, this methodology allows the non-homogeneous characteristics of the structural components to be predicted, so that they can be taken into account in subsequent in-service behaviour analyses.

KEYWORDS: Residual stresses, modelling, quenching and annealing

1. INTRODUCCIÓN

El uso de tratamientos térmicos en aceros es habitual en procesos de fabricación de componentes estructurales o mecánicos como: engranajes, vigas, componentes de automoción, maquinaria y ejes, por ejemplo. En concreto, el tratamiento de temple y revenido. La finalidad principal de este proceso térmico es aumentar la resistencia mecánica y la dureza del componente, consiguiendo así productos mecánicos que cumplan con los requisitos necesarios en la aplicación en uso [1].

El proceso de temple de los aceros consiste en calentar el componente por encima de la temperatura de austenización (entre 800-1000 ºC) y posteriormente enfriarlo de manera brusca. Consiguiendo de este modo martensita y por consiguiente el aumento de la resistencia mecánica [2]. Estas propiedades mecánicas se ven mayormente afectadas por la velocidad de enfriamiento del temple.

Habitualmente el enfriamiento se lleva a cabo por inmersión en baños de agua o aceite debido a su gran capacidad de extracción de calor [3], aunque ello puede generar elevadas distorsiones en el componente tratado. Las velocidades de enfriamiento alcanzadas en las zonas cercanas a la superficie son muy elevadas, mientras que en las zonas cercanas al núcleo se ven limitadas por la capacidad de evacuación del calor por conducción hasta la superficie. Estos gradientes de velocidad de enfriamiento pueden afectar a la homogeneidad del material, ocasionando la generación de Tensiones Residuales (TR) [4].

Las zonas que sufren un mayor enfriamiento, las más cercanas a la superficie, presentan una mayor contracción volumétrica además de presentar una resistencia mecánica superior. Por lo tanto, tensionan las zonas adyacentes a mayor temperatura (más cercanas al núcleo) que, además, presentan una menor resistencia mecánica, dando lugar a su plastificación. A medida que la temperatura exterior se estabiliza, el núcleo trata de

contraerse, pero la superficie exterior, a menor temperatura y con una resistencia mecánica superior, limita su contracción. Como consecuencia, la capa exterior presenta típicamente tensiones compresivas mientras que el núcleo presenta tensiones tractivas.

Las TRs generadas se relajan parcialmente tras el proceso de revenido, aunque el objetivo principal del tratamiento sea aumentar la ductilidad del componente. En este proceso, la pieza se calienta a temperaturas de entre 500-650 ºC manteniéndola durante un cierto tiempo [2]. El tamaño de grano aumenta, se producen fenómenos de difusión de carbono y la ductilidad de la martensita cambia, relajando también las TRs en cierta medida.

Las TRs generadas en el componente pueden llegar a ser considerables, por lo que es importante contemplar su efecto. Por un lado, las TRs generadas en el temple pueden llegar a generar grietas haciendo que la pieza sea inservible. Por otro lado, una vez que la pieza se haya templado y revenido, en caso de que sea un componente estructural o mecánico, sufrirá cargas que generarán tensiones adicionales en la pieza. La suma de las TRs generadas en el proceso térmico con las tensiones que sufre la pieza en su uso, pueden causar problemas de integridad estructural. Por lo tanto, es importante considerar las TRs generadas en el tratamiento térmico a la hora de diseñar el componente.

El uso de técnicas de modelado basados en el método de elementos finitos (FEM) ofrece la capacidad modelar el proceso de temple por inmersión y revenido, obteniendo así el patrón de TRs [1]. Para modelar de forma representativa este fenómeno, es importante contemplar la evolución térmica de la pieza durante todo el proceso. La temperatura y la velocidad de enfriamiento en cada instante del proceso y en cada elemento finito del modelo varían, por lo que las propiedades termo-mecánicas de cada elemento pueden ser distintas. No solo de un instante a otro, sino que también de un elemento a otro en el mismo instante del proceso. Esto implica que el modelo FEM debe ser capaz de asignar distintas propiedades termo-mecánicas a cada elemento en cada instante del cálculo en función de su temperatura y velocidad de enfriamiento.

El artículo propone una metodología capaz de modelar la generación de TRs tras el proceso de temple por inmersión y el revenido, considerando la variación de las propiedades termo-mecánicas en cada elemento de la malla del modelo en cada instante del proceso.

2. METODOLOGÍA

Para cumplir el objetivo propuesto se plantea desarrollar un modelo termo-mecánico FEM. Por un lado, se ha definido un modelo térmico que representa la evolución de la temperatura en cada instante de las etapas del temple y del revenido. Por otro lado, se ha definido un modelo mecánico, el cual utiliza las temperaturas del modelo térmico en cada instante del proceso y modelar el patrón de las TRs en base a ello.

Para contemplar las TRs de forma representativa, es necesario considerar la variación de las propiedades termo-mecánicas de cada elemento finito en cada instante de la simulación, en base a la temperatura y la velocidad de enfriamiento. Para ello, se ha programado una subrutina del modelo de material, UMAT, en ABAQUS.

La Figura 1 resume la metodología propuesta para modelar el patrón de TRs. Para ello se ha utilizado un cuarto de sección de tubo del material API 5L x70.

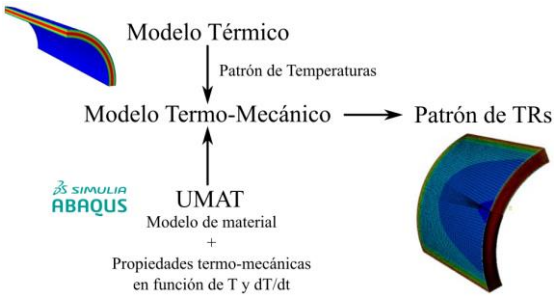


Figura 1: Proceso esquemático de la metodología.

2.1. Desarrollo del modelo térmico FEM

El patrón de temperaturas y las velocidades de enfriamiento del proceso de temple juegan un papel fundamental en la variación de las propiedades termo-mecánicas, y por consiguiente en la modelización de las TRs. Con el objetivo de modelar el patrón térmico transitorio del proceso de forma representativa, se han realizado ensayos experimentales de temple y revenido. En los ensayos se han medido las temperaturas de la pieza en distintas posiciones, para después ajustar la evolución térmica de la pieza en el modelo térmico FEM. De esta forma se consigue un modelo térmico representativo. Los pasos seguidos son los siguientes:

i. **Ensayos de temple y revenido:** Se han templado y revenido distintas secciones de tubo en agua y aceite, midiendo temperaturas con termopares en distintas posiciones de la pieza.
ii. **Ajuste del coeficiente de transferencia de calor (HTC) en el modelo térmico FEM:** Para plantear un modelo térmico FEM representativo, es necesario definir los valores del HTC en cada instante de la simulación de forma representativa. Los valores del HTC del modelo FEM se han ajustado en base a las mediciones experimentales, en cada instante del proceso.

Para realizar un ajuste de los HTCs representativo, se han realizado mediciones de temperaturas en distintas zonas de la pieza, debido a que la temperatura en cada zona de la pieza puede variar. Por ejemplo, al templar la pieza en agua ocurren fenómenos de burbujeo debido a la vaporización, modificando la capacidad de convección

del fluido drásticamente, algunas zonas de la geometría pueden presentar zonas propensas a acumular fluido en estado gaseoso en detrimento de la evacuación del calor.

Además, también es necesario colocar termopares a distintas profundidades de la pieza, debido a que la temperatura en el interior de la pieza no cambiará de forma tan brusca como en el exterior. Se han realizado agujeros a distintas profundidades para introducir los termopares y medir la temperatura a distintas profundidades en la pieza.

La Figura 2 muestra cómo se han colocado los termopares en la pieza tratada. La Figura 3 muestra el patrón de temperaturas obtenido por uno de los termopares en la superficie (línea azul) y la temperatura en el centro (línea roja).



Figura 2: Posición de los termopares en la pieza.

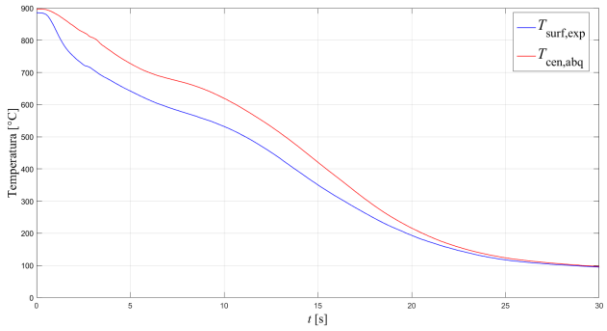


Figura 3: Evolución de las temperaturas en la cara exterior y el núcleo de la pieza en el proceso del temple.

El procedimiento se ha repetido en el revenido para ajustar de la misma manera los HTCs en el modelo FEM.

2.2. Desarrollo del modelo termo-mecánico FEM

Como ya se ha explicado previamente, las propiedades termo-mecánicas varían en función de la temperatura (T) y la velocidad de enfriamiento (dT/dt) del elemento finito en el temple. El modelo mecánico obtendrá esta información del modelo térmico, pero es necesario determinar cómo cambian las propiedades del material en función de estos dos parámetros para modelar las TRs de forma representativa. Por ello, en la metodología se propone:

i. Caracterizar el coeficiente de dilatación en función de distintos ciclos térmicos de temple y revenido.
ii. Caracterizar el comportamiento elastoplástico del material en función de la temperatura y la velocidad de enfriamiento.
iii. Caracterizar el creep para contemplar la relajación de las TRs en el proceso de revenido.

Coeficiente de dilatación

El coeficiente de dilatación es el causante principal de la contracción y expansión volumétrica del material, generando TRs en procesos térmicos. Por ello, se ha medido su valor a distintas temperaturas y distintos ciclos térmicos (Tabla 1).

Tabla 1: Condiciones de medición del coeficiente de dilatación en el proceso de temple y revenido.

Velocidad de enfriamiento (temple) (ºC/s)	Temperatura de permanencia (revenido) (ºC)	Tiempo de permanencia (revenido) (s)
1, 5, 20, 50, 100 y 150	300, 400, 500 y 650	300

La Figura 4 muestra una de las mediciones realizadas, relacionando el coeficiente de dilatación con la temperatura, en este caso para el proceso de temple a 920 ºC. En la gráfica se aprecian caídas de los valores del coeficiente de dilatación a partir de los 650 ºC, que pueden deberse a cambios de fases del acero.

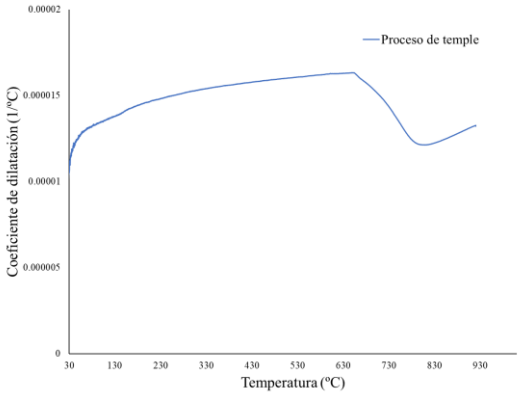


Figura 4: Representación del coeficiente de dilatación en función de la temperatura para el proceso de temple.

Para implementar las mediciones experimentales en la subrutina del modelo de material se han utilizado modelos de regresión. Estos modelos de regresión relacionan el valor del coeficiente de dilatación con la temperatura y el ciclo térmico planteado. De esta forma se consigue una expresión matemática que se puede introducir después en la subrutina. Se han utilizado regresiones polinómicas de segundo orden para ajustar la ecuación matemática a las mediciones realizadas. En las mediciones existen puntos de inflexión donde el modelo polinómico no puede representar de manera adecuada su tendencia. Por lo tanto, se han realizado particiones en estos puntos y se han realizado regresiones que modelan cada tramo de forma independiente. Por ejemplo, se

aprecian puntos de inflexión en temperaturas de alrededor de 650 ºC y 780 ºC en el caso de la Figura 4.

Curvas tensión-deformación

La evolución microestructural está altamente condicionada por la temperatura y la velocidad de enfriamiento de la pieza en el temple. Esto afecta directamente a las propiedades elastoplásticas del material. Como se ha explicado previamente, cada elemento de la malla puede tener distintas temperaturas y velocidades de enfriamiento, por lo que cada elemento tendrá un comportamiento elastoplástico distinto.

Para determinar las propiedades elastoplásticas del material se han realizado ensayos de tracción a temperatura ambiente de probetas extraídas de distintas zonas del cuarto de tubo templado. Es decir, probetas que han sido enfriadas a distintas velocidades: 20 ºC/s, 70 ºC/s y 120 ºC/s. En los ensayos se han obtenido las siguientes curvas (Figura 5).

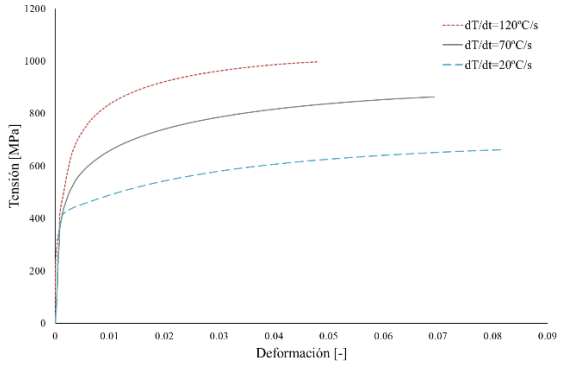


Figura 5: Curvas tensión-deformación de probetas templadas a distintas velocidades de enfriamiento.

Es necesario obtener información de las curvas tensión-deformación a distintas temperaturas para cada caso de enfriamiento ensayado (20 ºC/s, 70 ºC/s y 120 ºC/s). Esta información ha sido completada con información de la bibliografía (Figura 6).

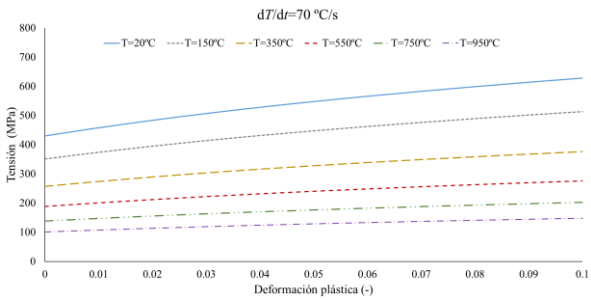


Figura 6: Curvas tensión-deformación en el rango plástico para probetas enfriadas a 70 ºC/s.

Para introducir la información de las propiedades elastoplásticas en función de la temperatura y la velocidad de enfriamiento en la subrutina del modelo de material, se ha utilizado el modelo de Johnson-Cook (JC). Este modelo contempla el efecto del endurecimiento por deformación y el efecto de ablandamiento térmico, Ecuación 1 [5].

$$\sigma = \left(A + B\cdot\varepsilon_{\mathrm{pl.}}^{Xn}\right)\left[1-\left(\frac{T-T_{\mathrm{Room}}}{T_{\mathrm{Melt}}-T_{\mathrm{Room}}}\right)^{Xm}\right] \qquad (1)$$

El modelo JC se constituye por los parámetros del material A, B, X_n y X_m, que es necesario ajustar para cada material. En este caso los parámetros deben ajustarse para cada probeta, debido a que cada una ha sido tratada con una velocidad de enfriamiento distinta y tienen, por lo tanto, distintos valores de los coeficientes de JC. Para cada caso de enfriamiento se utilizan las distintas curvas tensión-deformación en función de la temperatura para realizar el ajuste. Para ello, se ha utilizado un solver de optimización basado en la formulación del gradiente generalizado reducido (GRG). El algoritmo se fija en los gradientes de la función objetivo, modificando los valores de entrada (coeficientes JC) y considerando que los valores óptimos son aquellos que ofrecen derivadas parciales iguales a cero. En función de los valores iniciales de los inputs, este método puede ofrecer valores óptimos locales, en vez de ofrecer el valor óptimo global. Para evitar este problema, se ha definido una población de 100 muestras iniciales que inicializa el modelo con distintos puntos de partida. El solver ajusta los coeficientes de JC con el objetivo de minimizar la raíz del error cuadrático medio (RMSE). Este proceso de ajuste se ha repetido para los tres casos de enfriamiento analizados.

En el modelo FEM cada elemento finito puede tener una velocidad de enfriamiento distinta. Por lo tanto, es necesario trasladar al modelo FEM los valores de los coeficientes de JC no solo para valores de enfriamiento de 20 ºC/s, 70 ºC/s y 120 ºC/s, sino que también para velocidades de enfriamiento intermedias. Por ello, se han creado modelos de regresión que relacionan cada uno de los coeficientes de JC con la velocidad de enfriamiento, para su posterior integración en la subrutina UMAT. Para el caso del coeficiente A de JC, se muestra el ajuste realizado respecto a la velocidad de enfriamiento por una regresión polinómica de segundo orden (Figura 7)

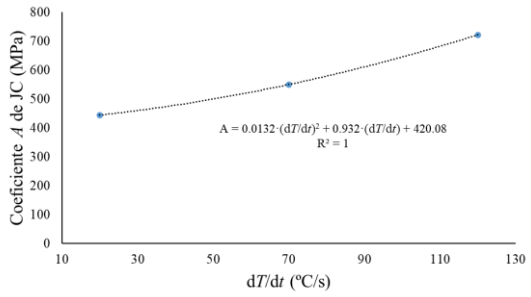


Figura 7: Ajuste del coeficiente A del modelo JC.

Propiedades del comportamiento a fluencia

Tras finalizar la etapa del temple, el componente se calienta a una temperatura y tiempo concreto. Esto

genera cambios en la microestructura y aumenta la ductilidad, a la vez que se relajan parcialmente las TRs generadas en el temple. La relajación de las TRs se ve afectado por la temperatura y tiempo de permanencia del revenido, por lo que está ligado directamente a fenómenos de fluencia o creep.

Para modelar el fenómeno de las relajaciones de las TRs se ha implementado un modelo de creep en la subrutina. Concretamente se ha implementado la ley del seno hiperbólico (Ecuación 2). Mediante esta ley se calcula la velocidad de deformación uniaxial equivalente por creep en función de: la tensión uniaxial equivalente desviatoria $\sigma_{eq.}$, la activación de energía Q, la constante universal del gas R (8.314 J/mol·K), la temperatura T respecto al valor absoluto cero, y coeficientes del material $A_{cr.}$, $B_{cr.}$ y n.

$$\dot{\varepsilon}_{cr.} = A_{cr.}\left(\sinh B_{cr.}\cdot\sigma_{eq.}\right)^{n}\exp\left(-\frac{Q}{R\cdot T}\right) \qquad (2)$$

Para alimentar el modelo de la ley del seno hiperbólico de creep, se han utilizado los siguientes datos desde bibliografía (para T= 823 K (Tabla 2):

Tabla 2: Coeficientes del modelo de creep [6].

$A_{cr.}$ (h^{-1})	$B_{cr.}$ (Pa^{-1})	n	Q (J/mol)
$1.059\cdot10^{23}$	$2.49\cdot10^{-7}$	0.672	530811.1

2.3. Desarrollo de la subrutina del modelo de material

Una vez definido un modelo térmico representativo y se hayan obtenido las propiedades termo-mecánicas necesarias para modelar las TRs, es necesario introducir esta información en un modelo FEM mediante subrutinas. En concreto, se ha programado en ABAQUS la subrutina UMAT. La programación de la subrutina consta de cinco bloques principales:

i. **Cálculo de las deformaciones térmicas:** La subrutina debe calcular las deformaciones térmicas generadas a cause de contracciones y dilataciones. Estas deformaciones dependen del patrón térmico alimentado al modelo termo-mecánico y al coeficiente de dilatación. Este último cambia en función de las condiciones térmicas de la simulación y también cambia de un elemento a otro. Por lo tanto, se introduce a la subrutina el modelo de regresión previamente generado, siendo así capaz de modelar cada elemento con un valor del coeficiente de dilatación distinto en función de la temperatura y el ciclo de temple y revenido.

ii. **Criterio de plasticidad:** En la subrutina se ha programado el criterio de plasticidad de Von Mises. Así, el modelo interpreta en base a este criterio si el elemento ha plastificado o no.

iii. **Cálculo de deformaciones plásticas:** Cuando las deformaciones entran en el rango plástico, la subrutina utiliza el método iterativo de Newton Raphson para calcular los valores de las deformaciones plásticas y elásticas.

iv. **Asignación de propiedades elastoplásticas:** Para contemplar las propiedades elastoplásticas del material se han implementado las ecuaciones de regresión que determinan estas propiedades en función de la temperatura y la velocidad de enfriamiento del elemento finito. Estos modelos predicen los valores de los coeficientes de JC y los asignan a cada elemento para cada instante de la simulación.

v. **Comportamiento al creep:** En la subrutina se ha programado el modelo de material que contempla las deformaciones generadas por el creep en base a la ley del seno hiperbólico. Únicamente se contempla el creep en la etapa del revenido.

3. ANÁLISIS DEL CASO DE ESTUDIO

Se ha calculado el modelo termo-mecánico para el cuarto de tubo siguiendo la metodología propuesta para el temple por inmersión en agua.

3.1. Patrón de temperaturas

Para comprobar que el patrón de temperaturas del modelo térmico coincide con las mediciones experimentales realizadas, se han comparado las temperaturas en distintas posiciones de la pieza y a distintos instantes del proceso. En la Figura 8 se muestra el patrón de temperaturas en la pieza para el instante t=5 s del temple en unidades de Kelvin. Comparando estos resultados con las temperaturas medidas experimentalmente en la cara externa y el centro de la pieza, se han identificado variaciones mínimas. Las temperaturas en la cara externa del tubo son de 1052 K mientras que en el núcleo son 900 K, mientras que los termopares miden aproximadamente 730 ºC y 640 ºC en las posiciones respectivas (1003 K y 913 K) (Figura 3). Esto se traduce a errores máximos del 4.5% en el patrón térmico. Este error disminuye considerablemente en etapas de enfriamiento no tan bruscas.

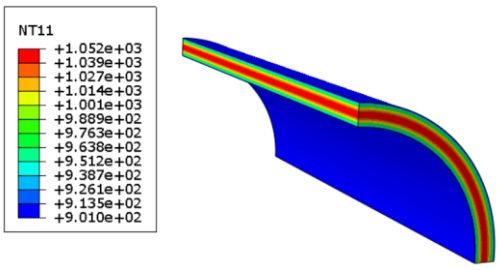


Figura 8: Patrón de temperaturas del cuarto de tubo en el instante t=5 s del temple.

3.2. Tensiones residuales

Las Figura 9 y 10 muestran las TRs generadas tras el proceso de temple y revenido en la dirección axial. Los

valores máximos ocurren en la zona central, por lo que se ha realizado un corte para mejorar la visualización.

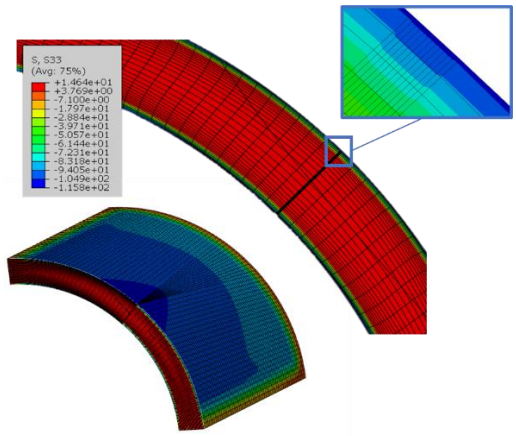


Figura 9: TRs en la dirección axial tras el temple.

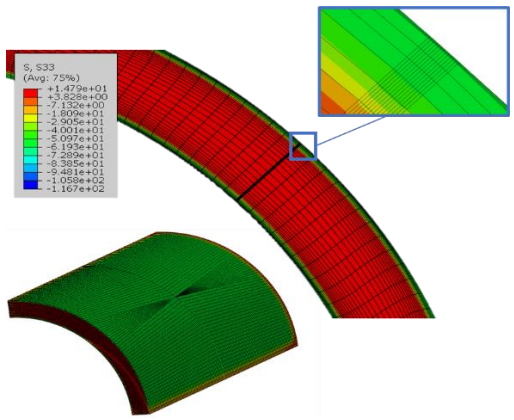


Figura 10: TRs en la dirección axial tras el revenido.

El patrón y los valores de las TRs obtenidas en la dirección tangencial son similares a las obtenidas axialmente. La Figura 11 muestra estas TRs, en la figura se ha aplicado un corte de la pieza en la zona central para facilitar su visualización.

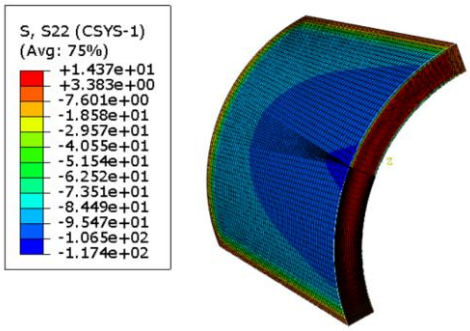


Figura 11: TRs en la dirección tangencial tras el temple

Los resultados muestran patrones coherentes, donde las magnitudes máximas de las TRs se aprecian en la zona central. Los valores obtenidos tangencial y axialmente son similares, y además se obtienen TRs tractivas en el núcleo de la pieza y compresivas en las capas externas, tal y como se esperaba. Las magnitudes son también considerables, ya que se obtienen TRs de 115 MPa en el temple para este caso concreto.

4. CONCLUSIONES Y LÍNEAS FUTURAS

La metodología planteada sirve para modelar TRs en procesos de temple por inmersión y revenido con modelos FEM. De este modo, el ingeniero es capaz de considerar estas TRs generadas en cálculos FEM estructurales, debido a que muchos de los componentes tratados térmicamente son componentes estructurales que tras su fabricación soportan cargas mecánicas. Además, el modelo propuesto también sirve para optimizar procesos de tratamientos térmicos en base a los valores de las TRs obtenidas en el proceso.

De todas formas, se plantean líneas futuras de trabajo para mejorar la metodología propuesta: i) modelar el comportamiento térmico mediante cálculos CFD (contemplando fenómenos de burbujeo), ii) realizar ensayos tensión-deformación y de creep a distintas temperaturas para obtener propiedades de material más representativas, y iii) realizar mediciones experimentales de TR para validar el modelo.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer el apoyo financiero proporcionado por el Gobierno Vasco mediante el proyecto ICME (KK- 2021-00022).

REFERENCIAS

[1] C. Simsir, “3D finite element simulation of steel quenching in order to determine the microstructure and residual stresses,” 2008.

[2] O Kessler and M Reich. Similarities and differences in heat treatment simulation of aluminium alloys and steels. Materialwissenschaft und Werkstofftechnik: Entwicklung, Fertigung, Prüfung, Eigenschaften und Anwendungen technischer Werkstoffe, 40(5-6):473–478, 2009.

[3] Liang, Gangtao; Mudawar, Issam. Review of spray cooling–Part 1: Single-phase and nucleate boiling regimes, and critical heat flux. International Journal of Heat and Mass Transfer, 2017, vol. 115, p. 1174-1205.

[4] S. J. Maddox, Fatigue strength of welded structures. Woodhead publishing, 2014.

[5] A. K. Yadav, V. Bajpai, N. K. Singh, R. K. Singh, and others, “FE modeling of burr size in high-speed micro-milling of Ti6Al4V,” Precision Engineering, vol. 49, pp. 287–292, 2017.

[6] S. Salifu, D. Desai, and S. Kok, “Prediction and comparison of creep behavior of X20 steam plant piping network with different phenomenological creep models,” Journal of Materials Engineering and Performance, vol. 29, pp. 7382–7395, 2020.

MODELO DE WEIBULL COMPATIBLE PARA LA DEFINICIÓN DE LA REGIÓN DE FATIGA DE BAJO NÚMERO DE CICLOS

Alfonso Fernández Canteli[1*], Enrique Castillo[2], Sergio Blasón[3], Abílio de Jesus[4], José Correia[4]

[1] Departamento de Construcción e Ingeniería de Fabricación, Universidad de Oviedo, España
[2] Real Academia de Ingeniería y Real Academia de Ciencias de España
[3] Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM), Berlín, Alemania
[4]INEGI, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, Portugal

[*] Contacto: afc@uniovi.es

RESUMEN

La característica forma sigmoidal que adopta el campo S-N cuando incluye la zona de bajo número de ciclos se atribuye a la pérdida de linealidad en la relación tensión-deformación cuando los esfuerzos aplicados superan el límite de proporcionalidad del diagrama σ-ε. Los modelos que abordan el ajuste bajo este supuesto sigmoidal presentan incoherencias al no poder satisfacer la condición de compatibilidad entre las fdds horizontal y vertical en el diagrama S-N y recurren a hipótesis arbitrarias para definir las curvas percentiles del campo S-N impidiendo una predicción fiable de vidas en fatiga. En este trabajo se propone una alternativa basada en la definición de una nueva variable de referencia y consecuente reconversión del campo S-N que permite mantener la condición de compatibilidad y de doble asintoticidad (horizontal y vertical) del modelo probabilístico básico propuesto por Castillo y Canteli y así, garantizar su extensión a la zona de bajo número de ciclos. El nuevo modelo se aplica en la evaluación de la campaña experimental de Holmen sobre hormigón y de la de Correia et al. sobre acero P355NL1 que incluyen resultados de fatiga en las zonas de bajo y alto número de ciclos, en la última, para diferentes valores de la relación de tensiones, R.

ABSTRACT

The characteristic sigmoidal shape exhibited by the S-N field when the LCF region is included, is attributed to non-linearity in the stress-strain ratio when the applied stresses surpass the proportionality limit in the σ-ε diagram. Models addressing the problem under this sigmoidal assumption present inconsistencies due to their inability to satisfy the compatibility condition between the vertical and horizontal CDFs in the S-N field and resort to arbitrary premises to define the percentile curves of the S-N field impeding a reliable prediction of the fatigue lifetimes. In this work, an alternative model is proposed based on the definition of a new reference variable for the S-N field that allows its extension to the LCF region and the two-fold asymptotic character (horizontal and vertical) of the basic probabilistic model proposed by Castillo and Canteli to be guaranteed. The new model is applied to the evaluation of the Holmen's experimental fatigue campaign and to that of Correia et al on P355NL1, which include fatigue results in both low and high number of cycles, in the latter at different values of the stress ratio, R.

1. INTRODUCCIÓN

La validez de un modelo de fatiga puede referirse a los regímenes de solicitación implicados en el diseño de componentes actuales, determinados por las características del tipo de carga y del material utilizado. En consecuencia, una posible clasificación plausible de los modelos de fatiga puede obedecer a las siguientes categorías [1]: modelos de clase I, que describen solo un rango de vida media de fatiga sin incluir el límite de endurancia; modelos de clase II, que abarcan las regiones de vida media, hasta larga, incluyendo la existencia de un límite de fatiga, y modelos de clase III, que incluyen los tres dominios, fatiga de bajo número de ciclos (LCF), fatiga de alto número de ciclos (HCF) y fatiga de muy alto número de ciclos (VHCF).

Es posible considerar subcategorías adicionales para tener en cuenta otras características relevantes del modelo, como su carácter probabilístico y cómo se define el límite de fatiga: como un valor constante para un número predefinido de ciclos o como un valor asintótico congruente con la propia definición del modelo. A menudo, el criterio para justificar un modelo de fatiga S-N es simplemente la calidad de un ajuste particular.

El criterio resulta crítico cuando la predicción de vida de fatiga, más allá del alcance del programa experimental, se resuelve en base a modelos empíricos especulativos, que no cumplen con un mínimo de los requisitos necesarios. En consecuencia, la definición probabilística del campo S-N para el material analizado resulta crucial para garantizar una predicción de vida fiable en el diseño a fatiga de componentes mecánicos y estructurales, en particular bajo carga variable cuando se aplica una regla

de acumulación de daño que satisfaga el concepto de integridad estructural [2]. Otras cuestiones, pueden ser cruciales, como, por ejemplo, si el modelo satisface o no ciertas condiciones objetivas que se consideran ineludibles para que el modelo se considere válido

Los modelos S-N de fatiga, a menudo, definen la curva media como una función de regresión a la que se impone una ley estadística en la definición de los percentiles del campo S-N, incluyendo, si acaso, un límite de fatiga. Como consecuencia, tales modelos de fatiga exhiben inconsistencias dimensionales en su definición analítica al no satisfacer las condiciones básicas de validez que todo modelo de fatiga debe cumplir. Tal es el caso de los modelos de Clase III de Stüssi, Kohout-Věchet, Kurek, Ravi-Chandran y D'Antuono, etc., [3], basados en la definición de una curva sigmoidal, que pretende ajustar el campo S-N mediante la definición de dos límites, uno inferior como límite de fatiga y uno superior, correspondiente a la tensión última, σ_u, y la subsiguiente normalización, lo que permite en algunos de estos casos identificación como fdd de Weibull, ver Figura 1. Sin embargo, los resultados aleatorios de los ensayos individuales del campo S-N, no son factibles de ser identificados como la realización de un proceso estocástico, y la imposibilidad de satisfacción de la condición de compatibilidad entre las funciones F(N; Δσ) y F(Δσ,N), permiten descartar este tipo de propuestas [4].

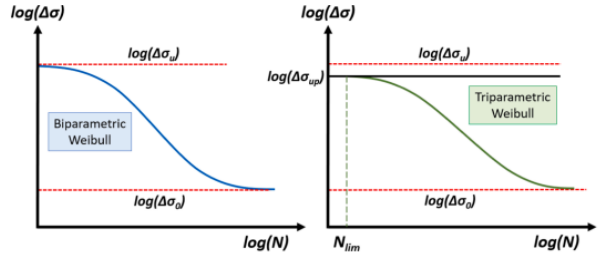


Figura 1: Modelos sigmoidales basados en una curva de regresión como fdd de Weibull bi- o triparamétrica y un límite de fatiga identificado , o no, con la tensión última.

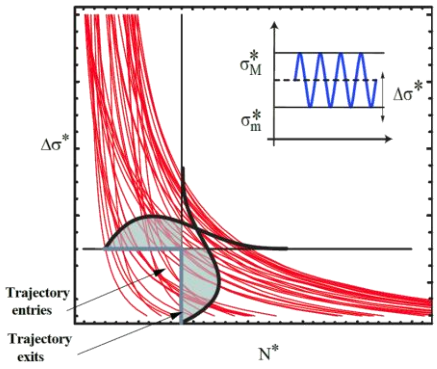


Figura 2: La condición de compatibilidad propuesta por Freudenthal-Gumbel, Bolotin y Castillo-Canteli [3].

En lo que sigue, se propone una nueva variable generalizada de referencia para el campo S-N, denominada GRV (generalized reference variable), que permite corregir las limitaciones del modelo de Weibull propuesto por Castillo y Canteli en la zona de LCF y con ello demostrar la validez general de este modelo en las tres regiones (LCF, HCF y VHCF), es decir, como modelo de Clase III. Con ello se mantienen sus características como modelo compatible probabilístico y coherente con el concepto de metodología de ensayo acelerado [3].

2. EL MODELO DE REGRESIÓN DE WEIBULL EXTENDIDO: HACIA UN CONCEPTO GENERAL DE LA VARIABLE DE REFERENCIA EN EL CAMPO S-N

Tras las fundamentadas razones de sustituir Δσ por σ_M como variable de referencia, ver [5], el modelo S-N probabilístico de Weibull desarrollado por Castillo y Canteli [3], se expresa mediante la ecuación:

$$p = 1 - \exp\left[\left(-\frac{(\log\frac{\sigma_{max}}{\sigma_{max_0}})(\log\frac{N}{N_0}) - \lambda}{\delta}\right)^{\beta}\right]; \quad (\log N/N_0)(\log \sigma_{max}/\sigma_{max_0}) \geq \lambda \qquad (1)$$

donde σ_{max_0}, N_0, λ, δ y β son los parámetros del modelo. El modelo surge de condiciones físicas, de algunos requisitos respaldados por la teoría estadística de valores extremos (problema de mínimos, basado en el principio del eslabón más débil) y de la condición de compatibilidad F(N;σ_M) =F(σ_M;N) (ver Fig. 2), que permite establecer una ecuación funcional [6].

Su solución proporciona la definición probabilística del campo S-N como curvas de percentiles hiperbólicas. La relevancia de la condición de compatibilidad ya se ha destacado en la introducción y en otras referencias [3]. Frente a sus fortalezas, el modelo presenta las siguientes debilidades:

- El carácter asintótico de la variable σ_{max} para $N = N_0$, no es consistente con el obligado límite superior de σ_M relativo a la resistencia última del material, lo que impide su aplicación en la región LCF.

- Como consecuencia de lo anterior, la interpretación física de la asíntota vertical del modelo, ligada al límite inferior del número de ciclos, por debajo del cual no se inicia la acumulación de daño, resulta difícil.

Su aplicación en la aproximación basada en deformaciones a través de la definición del campo ε-N permite eludir parcialmente estas contradicciones, pero resulta evidente la necesidad de una solución definitiva y satisfactoria aplicable en la deducción del campo S-N.

La observación de que el modelo σ_{max}-*N* deja de ser efectivo, es decir, capaz de ajustar los resultados experimentales, a partir de valores $\sigma_{max} > \sigma_y$, debido a la pérdida de la relación lineal entre σ y ε, debido al efecto de plastificación del material, evidencia que σ_{max} no es una variable de referencia válida para definir el dominio de LCF del campo S-N y, por tanto, para ser utilizada en modelos de Clase III. En consecuencia, se impone la búsqueda de una nueva variable de referencia, GRV, más general que $\sigma_{max,}$ que permita definir el comportamiento asintótico en el dominio de LCF. Tras el correspondiente estudio de alternativas, se propone la definición de la nueva GRV como:

$$GRV_{max} = E\ \frac{\sigma_{max}}{\left(\frac{d\sigma}{d\varepsilon}\Big|_{max}\right)} = E\ \sigma_{max}\left(\frac{d\varepsilon}{d\sigma}\Big|_{max}\right) = \psi\ \sigma_{max} \tag{2}$$

que transforma σ_{max} en función del valor del módulo tangente de la curva σ-ε, en la que E es el módulo de Young y ψ es el factor de transformación o mayoración de la tensión máxima. Se deduce que si la curva σ-ε alcanza un máximo, la *GRV* adopta un valor singular en este punto, justificando así la tendencia asintótica del modelo. La nueva variable no implica un cambio significativo del campo S-N dentro de la zona de proporcionalidad lineal de la curva $\sigma - \varepsilon$ que corresponde al dominio de HCF, es decir para valores de $< \sigma_{prop}$. Como es conocido, en sentido estricto, la teoría de daño demuestra que esa supuesta linealidad de la curva $\sigma - \varepsilon$ es solo una razonable hipótesis aproximada, extensible hasta $\sigma_{max} \cong \sigma_y$.

La nueva definición de la *GRV* en (2) asegura el comportamiento asintótico en el supuesto de un máximo en la citada curva. Como parámetro secundario se define la nueva relación de *R*, como:

$$R = \frac{GRV_{min}}{GRV_{max}} \tag{3}$$

La forma convencional de definir la energía de deformación puede transformarse en función de la *GRV*:

$$\int_0^{\varepsilon_{max}} \sigma d\varepsilon = \int_0^{\sigma_{max}} \left(\sigma \frac{d\varepsilon}{d\sigma}\right) d\sigma = \int_0^{\sigma_{max}} \frac{GRV(\sigma,\varepsilon)}{E}\, d\sigma \tag{4}$$

Las integrales en los términos de izquierda y derecha de la ecuación (4) son equivalentes como formas alternativas de definir la energía implicada en el proceso de carga y descarga del proceso de fatiga, independientemente de que la integral se refiera a $d\varepsilon$ o a $d\sigma$. Como resultado, la referencia del campo *S-N* a σ_{max} o a *GRV* como variables de referencia, no tiene efecto apreciable sobre su definición dentro del dominio transformación en el campo de existencia de la variable σ_{max} desde $\sigma_{prop} / \sigma_u \leq \sigma_{max}/\sigma_u \leq 1$ hasta $1 \leq GRV/E \leq \infty$ para la variable *GRV*.

El simple cambio propuesto permite superar las dos limitaciones del modelo propuesto por Castillo y Canteli [3] y, como resultado, extender su aplicabilidad al dominio LCF. La derivada $d\varepsilon / d\sigma$ puede determinarse directamente de la curva experimental σ-ε, monotónica o preferentemente de la cíclica, o bien de acuerdo con otros parámetros de daño relacionados con el ciclo de histéresis.

En el caso de representar la ecuación σ-ε mediante la relación de Ramberg-Osgood cuya ecuación es:

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E} + \left(\frac{\sigma}{K'}\right)^{\frac{1}{n'}} \tag{5}$$

la variable de referencia propuesta, $GRV = E\ \sigma_{max}\ (d\varepsilon/d\sigma)$ se transforma en

$$GRV = E\ \sigma \frac{d\varepsilon}{d\sigma} = E\left[\frac{\sigma}{E} + \frac{1}{n'}\left(\frac{\sigma}{K'}\right)^{1/n'}\right] = E\left[\frac{\sigma}{E} + \left(\frac{\sigma}{K^{*\prime}}\right)^{1/n'}\right] = \psi\ \sigma \tag{6}$$

donde el factor de mayoración es:

$$\psi = \frac{1}{E} + \left(\frac{\sigma}{K^{*\prime}}\right)^{(1-n')/n'} \tag{7}$$

y $K^{*\prime} = n'^{n'} K'$, lo que demuestra que la nueva variable de referencia representa la misma estructura formal que la de la relación σ- ε de Ramberg-Osgood, lo que se traduce en un campo *GRV-N*, afín al campo ε-*N*, enfatizando así la influencia de la fase plástica del material.

De acuerdo con lo anterior, la expresión del modelo extendido al campo LCF sería:

$$p = 1 - \exp\left\lfloor\left(-\frac{(\log\frac{RGV_{max}}{RGV_{max_0}})(\log\frac{N}{N_0}) - \lambda}{\delta}\right)^{\beta}\right\rfloor ;$$

$$(\log N/N_0)(\log \sigma_{max}/\sigma_{max_0}) \geq \lambda \tag{8}$$

donde el límite de fatiga, RGV_{max_0}, se puede sustituir directamente por $\sigma_{max,0}$ dado que en la zona asintótica el factor de mayoración, $\psi = 1$.

3. EJEMPLOS DE APLICACIÓN

El modelo con la nueva variable de referencia GRV de la Expr. (8) se aplica a continuación en la evaluación de los resultados de dos programas experimentales de fatiga para analizar su potencial utilidad:

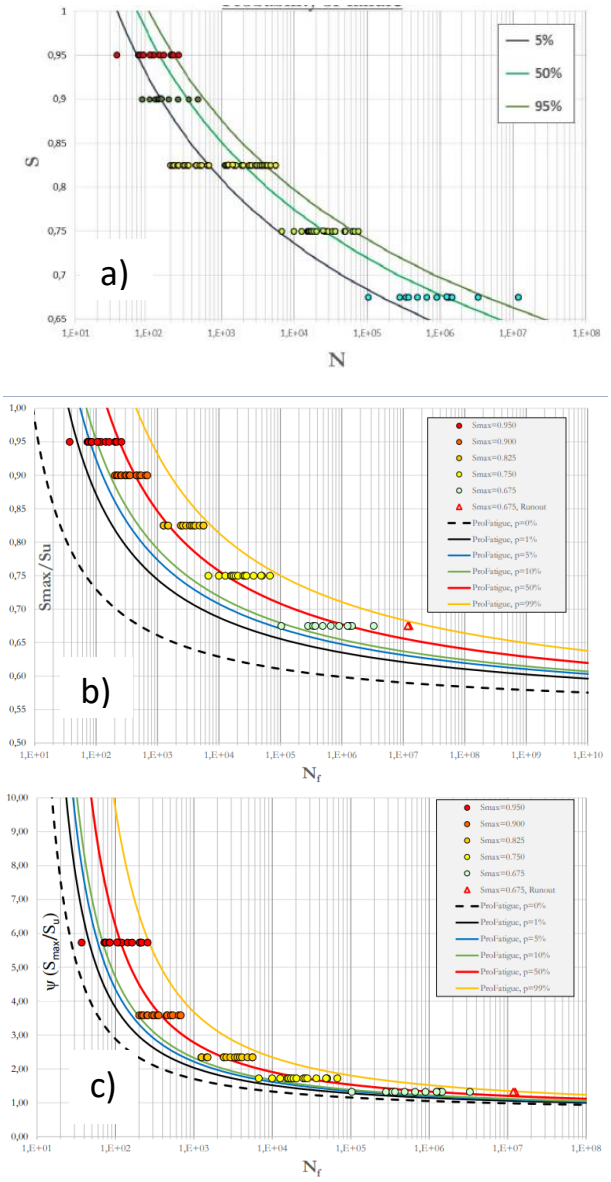


Fig. 3: a) Evaluación original de Holmen con el modelo de McCall [7]; b) Evaluación con ProFatigue de resultados S_{max}/S_u; c) Evaluación con ProFatigue de resultados transformados ψ S_{max}/S_u.

El primer ejemplo recoge el extenso programa experimental de ensayos de fatiga en compresión, realizado por Holmen, sobre probetas cilíndricas de hormigón en masa [7]. En la Fig. 3a) se presenta una comparación entre el ajuste original de Holmen basado en el modelo de MacCall, junto al realizado con ProFatigue de los resultados originales sin transformar, Fig. 3b) y, a su vez, con el realizado con los resultados transformados aplicando el factor de mayoración ψ, Fig. 3c), que se deduce de la curva σ-ε dada en [7] como $\frac{dS}{d\varepsilon_c} = \frac{1}{1.2}\left(1-\frac{\varepsilon_c}{3}\right)^{1.5}$.

En el segundo ejemplo se evalúan los resultados de fatiga realizados por Correria et al sobre acero P355NL1 [8], ver Fig. 4. Los datos obtenidos cubren las regiones LCF y HCF para tres relaciones de tensión diferentes, R = 0, -0.5 y -1, aunque se acusa la falta de datos en el dominio VHCF lo que dificulta una estimación fiable del límite de fatiga.

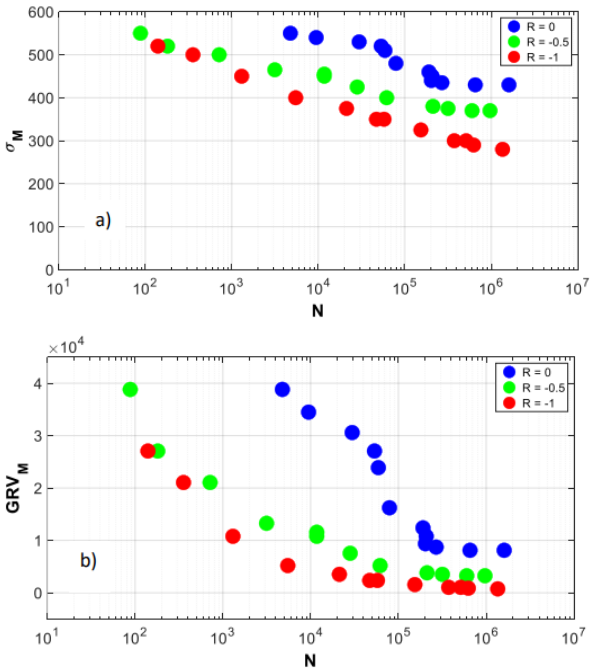


Figura 4. a) Resultados originales de fatiga del material P355NL1 de la campaña experimental realizada en [8] para tres diferentes relaciones de tensión, R; b) resultados transformados

Tabla 1: Propiedades mecánicas y parámetros de endurecimiento cíclico del acero P355NL1 utilizado en el ejemplo de aplicación, de [8].

Tensión última, σ_u [MPa]	568
Tensión de fluencia, σ_u [MPa]	418
Módulo de Young, E [GPa]	205.2
Coeficiente de Poisson, ν	0.275
Coeficiente de endurecimiento por deformación cíclica, K' [MPa]	948.35
Exponente de endurecimiento por deformación cíclica, n'	0.1533

En la Tabla 1 se muestran los valores de los parámetros del material con la definición de la curva σ-ε como ecuación de Ramberg-Osgood. En una primera evaluación de los resultados se toma el valor máximo de la tensión, σ_{max}, como la variable de referencia para pasar

a continuación a considerar la GRV en el análisis. Ello debería permitir la comparación de resultados para los diferentes valores de R en el ajuste probabilístico de los tres dominios, LCF, HCF y VHCF como curvas percentiles.

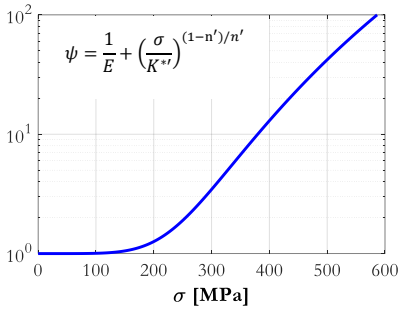


Figura 5. Factor de mayoración, ψ, resultante de la curva de Ramberg-Osgood del acero P355NL1.

A continuación, aplicando la Expr. (8), se procede a transformar los datos originales σ_{max} del programa de fatiga en valores de la *GRV*, Para ello, se calcula la derivada $d\varepsilon/d\sigma$ de la curva σ-ε del material supuestamente representada por la ecuación de Ramberg-Osgood (5), con los parámetros dados en la Tabla 1, y se sustituye a continuación en la ecuación (6). La Figura 5 representa el factor de transformación, ψ, aplicable a los resultados de los ensayos en función de tensión máxima, σ_{max}.

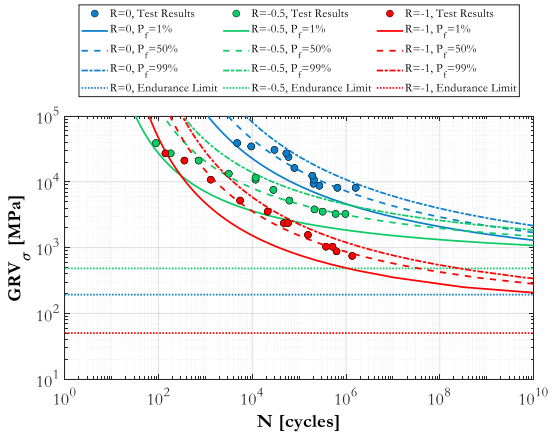


Figura 6. Evaluación de los campos $GRV_{max}-N$, para los tres casos de R = -1, -0.5 y 0 para el acero P355NL1 ensayado en [8], y probabilidades p = 0.01, 0.50 y 0.99 mediante el software Profatigue [9,10].

Esta transformación, permite identificar el modelo (1) en su nueva versión (8), que se puede entender como un mapeo que transforma el campo σ_{max}-N original en el campo asintótico GRV_{max}-N, en el que el valor máximo posible *de* σ_{max}, es decir, σ_u, correspondería a la derivada $d\varepsilon/d\sigma = \infty$. Con este modelo, se mantienen las fortalezas del modelo probabilístico mientras que se superan las dos contradicciones observadas en la modelización del dominio LCF, sin ningún inconveniente sobrevenido.
Sin embargo, la ecuación Ramberg-Osgood, no facilita plenamente el comportamiento asintótico, dado que, como función parabólica, monotónicamente creciente, no presenta un máximo en la curva σ-ε para $\sigma_{max} = \sigma_u$. Sin embargo, esto no tiene incidencia en la aplicación del modelo debido a la práctica coincidencia de la curva real y la ecuación de Ramberg-Osgood hasta un valor alto σ_{max} (cercano a σ_u) que en todo caso está por encima de los valores de fatiga obtenidos en el programa experimental.

Tras la oportuna evaluación con el programa ProFatigue, la figura 6 muestra el campo GRV_{max}-N con probabilidades p = 0.01, 0.50 y 0.99 para las tres muestras correspondientes a R = -1, -0.5 y 0. Los parámetros estimados para los respectivos campos S-N se muestran en las Tabla 2. La solución de cualquier curva percentil se obtiene sustituyendo los parámetros del modelo estimados con el software Profatigue [9,10], en la solución analítica correspondiente, recurriendo a la Expr. (8).

Tabla 2. Parámetros del modelo de campo GRV_{max}-N para el material ensayado en [8].

Parámetros del modelo (con ProFatigue)	R = 0	R = -0.5	R = -1
B	0	0	0
N_0 [cycles]	1	1	1
C	5.48	5.60	5.15
σ_0 [MPa]	238.70	271.78	172.89
β	4.38	11.04	15.42
δ	1.74	4.35	7.29
λ	6.29	0	0

Los valores de los parámetros obtenidos en la evaluación con ProFatigue no resultan satisfactorios y denotan una campaña experimental con resultados atípicos, al menos para la muestra R=-1:
a) El número de límite de ciclos, representado por el parámetro N_0, resulta ser prácticamente nulo. En general, N_0 adopta valores de cientos o miles de ciclos.
b) El campo de percentiles para R=-1 se intersecta en la zona alta con el de R=-0.5 y exhibe un límite de endurancia notoriamente bajo, mientras que en los otros dos casos, R=-0.5 y R=0, se observa la esperada tendencia hacia su convergencia como límite de endurancia común.
b) La ausencia de resultados para N>2·10^6 ciclos añade más incertidumbre en la determinación del límite de endurancia, a pesar de la concordancia parcial en los casos R=-0.5 y R=0.
c) Los valores de los parámetros de forma de Weibull son relativamente altos, aunque permiten un ajuste como distribución Gumbel.

Finalmente se aplica el modelo tridimensional σ_{max}-*R*-*N*, que permite una evaluación conjunta de las tres muestras para cada valor de la relación de tensión, R, ver [5]:

$$p = 1 - exp\left[-\left(\frac{\left(log\frac{N}{N_0} - \delta_1\frac{R}{1-R}\right)\left(\frac{\sigma_M}{\sigma_{M0}} - 1\right) - \left(\beta_1 + \frac{\gamma_1}{1-R}\right)}{\frac{a}{1-R}}\right)^k\right] \quad [9]$$

donde la variable normalizadora viene dada por:

$$V(N;\sigma_{max},R) = \left(\left(log\frac{N}{N_0} - \delta_1\frac{R}{1-R}\right)\left(\frac{\sigma_M}{\sigma_{M0}} - 1\right) - \beta_1\right)(1-R) \quad [10]$$

A pesar de que la representación de los resultados de la variable normalizada *V* muestra una equilibrada distribución de las tres muestras, ver Fig. 6, como distribución conjunta de Weibull, la estimación de los parámetros no es satisfactoria y exige continuar en el futuro con el análisis de los resultados *V*.

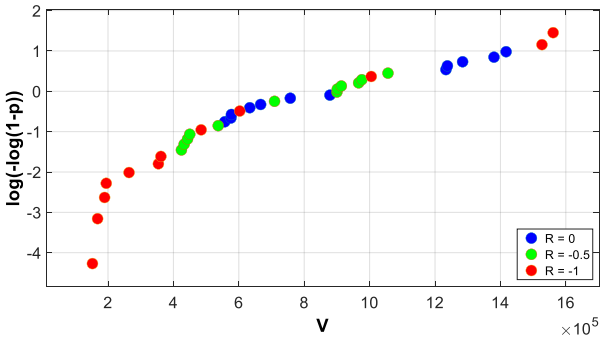


Figura 5: Representación de la variable normalizada V en la evaluación conjunta del modelo para R=0,-0.5,-1.

Una aplicación del modelo a una campaña experimental, tal vez externa, basada en una estrategia optimizada que implicaría una adecuada distribución de ensayos y datos sobre las tres regiones LCF, HCF y VHCF) permitiría continuar la verificación sobre la idoneidad del modelo propuesto y su comparación con otros modelos como el de Smith-Watson- Topper (SWT).

4. CONCLUSIONES

Las principales conclusiones de este trabajo son las siguientes:

- El modelo propuesto permite la definición probabilística del campo *S*-*N* en los tres dominios, LCF, HCF y VHCF en los dos ejemplos presentados en función de la nueva variable $GRV_{max} = \psi\,\sigma_{max}$, donde el factor de mayoración $\psi = E\,d\varepsilon/d\sigma$. Su reinterpretación como σ_{max}-*N*, aunque no necesaria, es posible, gracias a su definición analítica.

- La aplicación del modelo tridimensional σ_{max}-*R*-*N* en la evaluación conjunta de los datos para diferentes relaciones de tensión, R, debería permitir alcanzar un mejor ajuste con un único límite de fatiga independiente de R. Sin embargo, la campaña experimental presenta anomalías que no permiten una satisfactoria estimación de los parámetros del modelo tridimensional.

- La esperada demostración de compatibilidad entre el modelo presentado y el modelo tridimensional como extensión de modelo de Clase III queda pendiente de un futuro análisis.

REFERENCIAS

[1] Strzelecki P., Accuracy of determined S-N curve for constructional steel by selected models, Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct., 43(3), 550-557, 2020.

[2] Castillo E., Fernández-Canteli A., A unified statistical methodology for modeling fatigue damage, Springer, 2009.

[3] Fernández Canteli A., Castillo E., Blasón S., Correia J.A.F.O. de Jesus A.M.P., Generalization of the Weibull probabilistic compatible model to assess fatigue data into three domains: LCF, HCF and VHCF, Int. J. Fatigue, 159, 106771, 2022.

[4] Fernández-Canteli A., Castillo E., Blasón S., A methodology for phenomenological analysis of cumulative damage processes. Application to fatigue and fracture phenomena. Int J Fatigue 150:106311, 2021.

[5] Castillo, E., Fernández-Canteli, A., A compatible regression Weibull model for the description of the three-dimensional fatigue σ_M–N–R field as a basis for cumulative damage approach. Int. J. Fatigue, 155, 106596, 2022.

[6] Castillo E., Iglesias A., Ruiz-Cobo R., Functional equations in applied sciences, Elsevier Science, 2004.

[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] Correia J.A.F.O., Calvente M., Blasón S., Lesiuk G., Brás I.M.C., De Jesus A.M.P., Fatigue life response of P355NL1 steel under uniaxial loading using Kohout-Vêchet model. XVIII ICMFM, 2016.

[9] 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.

[10] ProFatigue, University of Cantabria, available on line: https://meteo. uni/temp/castie/Profatigue.html

PHASE FIELD MODELLING TO PREDICT HYDROGEN-ASSISTED FAILURES IN ELASTIC-PLASTIC MATERIALS

A. Díaz[1*], E. Martínez-Pañeda[2], L.B. Peral[1,3], I.I. Cuesta[1], J.M. Alegre[1]

[1]Structural Integrity Research Group (GIE). Universidad de Burgos
[2]Mechanics of Infrastructure Materials Group. Imperial College London.
[3]SIMUMECAMAT Research Group. Universidad de Oviedo

[*] Contact: adportugal@ubu.es

RESUMEN

La predicción de la fragilización por hidrógeno mediante modelos numéricos es todavía un campo abierto debido a la complejidad de los fenómenos involucrados. En el presente trabajo se resumen y comparan los enfoques por Elementos Finitos para su modelización, poniendo el foco en modelos de phase field. La formulación phase field no solo se limita a fracturas frágiles, sino que incluye una extensión dúctil; además, los efectos del hidrógeno se modelizan mediante una reducción en la energía de fractura local, que puede basarse en cálculos atomísticos de descohesion pero también puede ser ajustada experimentalmente. Este marco numérico acoplado incluye el transporte de hidrógeno y es implementado en el software Comsol Multiphysics. Se analiza como ejemplo una placa con grieta lateral para demostrar la influencia de la energía de fractura o del endurecimiento. Por último, se capturan la fragilización por hidrógeno ante diferentes niveles de concentración y se reproducen los efectos de la velocidad de deformación debido al carácter transitorio de la redistribución de hidrógeno.

PALABRAS CLAVE: Fragilización por hidrógeno, Modelización Numérica, Modelización por Phase Field.

ABSTRACT

Prediction of hydrogen-related failures through numerical modelling is still an open field due to the complexity and multiscale nature of the involved phenomena. In the present work, Finite Element approaches for hydrogen embrittlement are summarised and compared, highlighting the advantages of phase field models. Phase field formulation is not only limited to brittle failures but includes a ductile extension and hydrogen effects are modelled through a reduction in a local fracture energy, which is typically based on atomistic calculations of hydrogen-enhanced decohesion but can also be experimentally fitted. The coupled framework includes hydrogen transport and is implemented in the commercial software Comsol Multiphysics. A case study of a single-edge cracked plate is analysed to show the influence of fracture energy or hardening. In addition, hydrogen embrittlement at different concentration levels is captured and strain rate effects are reproduced due to the transient character of hydrogen redistribution.

KEYWORDS: Hydrogen embrittlement, Numerical modelling, Phase Field modelling

1. INTRODUCTION

Material selection and design are restricted in situations where hydrogen is handled, e.g. H_2 storage or transportation, and also in conditions where hydrogen uptake can occur, e.g. welding, plating or from aqueous environments. This limitation is caused by hydrogen embrittlement of some alloys, like steels, nickel, aluminium or titanium alloys, among others. To support experimental characterisation, reduce overconservative designs and predict crack nucleation and propagation due to hydrogen embrittlement, numerical modelling is a crucial tool.

In the present work the most common and suitable Finite Element approaches for hydrogen embrittlement are presented in Section 2, focusing on Phase Field fracture modelling informed by hydrogen transport (Section 3). The implementation of this coupled framework is briefly described and a benchmarking case study of a single-edge cracked plate is analysed in Section 4. The aim of this study is to show the capabilities of a hydrogen-informed ductile phase field model to capture embrittlement through a simple degradation law and strain rate effects by considering transient hydrogen diffusion.

2. HYDROGEN EMBRITTLEMENT MODELLING APPROCHES

In this section, the three most common modelling approaches for damage nucleation and crack propagation including hydrogen degradation are revisited.

2.1. Cohesive Zone modelling

Cohesive element formulation to capture crack nucleation and propagation considers a constitutive

behaviour based on a Traction-Separation law (TSL). Finite or zero thickness elements can then be inserted in the plane where crack paths are expected. Damage is then defined by the TSL shape, and by the critical stress and displacement. Trapezoidal TSLs must be considered to account for ductile behaviour [1]. The area under the curve represents a critical energy that is dissipated during cohesive cracking.

Numerous efforts have been devoted to couple hydrogen transport and the subsequent reduction in the cohesive energy with CZM. A critical review of these approaches can be found in [2]. Despite the phenomenological character of hydrogen-informed CZM, TSLs can be derived from first principles [2] or from void unit cell [3] simulations.

2.2. Gurson-based modelling

The role of localised plasticity (HELP) and vacancies or nanovoids (HESIV) in hydrogen embrittlement micromechanisms has led to the consideration of porosity-based models as mechanistic predictive frameworks [4]. A local softening induced by hydrogen has been simulated in void unit cells and then translated into a hydrogen-informed GTN model by means of a void growth acceleration [5]. Similarly, Depraetere et al. [4] implemented the acceleration of both nucleation and growth of voids in a GTN model that also incorporated the Thomason's criterion for coalescence. Recently, Lin et al. [6] have enriched this complete Gurson model with a critical stress criterion that triggers decohesion failures. However, the explicit capture of void nucleation, growth and decohesion comes at the cost of a great number of parameters [4].

2.3. Phase Field modelling

Phase field (PF) modelling of fracture is becoming very popular due to some advantages: crack topology is diffusive and defined by a scalar field, and thus discrete surfaces are not created, the convergence is relatively good in comparison to other damage models, it is consistent with thermodynamics and with Griffith's theory of fracture, the number of required parameters is limited, etcetera. However, classical approaches are based on brittle fracture and ductile modifications require complex considerations [7]. In addition, PF can be easily coupled to chemical processes, e.g. diffusion, which has been exploited by Martínez-Pañeda et al. [8] to develop a robust a comprehensive framework for hydrogen embrittlement.

To summarise, PF has the advantage of CZM in the energy-based formulation and the reduced number of parameters in comparison to GTN. In addition, PF does not require a predefined crack path and all elements share the same formulation, which avoids some numerical problems of CZM. The length scale of PF models also circumvents the mesh dependency of GTN.

3. HE DUCTILE PHASE FIELD

3.1. Ductile Phase Field modelling

A hybrid approach is followed in the present work [7], i.e. the total elastic strain energy density (ψ_e^0) is considered for stress damaging, but only the positive part (ψ_e^{0+}) is included in the Phase Field evolution law. The 0 superscript indicates undamaged energy variables. The damaged stress tensor $\boldsymbol{\sigma}$ is thus obtained as:

$$\boldsymbol{\sigma} = g(\phi)\frac{\partial \psi_e^0}{\partial \boldsymbol{\varepsilon}_e} \tag{1}$$

where $\boldsymbol{\varepsilon}_e$ is the elastic stain tensor and $g(\phi)$ a degradation function that depends on the damage phase field, ϕ. In the classical PF approach, only the elastic part of the strain energy density is included within the crack driving force; in addition, plasticity is not considered. Ductile modifications, in contrast, combine plasticity and the incorporation of a plastic strain energy density, ψ_p^0, driving damage. In the present work, a J2 classical plasticity with small plastic strains is assumed. The yielding criterion can be expressed using an equivalent damaged stress $|\boldsymbol{\sigma}|$ and the undamaged yield stress $\bar{\sigma}_y$:

$$|\boldsymbol{\sigma}| - h(\phi)\bar{\sigma}_y = 0 \tag{2}$$

where the function degrading the yield stress is assumed, for the sake of simplicity, $h(\phi) = g(\phi) = (1-\phi^2) + k$, as in literature [9], where $k = 10^{-6}$ is a parameter avoiding numerical instabilities. It must be noted that overlined variables, i.e. $\bar{\sigma}_y$, represent an undamaged stress or material parameter.

The use of damaged stress variables in plasticity formulation is not universal [8] but it is considered here the most consistent [9]. Two of the most common hardening expressions are here considered for both the yield stress ($\bar{\sigma}_y$) and the corresponding analytical expression of the plastic strain energy density (ψ_p^0). Parameters include the initial yield stress $\bar{\sigma}_0$, a hardening modulus $\bar{H}$, a hardening exponent n, and a reference strain $\varepsilon_0 = \bar{\sigma}_0/\bar{E}$, where $\bar{E}$ is the undamaged Young's modulus.

Linear hardening [9]:

$$\bar{\sigma}_y = \bar{\sigma}_0 + \bar{H}\varepsilon_p \tag{3}$$

$$\psi_p^0 = \bar{\sigma}_0\varepsilon_p + \frac{1}{2}\bar{H}\varepsilon_p^2 \tag{4}$$

Power-law hardening [10]:

$$\bar{\sigma}_y = \bar{\sigma}_0\left(1 + \frac{\varepsilon_p}{\varepsilon_0}\right)^{\frac{1}{n}} \tag{5}$$

$$\psi_p^0 = \frac{n\bar{\sigma}_0\varepsilon_0}{n+1}\left[\left(1 + \frac{\varepsilon_p}{\varepsilon_0}\right)^{\frac{n+1}{n}} - 1\right] \tag{6}$$

Strain energy density is modelled as the sum of elastic, plastic and surface-dissipated energy terms:

$$\psi = g(\phi)\psi_e^0 + h(\phi)\psi_p^0 + \frac{G_c}{2\ell}(\phi^2 + \ell^2|\nabla\phi|^2) \quad (7)$$

where the last term, named as ψ_d, captures the crack smeared over a length scale ℓ and considers a critical fracture energy G_c. To avoid damage under compressive stress states, the term ψ_e^{0+} is implemented and determined following a volumetric decomposition [11]:

$$\psi_e^{0+} = \frac{1}{2}\bar{K}\langle \mathrm{tr}(\boldsymbol{\varepsilon}_e)\rangle_+^2 + \bar{\mu}(\boldsymbol{\varepsilon}_e' : \boldsymbol{\varepsilon}_e') \quad (8)$$

where $\bar{K}$ and $\bar{\mu}$ are the undamaged bulk and shear modulus, respectively, and $\langle a\rangle_+ = (a + |a|)/2$. Additionally, to ensure damage irreversibility, the elastic strain energy density is replaced by a history-dependent variable:

$$\mathcal{H}_e^+(t) = \max_{\tau\in[0,t]} \psi_e^{0+}(\tau) \quad (9)$$

Some works have considered weight factors (β_e, β_p) for the elastic and plastic contributions, and also a threshold W_0 for the ductile damage to be triggered [8]. Finally, ψ can be expressed as:

$$\psi = \beta_e g(\phi)\mathcal{H}_e^+ + \beta_p h(\phi)\langle\psi_p^0 - W_0\rangle_+ + \psi_d \quad (10)$$

3.2. Hydrogen transport and embrittlement

Despite the importance of trapping phenomena on embrittlement, for the sake of simplicity the present approach does not include diffusion delay due to microstructural defects. The mass balance is based on hydrogen local concentration C and includes the influence of hydrostatic stress gradients, $\nabla\sigma_h$:

$$\frac{\partial C}{\partial t} + \nabla\cdot\left(-D_L\nabla C + \frac{D_L\bar{V}_H}{RT}C\nabla\sigma_h\right) = 0 \quad (11)$$

where D_L is the diffusion coefficient, $\bar{V}_H$ the partial molar volume of hydrogen in the metal, R the constant of gases and T the temperature. Hydrogen effects are reproduced assuming that the critical fracture energy is reduced by a degradation function $D(C)$ that depends on local hydrogen concentration:

$$G_c = G_c^0 D(C) \quad (12)$$

Different degradation evolutions have been proposed, but here two approaches are considered. First-principle results for hydrogen-induced fracture energy reduction in different alloys were fitted by Martínez-Pañeda et al. [11] with a linear law and a degradation parameter χ:

$$D(C) = 1 - \chi\theta \quad (13)$$

where θ is a surface coverage that reproduces segregation. This coverage can be expressed as a function of hydrogen concentration using the Langmuir-McLean isotherm:

$$\theta = \frac{C/N_M}{C/N_M + \exp(-\Delta g_b^0/RT)} \quad (14)$$

where N_M is the density of host metal atoms and Δg_b^0 a segregation energy, considered here as 30 kJ/mol [12].

In contrast, an empirical law can be defined to generalise the experimental findings of Yu et al. [13] for two steel grades. Combining testing of notched specimens and numerical simulations, the reduction in critical stress was fitted using the following expression:

$$D(C) = (1 - D_\infty)\exp(-\xi C) + D_\infty \quad (15)$$

where $D_\infty = 0.579$ and $\xi = 2.227$ (wt ppm)$^{-1}$ for a high-strength (B15) steel [13]. This degradation law is represented in figure 1 along the coverage-based evolution for two χ values.

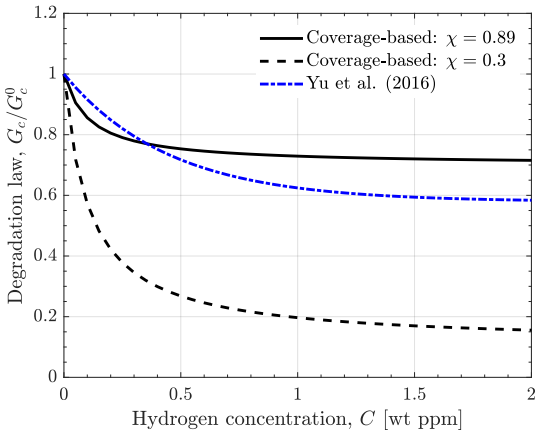


Figure 1. Different degradation laws as a function of hydrogen concentration in lattice sites.

The elastic-plastic analysis, coupled to ductile Phase Field and hydrogen diffusion, is implemented in Comsol Multiphysics 6.0 combining the following physics: *Solid Mechanics* (with Linear Elasticity and Plasticity), *Helmholtz PDE* (to solve the Phase Field balance) and *Transport of Diluted Species* (to solve hydrogen diffusion).

The multiphysics character of the software facilitates the definition of couplings, e.g. stress degradation, crack driving force as a function of strain energy densities, reduction of fracture energy by hydrogen concentration or stress-driven diffusion. In addition, to capture hydrogen ingress through the propagating crack, a moving boundary condition must be implemented; in contrast to penalty approaches [14], a simpler strategy is here based on the artificial increase in diffusivity when the damage variable ϕ is higher than a threshold ϕ_{th}:

$$D_{L,mov} = D_L[1 + k_d \text{step}(\phi - \phi_{th})] \qquad (16)$$

where $k_d = 10^5$ and the step function represents a smooth expression equal to 0 if $\phi \leq \phi_{th}$ and equal to 1 if $\phi = 1$.

4. CASE STUDY: CRACKED PLATE

A single-edge cracked plate subjected to a tensile stress is analysed as a benchmark example. The scheme of boundary conditions is shown in figure 2, where the width (w) and height (h) are equal to 1 mm. Parameters shown in Table 1 are considered.

Table 1. Mechanical and diffusion parameters.

$\bar{E}$ [GPa]	ν	$\bar{\sigma}_0$	G_c^0 [MPa·mm]	ℓ [mm]
210	0.3	$0.005\bar{E}$	2.7	0.0075

D_L [m²/s]	$\bar{V}_H$ [m³/mol]	T [K]
1.27×10^{-8}	2×10^{-6}	300

The choice of hardening parameters ($\bar{H} = 0.3\bar{E}$ and $1/n = 0.5$) has considered the relationship between these parameters and effective phase field hardening: for low $\bar{H}$ and $1/n$ values, negative effective hardening modulus can be reached and therefore softening occurs just after the onset of plastic deformation. More details of the relationship between nominal and effective material parameters in Phase Field modelling can be found in [15].

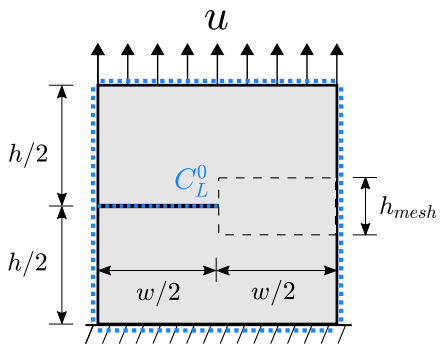


Figure 2. Geometry of single-edge cracked plate for the simulated case study.

The simulated load-displacement curve for the reference value ($G_c^0 = 2.7$ MPa·mm) and linear hardening (figure 3) shows a sudden force drop when the classical brittle and elastic formulation is considered whereas a stable crack propagation and a smooth softening stage are observed after the ductile modification. The increase in critical energy delays crack nucleation and thus failure. It must be noted that a shift of the curve also takes place when considering a plastic threshold, in this case $W_0 = 850$ MPa.

To assess the validity of this framework with a power-law hardening, figure 4 shows the comparison of both models at two different G_c^0 levels.

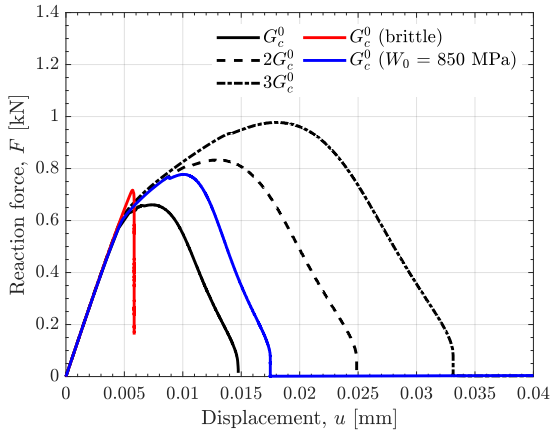


Figure 3. Influence of critical energy (G_c) on the load-displacement curves.

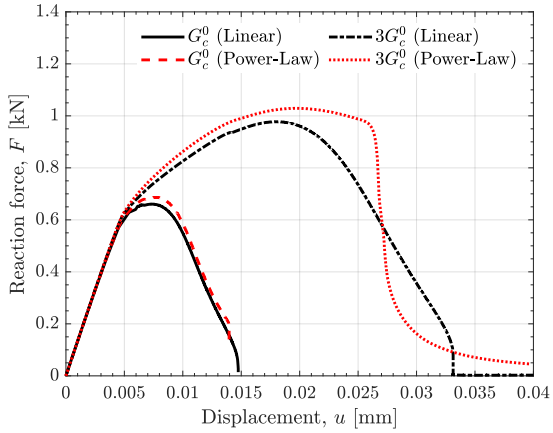


Figure 4. Influence of hardening laws on the load-displacement curves.

Despite the similar trends for both conditions, at the higher G_c^0 the power-law hardening results in an early softening, indicating a change in the failure mode. As demonstrated in [15], this behaviour is linked to plastic accumulation at ±45º and the corresponding damage driven by ψ_0^p; this is confirmed in phase field contours in figure 5.

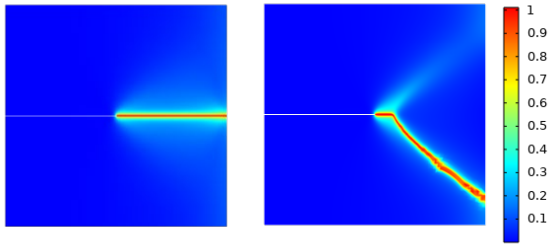


Figure 5. Crack propagation at $u = 0.035$ mm for $G_c = 8.1$ MPa·mm, linear hardening (left) and power-law hardening (right).

Coupling hydrogen transport and fracture modelling, the evolving concentration at the crack front can be analysed, as shown in figure 6. Hydrogen accumulates at regions where hydrostatic stress is higher and phase field contours reproduce crack propagation. The shift of load-

displacement curves when hydrogen degradation is taken into account is shown in figures 7, 8 and 9. Comparing figure 7 and 8, the influence of χ in embrittlement is critical in the range between 0.1 and 1.0 wt ppm, as predicted by the degradation evolution plotted in figure 1. The effect of an increasing concentration in that range is more gradual for the empirical degradation law proposed by Yu et al. [13] (figure 9).

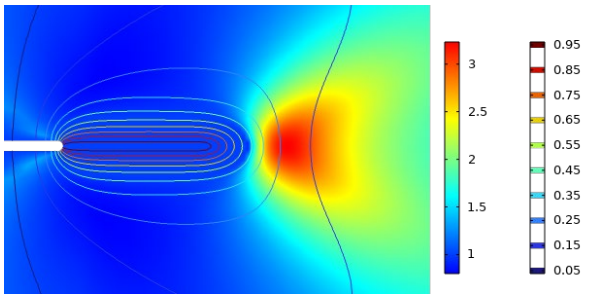


Figure 6. Hydrogen concentration (C/C_L^0 in color) and phase field contours (ϕ) at $u = 0.02$ mm for $G_c = 8.1$ MPa·mm and without embrittlement.

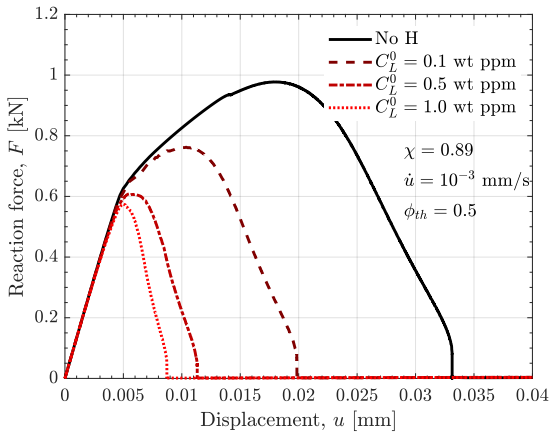


Figure 7. Influence of hydrogen concentration on load-displacement curves ($\chi = 0.89$).

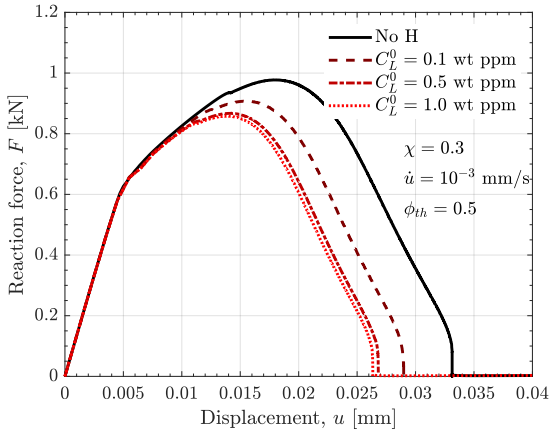


Figure 8. Influence of hydrogen concentration on load-displacement curves ($\chi = 0.3$).

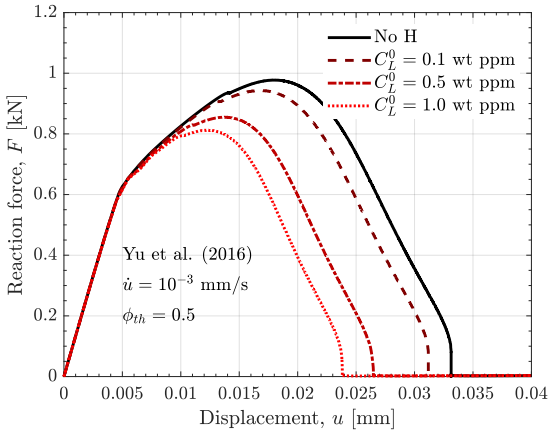


Figure 9. Influence of hydrogen concentration on load-displacement curves (degradation from Yu et al. [13]).

Due to the transient nature of hydrogen diffusion modelling, strain rate effects are captured by the present framework; as expected, slower displacement rates produce a higher embrittlement (figure 10). However, a significant effect of moving boundary conditions has been found: when a low threshold ϕ_{th} is assumed (equation 16), the environment condition reaches instantaneously a region too close to the crack front and thus the embrittlement dependence on strain rate is weaker. On the other hand, as shown in figure 11, $\phi_{th} = 0.95$ results in a stronger strain rate effect and a "step" propagation is observed for $\dot{u} = 10^{-2}$ and 10^{-3} mm/s. This serrated curve is due to the coupling between diffusion and propagation length scales: once a critical concentration is reached at the crack front the crack propagates up to a pristine region with lower concentration and then crack arrests until hydrogen accumulates again in the new crack front.

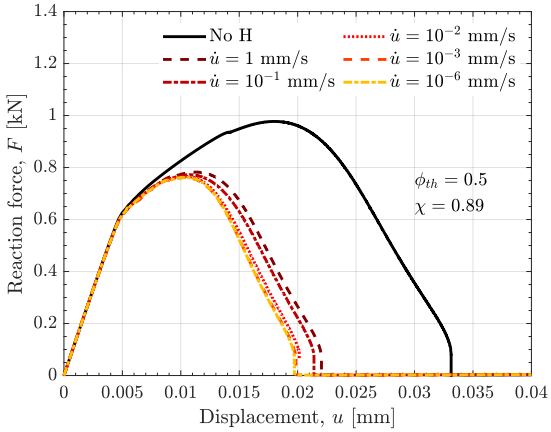


Figure 10. Influence of strain rate on load-displacement curves (ϕ_{th} =0.5).

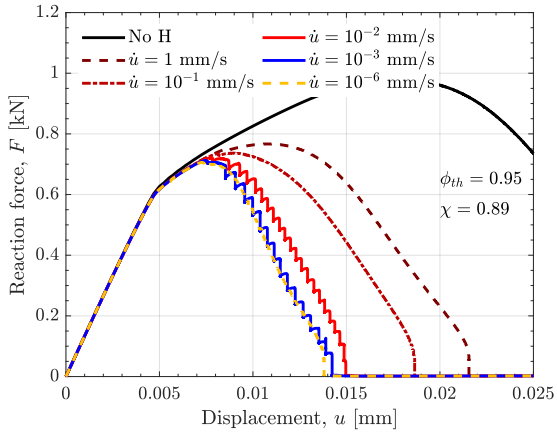


Figure 11. Influence of strain rate on load-displacement curves (ϕ_{th} =0.95).

5. CONCLUSIONS

The present work presents a phase field approach to model ductile fracture and hydrogen effects by incorporating different degradation laws. This framework has been implemented in Comsol Multiphysics and the influence of fracture energy, hardening, hydrogen concentration and strain rate has been assessed for a single-edge cracked plate. Future research will focus on the experimental calibration of phase field parameters and on fitting procedures for hydrogen degradation laws in different alloys.

ACKNOWLEDGEMENTS

The authors gratefully acknowledge funding from projects BU-002-P20, PID2021-124768OB-C21 and TED2021-130413B-I00. This work was supported by the Regional Government of Castilla y León (Junta de Castilla y León) and by the Ministry of Science and Innovation MICIN and the European Union NextGenerationEU / PRTR (C17. I1).

REFERENCES

[1] A. Díaz, J.M. Alegre, I.I. Cuesta, Numerical simulation of hydrogen embrittlement and local triaxiality effects in notched specimens, Theoretical and Applied Fracture Mechanics. 90 (2017).

[2] L. Jemblie, V. Olden, O.M. Akselsen, A coupled diffusion and cohesive zone modelling approach for numerically assessing hydrogen embrittlement of steel structures, Int J Hydrogen Energy. 42 (2017) 11980–11995.

[3] D.C. Ahn, P. Sofronis, R. Dodds, Modeling of hydrogen-assisted ductile crack propagation in metals and alloys, Int J Fract. 145 (2007) 135–157.

[4] R. Depraetere, W. de Waele, S. Hertelé, Fully-coupled continuum damage model for simulation of plasticity dominated hydrogen embrittlement mechanisms, Comput Mater Sci. 200 (2021) 110857..

[5] H. Yu, J.S. Olsen, A. Alvaro, L. Qiao, J. He, Z. Zhang, Hydrogen informed Gurson model for hydrogen embrittlement simulation, Eng Fract Mech. (2019) 106542.

[6] M. Lin, H. Yu, Y. Ding, G. Wang, V. Olden, A. Alvaro, J. He, Z. Zhang, A predictive model unifying hydrogen enhanced plasticity and decohesion, Scr Mater. 215 (2022) 114707.

[7] M.J. Borden, T.J.R. Hughes, C.M. Landis, A. Anvari, I.J. Lee, A phase-field formulation for fracture in ductile materials: Finite deformation balance law derivation, plastic degradation, and stress triaxiality effects, Comput Methods Appl Mech Eng. 312 (2016) 130–166.

[8] R. Alessi, M. Ambati, T. Gerasimov, S. Vidoli, L. de Lorenzis, Comparison of Phase-Field Models of Fracture Coupled with Plasticity, Computational Methods in Applied Sciences. 46 (2018) 1–21.

[9] B. Talamini, M.R. Tupek, A.J. Stershic, T. Hu, J.W. Foulk, J.T. Ostien, J.E. Dolbow, Attaining regularization length insensitivity in phase-field models of ductile failure, Comput Methods Appl Mech Eng. 384 (2021) 113936.

[10] H. Amor, J.J. Marigo, C. Maurini, Regularized formulation of the variational brittle fracture with unilateral contact: Numerical experiments, J Mech Phys Solids. 57 (2009) 1209–1229.

[11] E. Martínez-Pañeda, A. Golahmar, C.F. Niordson, A phase field formulation for hydrogen assisted cracking, Comput Methods Appl Mech Eng. 342 (2018) 742–761.

[12] S. Serebrinsky, E.A. Carter, M. Ortiz, A quantum-mechanically informed continuum model of hydrogen embrittlement, J Mech Phys Solids. 52 (2004) 2403–2430.

[13] H. Yu, J.S. Olsen, A. Alvaro, V. Olden, J. He, Z. Zhang, A uniform hydrogen degradation law for high strength steels, Eng Fract Mech. 157 (2016) 56–71.

[14] P.K. Kristensen, C.F. Niordson, E. Martínez-Pañeda, A phase field model for elastic-gradient-plastic solids undergoing hydrogen embrittlement, J Mech Phys Solids. 143 (2020) 104093.

[15] C. Kuhn, T. Noll, R. Müller, On phase field modeling of ductile fracture, GAMM-Mitteilungen. 39 (2016) 35–54.

ProFatigue, UN SOFTWARE DESTINADO A OPTIMIZAR LA ESTRATEGIA DE ENSAYOS Y LA DETERMINACIÓN DEL CAMPO S-N PROBABILÍSTICO

Sergio Blasón González[1*], Alfonso Fernández Canteli[2], Enrique Castillo Ron[3]

[1] Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM), Berlín, Alemania
[2] Departamento de Construcción e Ingeniería de Fabricación, Universidad de Oviedo, España
[3] Real Academia de Ingeniería y Real Academia de Ciencias de España

[*] Contacto: sergioblasonglez@gmail.com

RESUMEN

El diseño de una adecuada estrategia de ensayos a fin de caracterizar el comportamiento a fatiga de componentes resulta fundamental para optimizar material, tiempo, presupuesto y, asimismo, lograr una satisfactoria y fiable representación de la respuesta desde el punto de vista estadístico. El software ProFatigue constituye una herramienta práctica de evaluación del campo S-N-P, de fácil manejo, que allana la comúnmente intricada tarea del diseño experimental y análisis probabilístico.

ProFatigue, basado en el modelo de regresión de Weibull propuesto por Castillo-Canteli, satisface exigentes requisitos físicos y estadísticos en su derivación. Su fortaleza radica en la condición de compatibilidad y en la normalización de resultados apoyada en percentiles, que permite optimizar la estrategia de ensayos. Las ventajas de su empleo también se extienden a la evaluación conjunta de los regímenes LCF y HCF, acumulación de daño y definición del límite de fatiga.
Este trabajo expone didácticamente casos prácticos de evaluación sobre diferentes materiales recurriendo a ProFatigue, revelando su forma de empleo en el análisis continuamente retroalimentado a partir de los resultados previamente registrados, promoviendo una selección adecuada del nivel de carga en cada ensayo. El objetivo de este trabajo es mostrar su desempeño para promover su uso de forma autónoma y eficaz.

PALABRAS CLAVE: software ProFatigue; campo S-N probabilístico; estrategia optimizada de ensayos; tutorial de uso; aplicación en aceros y hormigón.

ABSTRACT

The design of an appropriate test strategy to characterise the fatigue behaviour of components is essential in order to optimise material, time, budget and also to achieve a satisfactory and statistically reliable representation of the response. The ProFatigue software is a practical, user-friendly S-N-P field evaluation tool that alleviates the often intricate task of experimental design and probabilistic analysis.

ProFatigue, based on the Weibull regression model proposed by Castillo-Canteli, satisfies demanding physical and statistical requirements in its derivation. Its strength lies in the compatibility condition and the percentile-based normalisation of results, which allows optimisation of the testing strategy. The advantages of its use also extend to the joint evaluation of the LCF and HCF regimes, damage accumulation and fatigue limit definition.
This work didactically exposes practical cases of evaluation on different materials using ProFatigue, revealing its way of use in the analysis continuously fed back from the previously recorded results, promoting an adequate selection of the load level in each test. The aim of this work is to show its performance to promote its use autonomously and effectively.

KEYWORDS: ProFatigue software; probabilistic S-N field; test optimization strategy; tutorial; application on steel and concrete.

1. INTRODUCCIÓN AL MODELO DE EVALUACIÓN DEL CAMPO *S-N-P*

La estrategia de ensayos en la caracterización del comportamiento de materiales debe estar supeditada al modelo de evaluación que se vaya a emplear en su análisis. La modelización probabilística de la respuesta de componentes ante cargas cíclicas ha venido siendo un tema de discusión recurrente desde los prolegómenos del estudio de daño por fatiga promovidos por Wöhler a mediados del siglo XIX. A este respecto, a juicio de los autores, la metodología habitualmente dispuesta en las normativas de referencia y en las principales guías de diseño muestran inconvenientes promovidos por una obstinación, auspiciados por la tradición, en el empleo de técnicas de evaluación y modelos que presentan sensibles limitaciones e inconvenientes [1,2].

Existen numerosas fuentes de incertidumbre que confieren un carácter aleatorio al daño por fatiga que hace necesario recurrir a métodos probabilísticos de análisis de resultados. Un punto clave es lograr la minimización de riesgos de sufrir roturas inesperadas

cuando se trata de estudiar la integridad de componentes durante su vida útil; de ahí que los valores promedio o medios tengan una importancia marginal en el estudio del rendimiento de materiales a fatiga. A su vez, en la programación de ensayos han de contemplarse diferentes decisiones tales como la selección de los niveles de carga y el número de probetas a considerar, si bien cabe destacar el modelo de caracterización o evaluación, cuya robustez y eficacia resultan vitales para alcanzar una fiable y precisa noción de la respuesta del material.

La descripción del comportamiento a fatiga contemplando la vida total hasta fallo, esto es, considerando tanto la fase de iniciación como la de propagación de grietas, suele realizarse recurriendo a los diagramas comúnmente designados como *S-N* (o *ε-N*). En general, se tiende a diferenciar al menos 3 regiones en la representación del campo *S-N* o de Wöhler, distinguiendo entre régimen de bajo, alto y muy alto número de ciclos (LCF, HCF, y VHCF, respectivamente, de acuerdo con sus siglas en inglés). Si bien el modelo de evaluación que se propone a lo largo de este trabajo es válido para cubrir los 3 espectros, los ejemplos que se detallarán se centrarán en la sección HCF.

El modelo probabilístico de Castillo y Canteli [1] ha demostrado una eficiencia y fiabilidad notable que supera las propuestas más extendidas empleadas en la actualidad. Su eficacia ha sido exitosamente validada sobre diferentes materiales, geometrías y condiciones de carga desde su desarrollo originario, casi 40 años atrás. Su deducción se fundamenta tanto en condiciones físicas (principio del eslabón más débil y rango limitado tanto en términos de vida hasta fallo como de la variable de referencia empleada) como estadísticas (estabilidad frente a cambios de escala, comportamiento límite haciendo conveniente recurrir a distribuciones pertenecientes a familias asintóticas) que, a su vez, le confieren unas fortalezas relevantes frente a otras propuestas analíticas construidas a partir de hipótesis arbitrarias. Sin perjuicio de lo anterior, dos características del modelo le otorgan un potencial añadido y destacan sobremanera:

Condición de compatibilidad

Hace referencia a la necesaria interrelación entre las funciones de densidad asociadas a la distribución de *N* y de la variable de referencia ($\Delta\sigma$, $\Delta\varepsilon$, σ_M, ε_M o cualquier otra variable generalizada de referencia, *GRV*, que se considere) en cualquier punto del diagrama *S-N*, asociado a su vez a una probabilidad de fallo o percentil. La Figura 1 pretende aclarar dicho concepto.

Esto permite la deducción del campo *S-N* como solución de una ecuación funcional, sin necesidad de incurrir en arbitrariedades, de ahí su trascendencia. De este modo, dos variantes del modelo pueden inferirse, ambas basadas en distribuciones estadísticas de valores extremos de la familia de mínimos: Weibull y Gumbel. En este trabajo nos ceñiremos a la primera modalidad, de forma que el campo *S-N-P* se construye en base a 5 parámetros, los valores límite (N_0, $\Delta\sigma_0$) y los que definen la distribución triparamétrica de Weibull (λ, δ, β), tal como recoge la Expresión 1.

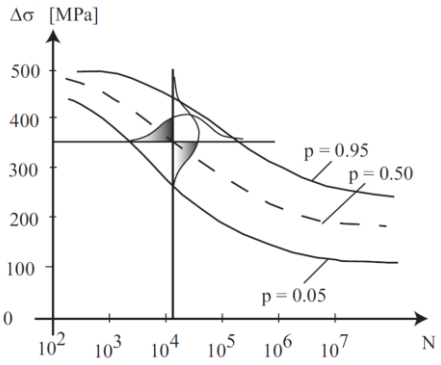


Figura 1. Compatibilidad entre las distribuciones Δσ|N y N|Δσ.

$$P_f = 1 - \exp\left\{-\left[\left(\frac{\log(N/N_0)\,\log(\Delta\sigma/\Delta\sigma_0) - \lambda}{\delta}\right)\right]^{\beta}\right\} \qquad (1)$$

En consecuencia, cada curva percentil viene definida como hipérbola equilátera con sendas asíntotas, una vertical (N_0) y una horizontal ($\Delta\sigma_0$), interpretables desde el punto de vista físico y correspondientes a los mínimos necesarios para propiciar el fallo por fatiga.

Nótese que, una vez ajustados los parámetros del modelo, cualquier terna dada por ($\Delta\sigma$, *N*, P_f) puede deducirse fijando los valores de 2 de las variables intervinientes y calculando la tercera de acuerdo con la Expresión 1. Esto resulta útil, por ejemplo, al representar curvas S-N para cualquier probabilidad de fallo de interés, o si se desea estimar la P_f asociada a cualquier combinación ($\Delta\sigma$, *N*).

Normalización en base a percentiles

Cuando los resultados experimentales provenientes de distintas condiciones de carga son susceptibles de poder evaluarse al unísono, haciéndolos equivalentes a través de su proyección a una misma distribución estadística, se logra una ventaja fundamental que contribuye a mejorar la calidad de las estimaciones con tamaños de muestra reducidos. Esto se logra a través de la variable normalizada *V* del modelo: $V = \log\left(\frac{N}{N_0}\right)\log\left(\frac{\Delta\sigma}{\Delta\sigma_0}\right)$.

De esta forma, dos resultados experimentales serán equivalentes aun habiendo sido obtenidos bajo distintos niveles de carga si comparten el mismo valor *V*, tal como se representa en la Figura 2. Esta propiedad resulta capital en la optimización y elaboración eficiente de un plan de ensayos, tal como se explicará en los siguientes apartados.

Adicionalmente, el tratamiento de resultados supervivientes (censurados o *runouts*) es también posible mediante el algoritmo iterativo E-M, lo que constituye una ventaja añadida importante y diferenciadora en comparación a las propuestas estandarizadas. Asimismo, el modelo permite una definición de la dispersión variable y creciente a medida que decrece la variable

generalizada de referencia, en correspondencia con la evidencia experimental y que se opone a la consideración de un valor constante, o incluso linealmente variable de la misma, una deficiencia comúnmente presente en las propuestas de referencia.

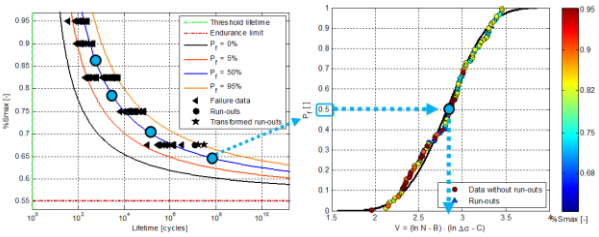


Figura 2. Normalización del campo S-N-P y su representación a través de la fdd P_f-V.

La potencialidad del modelo se extiende a la evaluación de muestras con diferente tamaño y forma, a la consideración de la zona de LCF [2] y al cálculo de acumulación de daño [3]. También permite cálculos precisos de la resistencia a fatiga, independientemente del número de ciclos que se establezca para su definición [4]; esto último en contraposición al ineficiente procedimiento del método de los escalones (*staircase*), así como a la caprichosa fijación del conocido como *knee-point*, carente de cualquier justificación física. Recientemente, Castillo y Canteli han desarrollado una sensible mejora del modelo original, incorporando la posibilidad de evaluar conjuntamente datos experimentales provenientes de distintas relaciones de carga *R* [5].

Los autores son conscientes de que la asimilación e interpretación matemática del modelo puede no resultar trivial, lo que en ocasiones puede incluso hacer rehuir de su aplicación práctica a potenciales usuarios interesados en la evaluación estadística de ensayos de fatiga. Venturosamente, el modelo fue implementado en un software bajo el nombre ProFatigue [6], desarrollado colaborativamente por la Universidad de Oviedo, el Empa-Dübendorf (Laboratorio Federal Suizo de Ensayo de Materiales e Investigación) y la Universidad de Cantabria. Puede descargarse libremente desde [7].

En este trabajo se ilustran evaluaciones reales como muestra de praxis en el uso de ProFatigue, incidiendo en consejos y particularidades a tener en cuenta durante la programación de una campaña experimental, así como detallando los puntos de análisis más relevantes a considerar con objeto de aprovechar al máximo las virtudes del modelo. Con todo, pretende servir no solo como guía, sino promover su uso de manera autónoma y eficaz, superando cualquier recelo de su uso derivado de una falta de familiaridad ya sea con el propio modelo o el entorno del software.

2. PROGRAMACIÓN DE ENSAYOS CON ProFatigue

ProFatigue constituye una herramienta de fácil manejo. Desde el mismo programa puede accederse a un documento de ayuda que aclara todas las funciones operativas. La ejecución de la evaluación probabilística y consiguiente obtención del campo *S-N-P* requiere únicamente la alimentación de los resultados experimentales a través de un archivo de texto que deberá recoger, por este orden y tabulado en columnas, la información relativa a número de ciclos, valor de la variable de solicitación ($\Delta\sigma$, $\Delta\varepsilon$ o cualquier otra que haya sido establecida como referente) y dimensión de referencia (que en el caso de igual geometría en todas las probetas se simplifica como un valor constante); en la cuarta y última columna, la presencia de probetas supervivientes en la muestra analizada deberá reflejarse asignando la letra 'R'. Los datos de la primera fila del archivo se reservan para la nomenclatura de cada columna. El programa admite algunos datos adicionales que, sin embargo, no tienen incidencia alguna en los cálculos y sirven únicamente para reforzar la documentación en forma de informe final que es posible elaborar tras cada evaluación.

Según se anticipaba en la *Introducción*, se puede seleccionar la estimación en base al modelo de Weibull o Gumbel, aunque por norma general las discrepancias entre ambas soluciones son exiguas desde el punto de vista práctico; en cualquier caso, se aconseja iniciar las evaluaciones tomando Weibull como modelo de ajuste y, en todo caso, cuando se obtienen parámetros de forma β superiores a 5, permutar con Gumbel.

2.1. Estrategia de ensayos retroalimentada

Una estimación inicial del campo S-N probabilístico aprovechando el modelo de Castillo-Canteli es ya posible disponiendo de tan solo 3 o 4 resultados experimentales con rotura obtenidos bajo diferentes condiciones de carga. Esta particularidad es importante a la hora de plantear la campaña experimental, independientemente del número de probetas disponible. Así, en lugar de ensayar toda la muestra y posteriormente analizarla, se recomienda encarecidamente realizar dicha evaluación inicial y, a partir de ella, planificar y reacondicionar la estrategia después de cada ensayo para *a*) decidir el nivel de carga del test subsiguiente y *b*) retroalimentar sucesivamente la evaluación. De esta forma, partiendo de *n* probetas, se podrán acabar describiendo un total de *n*-3 diagramas *S-N-P*, cada uno de ellos obtenidos con un número creciente de ensayos.

Conviene hacer algunas recomendaciones prácticas que ayudarán a una optimización de los recursos (número de probetas, tiempo de ensayos, evaluación con el modelo, así como del análisis e interpretación de resultados). Para proceder a ello pongamos como ejemplo práctico la aspiración de obtener el campo probabilístico *S-N* para la relación de cargas R = -1 de un acero al carbono S48C, con tensión última a rotura y límite elástico de 807 MPa y 493 MPa, respectivamente.

Las pautas a tener en cuenta son:

i. Se tratará de cubrir toda la zona de interés.

Estando, por ejemplo, interesados en la descripción del dominio HCF, esta suele ceñirse al intervalo entre 10^4 y 10^7 ciclos en la evaluación de materiales metálicos. Dependiendo de la frecuencia de ensayo y las limitaciones temporales, puede ser necesario restringir el límite superior N a 10^6 u otro valor cualquiera. Al mismo tiempo, la región HCF coincide con aquellas solicitaciones remotas que no superan el límite elástico del material. A su vez, es habitual encontrar referencias aproximadas sobre el valor asignado como resistencia a fatiga, bien como porcentaje de la tensión última de rotura o a partir de los valores de dureza superficial del material [8]. Las dos puntualizaciones anteriores ayudarán a anticipar y definir el intervalo de cargas a considerar, al menos de manera aproximada.

ii. Obtención del campo *S-N-P* inicial, exploratorio, a partir de 3 primeros ensayos hasta fallo bajo niveles de solicitación dispares.

Con la intención de cubrir las bandas de variación en términos de nivel de carga y número de ciclos enunciados en el punto anterior, se propone una estrategia inicial donde se podrían tomar como valores orientativos de carga el 80% del σ_y (evitando alcanzar plastificaciones a nivel macroscópico desde el inicio del ensayo), el 55-60% de σ_u (procurando superar el límite de fatiga y, por tanto, garantizar la rotura de la probeta ensayada en un número no excesivo de ciclos) y un valor intermedio entre ellos.

iii. A partir de la estimación inicial del campo *S-N* probabilístico con ProFatigue, así como el grado de cobertura alcanzado respecto a los intervalos previstos inicialmente, se irán definiendo los niveles de carga sucesivos, procurando cubrir aquellas zonas del diagrama vacantes de resultados experimentales.

El mismo software puede emplearse para, dada una probabilidad de fallo (por ejemplo, del 50%), determinar cuál sería el nivel de solicitación necesaria para producir el fallo transcurridos un número definido de ciclos. La misma operación puede realizarse en sentido inverso, es decir, prefijada una P_f y un valor de carga, estimar cuál sería el N_f esperable para alcanzar la rotura. Se desaconseja repetir niveles de carga a fin de explotar la propiedad de normalización garantizada por el modelo, siendo preferible optar por una estrategia conforme a *escalones aislados* donde, en lo posible, se cubra todo el rango de interés distribuyendo homogéneamente los ensayos. Cabe destacar también la conveniencia de tratar de obtener algunos resultados a partir de valores de solicitación próximos a los límites inferior y superior que definen la región de estudio (en el ejemplo aquí presentado, el rango de HCF); esto es importante a la hora de minimizar la sensibilidad del modelo en la determinación de los valores umbrales (asíntotas vertical y horizontal).

iv. Cuando el patrón anterior se repite cuidadosamente es posible lograr un campo *S-N* que, tras un número sensiblemente reducido de ensayos, permanece prácticamente inmutable tras cada nuevo resultado experimental. Esta es una primera forma de acotación respecto al tamaño necesaria de muestra.

v. En función del grado necesario de análisis, la evaluación puede complementarse con una estrategia adicional de estudio de los intervalos de confianza recurriendo a la técnica de *bootstrap* [9].

La Figura 3 ejemplifica la reducida variación que se obtiene al cotejar 2 evaluaciones consecutivas diferenciadas únicamente por el último valor experimental recogido (resaltado en color magenta).

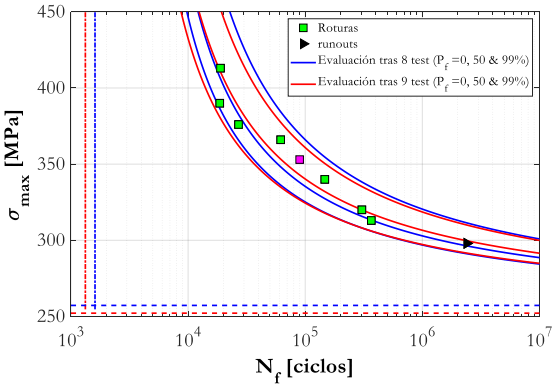


Figura 3. Comparativa entre campos S-N-P obtenida tras un último resultado y la muestra sin él.

2.2. Análisis de las estimaciones

El potencial y la robustez del modelo se revelan especialmente durante la fase de estudio de resultados. Prosiguiendo con las recomendaciones:

vi. La información relativa a la resistencia a fatiga es generalmente relevante. En este sentido, ProFatigue capacita su definición como función del número de ciclos y de la probabilidad de fallo, lo que constituye una manifiesta ventaja respecto a las metodologías tradicionales en la determinación del límite de endurancia [4].

De esta forma, la resistencia a fatiga puede ser aproximado considerando longevidades diferentes: la Figura 4 muestra la evolución de diferentes límites de fatiga estimados a medida que se van añadiendo resultados durante la campaña experimental. Se representan los límites contemplando una probabilidad de fallo del 0% en un rango desde 10^4 hasta 10^8 ciclos, tomando valores discretos intermedios equiespaciados en base logarítmica decimal. Se incluye, además, el valor presumible del límite de endurancia considerando un hipotético número infinito de ciclos (coincidente con uno de los parámetros de ajuste del modelo: la asíntota horizontal). Se aprecia como a partir del quinto ensayo las variaciones son ciertamente pequeñas (obsérvese que el cuarto valor experimental es un superviviente -*runout*-), a excepción de la resistencia a fatiga para 10^4 ciclos, lo cual resulta natural si se tiene en cuenta que la

susceptibilidad a cambios es mayor cuanto más cerca nos situemos del umbral N_0.

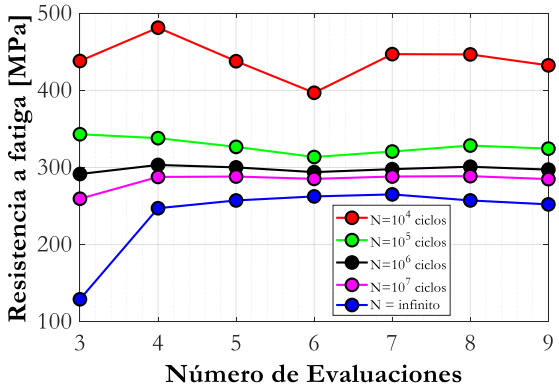


Figura 4. Variación de las resistencias a fatiga bajo distinto N a medida que se añaden valores experimentales.

vii. Conviene evitar una contribución de valores supervivientes (*runouts*) mayor del 10% de la muestra total.

El modelo permite pronosticar el número de ciclos esperable hasta el fallo de aquellas probetas que terminaron sin rotura en caso de haber proseguido el ensayo.

viii. Asimismo, el modelo posibilita detectar sesgos en la distribución de los resultados experimentales.

Esto es posible a través de la *fdd* P_f-*V*. Esta característica facilita la identificación de los denominados resultados atípicos (*outliers*) que, no obstante, habría que tratar de argumentar en base a evidencias físicas (ya sea observando un mecanismo de fallo distinto al del resto de probetas, alguna sobrecarga imprevista durante la ejecución del ensayo o cualquier otro posible motivo que lo justifique).

También permite detectar posibles anomalías originadas por causas variadas. Ejemplos de ello serían la evaluación conjunta de roturas propiciadas desde la superficie junto con las originadas internamente; o la detección de niveles de tensión 'excesivamente' altos que demuestran corresponder al dominio de bajo número de ciclos (LCF); así como eventuales desviaciones del comportamiento tipo, fruto de condiciones de ensayos diferentes (como distinta frecuencia). La Figura 5 sirve como ejemplo al respecto.

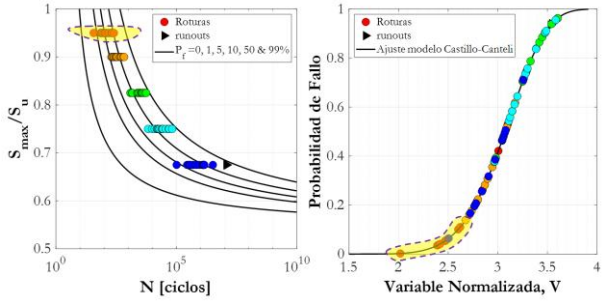


Figura 5. Detección de sesgos a través de la fdd P_f-V.

2.3. El efecto de escala

La respuesta de los materiales es dependiente del tamaño de las probetas o componentes que se usan en su caracterización. Se trata de una cuestión clave en la interpretación correcta y fiable de los resultados. El modelo de Castillo-Canteli implementado en ProFatigue es capaz de estimar los campos *S-N-P* asociados a muestras provenientes de tamaños diferentes. Lo consigue gracias a la consideración del principio el eslabón más débil (detalles en [1]).

ProFatigue está programado también disponiendo esta funcionalidad, de manera que permite estimaciones del campo *S-N* de muestras con tamaño distinto, pero homotético. La generalización de la consideración del efecto de escala exige la aplicación de un modelo local, como el modelo local generalizado (GLM) [10]. Las diferencias pueden interpretarse en términos de longitud cuando se estén estudiando probetas unidimensionales (por ejemplo, cables), de área cuando la superficie sea la fuente que pueda propiciar variaciones (como en la comparación de probetas cilíndricas de distinto diámetro con fallos iniciados desde la cara exterior), o incluso confrontando magnitudes volumétricas.

Ejemplificando con un caso real de estudio del comportamiento de alambres de pretensado de diferentes longitudes, 1960 y 8540 mm, se pueden obtener sendos diagramas *S-N* para cada muestra. El percentil de probabilidad de fallo nula será común a ambas, y estará relacionado con el mayor de los defectos (ya sea en forma de tamaño de inclusión, porosidad o cualquier singularidad concerniente) presente en el material, que será característico del mismo. El resto de curvas de isoprobabilidad o percentiles, sin embargo, pertenecerá a cada muestra de forma independiente, ya que la dispersión resultante irá asociada al tamaño característico (en este caso la longitud) de cada muestra y será inversamente proporcional a su dimensión. La Figura 6 corrobora este aspecto. Conviene resaltar que ProFatigue evalúa conjuntamente todos los resultados y son ajustados con la misma función de distribución P_f-*V*.

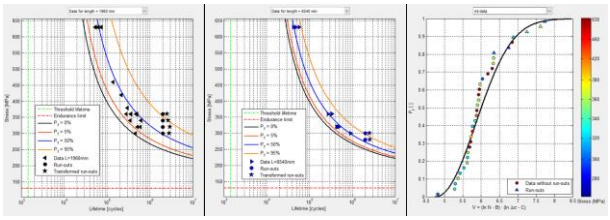


Figura 6. Campos S-N resultantes de evaluar muestras de alambres de pretensado de distinta longitud (1960 mm a la izquierda, 8540 mm en el centro) y fdd P_f-V común a ambas muestras (a la derecha).

3. ACUMULACIÓN PROBABILÍSTICA DE DAÑO

Aunque en la mayor parte de estructuras susceptibles de sufrir daños por fatiga la historia de cargas que sufren durante su vida útil es variable, la problemática que entraña el estudio y caracterización de esta tipología de

solicitaciones propicia que la caracterización de materiales se plantee generalmente a partir de resultados provenientes de ensayos bajo régimen de rango de carga constante. Tratando de compensar estas limitaciones, y ante la dificultad de medir el daño a partir de variables cuantificables ya sea de forma directa o indirecta (tamaño de grieta, caída de potencial, deformación, temperatura, emisión acústica, dureza, etc.), han ido surgiendo distintas reglas empíricas especulando sobre los niveles de acumulación de daño, definidas de manera arbitraria y en todo caso deterministas, que presentan notables deficiencias a la par que una utilidad cuestionable.

Los conceptos desarrollados en [1] promueven una metodología que faculta la evaluación de historias de carga variable una vez aplicado el modelo de Castillo-Canteli sobre rangos constantes, en base a las curvas percentiles según se expone con la superposición de sendas gráficas en la sección inferior y derecha de la Figura 7.

Aprovechando las ventajas asociadas a la síntesis del diagrama *S-N-P* en la cdf P_f-*V*, los espectros de carga aleatoria pueden ser analizados convenientemente y cualquier variable de daño reconvertida en magnitudes probabilísticas como queda también reflejado en la Figura 7 (ver [3] para ampliar detalles).

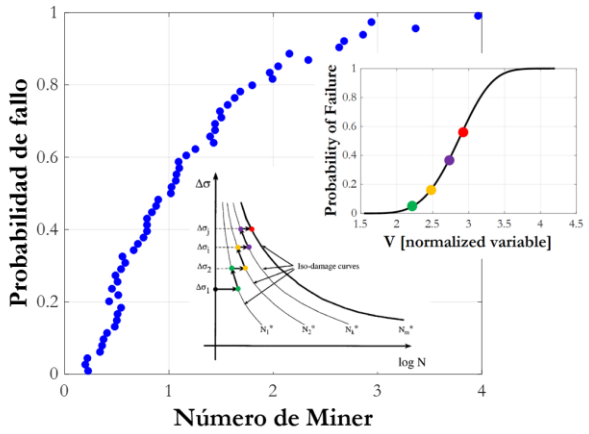


Figura 7. Probabilidades de fallo asociadas al número de Miner para los datos en [11], junto con el esquema del proceso de acumulación de daños bajo espectros de carga variable según [1].

4. CONSIDERACIONES FINALES

El modelo probabilístico de Castillo-Canteli está implementado en el programa ProFatigue, de libre acceso. A pesar del calado matemático y estadístico que esconde la derivación del modelo, la facilidad y ventajas del empleo del software hacen de él una herramienta aconsejable a la hora de establecer estrategias de ensayo en la caracterización de materiales a fatiga.

Las propiedades del modelo hacen posible deducir de forma fiable el campo *S-N* probabilístico con un número reducido de ensayos, lo que permite la optimización de recursos tanto en términos de material como de tiempo.

En este trabajo se han divulgado las pautas de uso y análisis más relevantes para allanar su empleo. Se anima, por tanto, a cualquier usuario interesado en poner en práctica métodos probabilísticos de análisis de resultados a fatiga a aprovechar las capacidades de ProFatigue. Asimismo, la comparación de sus resultados con los obtenidos a partir de otros modelos estandarizados es un ejercicio interesante, que permite observar las virtudes y superioridad del modelo de Castillo-Canteli frente a las propuestas más extendidas.

La metodología de evaluación diseminada en el artículo ha sido exitosamente aplicada en materiales de distinta índole, geometría variada y condiciones de ensayo cambiantes. Esto le confiere una adaptabilidad digna de mención.

REFERENCIAS

[1] Castillo E, Fernández-Canteli A. A unified statistical methodology for modeling fatigue damage. Springer; 2009.

[2] Fernández Canteli, A., Castillo, E., Blasón, S., Correia, J., & de Jesus, A. (2022). Generalization of the Weibull probabilistic compatible model to assess fatigue data into three domains: LCF, HCF and VHCF. International Journal of Fatigue, 159, 106771.

[3] Blasón, Sergio, Correia, Jose A.F.O., Jesus, Abilio M.P. De, Calcada, Rui A.B., & Fernandez-Canteli, Alfonso. (2016). A probabilistic analysis of Miner's law for different loading conditions. Structural Engineering and Mechanics, 60(1), 71–90.

[4] Fernández-Canteli, A., Blasón, S., Pyttel, B., Muñiz, M., Castillo, E. (2020). Considerations about the existence or non-existence of the fatigue limit: implications on practical design. Int J Fract 223, 189–196.

[5] Castillo, E., & Fernández-Canteli, A. (2022). A compatible regression Weibull model for the description of the three-dimensional fatigue σ_M–N–R field as a basis for cumulative damage approach. International Journal of Fatigue, 155, 106596.

[6] Fernández-Canteli A, Przybilla C, Nogal M, Aenlle ML, Castillo E. (2014). Profatigue: A software program for probabilistic assessment of experimental fatigue data sets. Procedia Engineering; 74:236–41.

[7] https://meteo.unican.es/temp/castie/Profatigue.html

[8] Murakami, Y. Material defects as the basis of fatigue design (2012). Int. J. Fatigue, 41, 2–10.

[9] Naess, A. and Hungness, B. (2002). Estimating confidence intervals of long period design by bootstrapping. Journal of Offshore Mechanics and Arctic Engineering-Transactions of the ASME, 124(1):2–5.

[10] 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.

[11] J. O. Holmen. Fatigue of concrete by constant and variable amplitude loading. Division of Concrete Structures, The Norwegian Institute of Technology University of Trodheim (Norway), 1979.

ATOMISTIC-SCALE MODEL FOR THE NUMERICAL ANALYSIS OF THE HYDROGEN DIFFUSION ON MAGNESIUM ALLOYS

M. Molinos [1*], M. Ortiz [2], M.P Ariza [1]

[1]Escuela Técnica Superior de Ingeniería, Universidad de Sevilla, Sevilla 41092, Spain
[2]Division of Engineering and Applied Science, California Institute of Technology, Pasadena, CA, 91125, United States
[*] Corresponding author: mmolinos@us.es

RESUMEN

Las aleaciones estructurales de magnesio (Mg) ofrecen propiedades deseables como baja densidad, maquinabilidad y alta resistencia específica. Estas propiedades hacen que dichas aleaciones sean ventajosas para su uso en muchas aplicaciones estructurales, pero también para aplicaciones como material de almacenamiento de hidrógeno debido al coste favorable y a las altas densidades gravimétrica y volumétrica del hidrógeno. Sin embargo, la susceptibilidad de las aleaciones de Mg a los fenómenos de fragilización por hidrógeno puede dar lugar a una baja ductilidad y tenacidad a temperatura ambiente, pudiendo dificultar sus aplicaciones potenciales. Para ello, se propone un marco teórico para la simulación de la difusión de hidrógeno en Mg basado en cálculos atomísticos utilizando Dinámica Molecular Difusiva (DMD) que nos permita estudiar el comportamiento del magnesio y sus hidruros en diferentes condiciones de presión-temperatura. Nuestro modelo resuelve un problema acoplado Termo-Chemo-Mecánico (TMC) mediante un esquema escalonado. Por un lado, la parte termo-mecánica considera un potencial ADP termalizado que es el más adecuado para modelar la transición de fase del Mg (bcc↔hcp) causada por la formación de MgH_2 a temperatura finita. Finalmente, el problema químico, que rige la evolución temporal, se resuelve mediante una ecuación de difusión calibrada con información macroscópica.

PALABRAS CLAVE: Difusión de Hidrógeno, Almacenamiento de Hidrógeno, Magnesio, Modelos atomísticos, Diffusive Molecular Dynamics

ABSTRACT

Magnesium (Mg) structural alloys offer desirable properties such as low density, machinability, and high specific strength. These properties make Mg alloys advantageous for use in many structural applications but also for applications as a hydrogen storage material due to the favorable cost and high gravimetric and volumetric densities of hydrogen. However, the susceptibility of Mg alloys to hydrogen embrittlement phenomena can lead to low ductility and low fracture toughness at room temperature, which may hinder their potential applications. Therefore, information about the behavior of magnesium and its hydrides under different pressure-temperature conditions is highly required. A theoretical framework for the simulation of hydrogen diffusion in Mg based on fully atomistic calculations using the Diffusive Molecular Dynamics (DMD) is proposed. Our model consists of the resolution of a Thermo-Chemo-Mechanical (TMC) coupled problem solved thorough a staggered scheme. On the one hand, the thermo-mechanical part considers a thermalized Angular Dependent Potential (ADP) which is best suited to model the phase transition of Mg (bcc↔hcp) caused by the formation of MgH_2 at finite temperature. And, on the other hand, the chemical problem, which drives the time evolution, is solved by a diffusion equation calibrated with macroscopic information.

KEYWORDS: Hydrogen diffusion, Hydrogen storage, Magnesium, Atomistic models, Diffusive Molecular Dynamics

1. INTRODUCTION

Solute-induced phase transformation is a key process in various energy conversion and storage applications. Magnesium (Mg) alloys offer desirable properties such as low density, machinability, and high specific strength. These properties make Mg alloys advantageous for use as hydrogen storage container. However, the susceptibility of Mg alloys to hydrogen embrittlement phenomena can lead to low ductility and low fracture toughness at room temperature, which may hinder their potential applications, on top of that hydrogen diffusivity is not a constant, furthermore, experimental research [1]–[4] performed at fixed hydrogen composition (near Mg or near MgH_2) shown that hydrogen diffusion varies at various stages of magnesium (de)hydrogenation. Therefore, there is no doubt that information about the behavior of magnesium and its hydrides under different pressure-temperature conditions is highly required.

Numerical analysis of this phenomenon is an attractive resource in order to achieve this goal since, well

calibrated, allow us to perform a large number of numerical experiments to enhance our comprehension of the phenomenon. Continuum approaches [5]–[7] has been widely applied to simulate hydrogen diffusion in metals and its posterior embrittlement achieving good agreement with experimental results. However, they fail to account for the fine atomistic structure (*e.g.* local lattice distortion and dislocations) across the phase boundary due to its non-continuum nature. On the other hand, classical Molecular Dynamics (DM) does supply fully atomistic detail but need to resolve the thermal vibration of the atoms which takes place in range of the picoseconds, several orders of magnitude below the hydrogen diffusion process, which takes this method out of consideration [8], [9].

In this work, we apply a novel computational framework referred as diffusive molecular dynamics (DMD). This method is a new paradigm for simulating the Thermo-Chemo-Mechanical (TMC) problems while maintaining full atomic resolution. The defining idea underlying DMD is the assumption that the time scale of diffusion is much larger than that of microscopic state transitions. Therefore, at an intermediate time scale, the microscopic state variables can be considered as random variables. This allows to couple a non-equilibrium statistical thermodynamics model that supplies the requisite driving forces for kinetics with a discrete diffusion equation calibrated using macroscopic data. In comparison to the stablished atomistic models such as statistically averaged MD simulations [8], DMD has a larger simulation time window as it does not explicitly resolve thermal vibrations nor individual microscopic state transitions. The DMD has been applied to nanoindentation and sintering [10], dislocation extension [11], nanovoid growth [12], solute-defect interactions [13] and silicon lithiation [14]. A recent study by Sun et al. [9] shows that the DMD model, when equipped with an embedded atom method (EAM), can capture the separation of the α and β phases of the system palladium-hydrogen (Pd-H).

However, magnesium hydride is an example of a so-called "trans-formational" material since magnesium and magnesium hydride have different crystal structures: hexagonal closely packed (hcp) structure for Mg and tetragonal rutile structure for α-MgH_2 (bcc ↔ hcp). This contrasts with diffusional systems such as PdH_x, for which palladium and palladium hydride have the same face-centered cubic (fcc) crystal structure. The main novelty of this paper in the proposal of a DMD model capable of modeling the phase transition of Mg during (de)hydrogenation at finite temperature by means of a *thermalized* Angular Dependent Potential (ADP) [15].

The structure of this paper is a follow: we begin by presenting a succinct summary of DMD in the interest of completeness, in Section 2. The thermalized ADP is subsequently presented in Section 3. A summary and concluding remarks are consigned to Section 4, by way of closing.

2. METHODOLOGY

We consider an HCP Mg sample, which includes host sites occupied by Mg atoms and interstitial hexahedral and octahedral sites that can be either occupied by H atom or unoccupied. Henceforth, we denote the sites belonging to the Mg lattice as I_{Mg}, and the interstitial sites by I_H. At each interstitial site $i \in I_H$, we introduce an occupancy function defined as

$$n_i = \begin{cases} 1 \text{ is the site i is occupied by a H atom} \\ 0 \text{ if the site i is unoccupied.} \end{cases} \tag{1}$$

The *microscopic states* of the system are defined by the occupancy array $\{n\} = (n_i)_{i \in I_H}$ and the instantaneous value of the *phase space* given by $\{z\} \equiv (\mathrm{q_i}, \mathrm{p_i})_{i \in I_{Mg} \cup I_H}$, where q_i and p_i stands by position and momenta respectively. Based on the assumption of the scale separation and the ergodic hypothesis, these microscopic state variables that have a joint probability distribution characterized by the density function $\rho(z, n)$. We determine ρ by recurring to Jaynes' principle of maximum entropy [16], [17], *i.e.*, by maximizing the information-theoretical entropy to be

$$\max_{\{z\},\{n\}} S[\rho] = -k_B \langle \log \rho \rangle, \tag{2}$$

This system is required to fulfill the following macroscopic local restrictions

$$\begin{cases} \langle h_i \rangle = e_i, & i \in I_{Mg} \cup I_H, \\ \langle n_i \rangle = \chi_i, & i \in I_H. \end{cases} \tag{3}$$

Where k_B is the Boltzmann constant, and $\langle \cdot \rangle$ is an operator known as *phase average*, which applied over any function, say $A(\{z\},\{n\})$, returns the expected or *macroscopic* value of the given function. Here, h_i denotes the local Hamiltonian, e_i is the particle energy and χ_i is the atomic fraction.

In order to impose the set of restrictions Eqns. (3) into the optimization problem enunciated by Eqn. (2), we appeal to the classical method of Lagrange multipliers, where we transform the constrain maximization problem into an *unconstrained* problem resulting in

$$\rho = \frac{1}{\Xi} e^{-\{\beta\}^T\{h\} + \{\gamma\}^T\{n\}}, \tag{4}$$

where Ξ is the partition function, and $\{\beta\}$ and $\{\gamma\}$ are Lagrange multipliers. Eqn. (4), can be interpreted as non-equilibrium generalization of the Gibbs grand-canonical

probability density function. Notice, $T_i = \frac{1}{k_B \beta_i}$ and $\mu_i = k_B T_i \gamma_i$ can be defined as the particle absolute temperature and the chemical potential of site i, respectively. As in the equilibrium theory, it is sometimes convenient to work with the *grand-canonical free entropy* Φ, which can be obtained substituting (4) into Eqn. (2) and getting the convex conjugate of the resulting expression by the application of the Legendre transformation

$$\Phi\left(\{\beta\},\{\gamma\}\right) = \max_{\rho} \mathcal{L}[\rho,\{\beta\},\{\gamma\}] = k_B \log \Xi(\{\beta\},\{\gamma\}). \tag{5}$$

Because the Hamiltonian h_i is typically a nonlinear function, the calculation of the thermodynamic potentials (*e.g.,* e_i and Ξ) is generally intractable. This limitation can be surmounted by the application of a variational formulation, *e.g.* Ref. [18]. Let us define a trial energy $h_0 \in \mathcal{H}_0$, and $\mathcal{H}_0$ be the trial functional space. Following the standard rules of the calculus of variations, the variational-equivalent problem to the one stated in Eqn. (5) is

$$\Phi\left(\{\beta\},\{\gamma\}\right) = \max_{\{h_0\}\in\mathcal{H}_0} \left(k_B\{\beta\}^T\{\langle h - h_0\rangle_0\} - k_b \log \Xi_0\right) = -\min_{\{h_0\}\in\mathcal{H}_0} \mathcal{F}[\{h_0\},\{\beta\},\{\gamma\}]. \tag{6}$$

Related with the trial energy h_0, we have the *trial phase space* z_0, and the difference between the physical phase space and the trial one is defined as $z' = z - z_0$. By appealing to the arbitrariness of h_0, we will adopt a convenient gaussian structure. Taking this into account, h_0 has the following structure

$$\{h_0\} = \frac{1}{2}\{z'\}^{\mathrm{T}}\,\mathrm{Q}\,\{z'\} - k_B T\,\{\gamma_0\}^T\{\mathrm{n}\} = \begin{cases} \frac{k_B T}{2\sigma_i^2}|q_i - \mathrm{q}_{0i}|^2 + \frac{1}{2m_i}|p_i - \mathrm{p}_{0i}|^2, & if\ i \in I_{Mg} \\ \frac{k_B T}{2\sigma_i^2}|q_i - \mathrm{q}_{0i}|^2 + \frac{1}{2m_i}|p_i - \mathrm{p}_{0i}|^2 - k_B T \gamma_{0i} n_i, & if\ i \in I_H. \end{cases} \tag{7}$$

Where a uniform temperature T has been considered seeking simplicity in further developments. After a careful inspection of Eqn. (7), it can be shown that q_{0i} and σ_i are the mean and standard deviation of q_i, whereas p_{0i} is the mean of p_i. Finally, γ_{0i} indicates the dependence of chemical potential on H fraction χ_i.

Substituting Eqn. (7) into Eqn. (6), and after straightforward algebraic manipulations, the optimization problem becomes

$$\min_{\{\bar{q}\},\{\bar{\sigma}\},\{\bar{p}\}} \mathcal{L}_0[\{h_0\},\{\gamma\}] = k_{\mathrm{B}} \log \Xi_0 + \frac{1}{T}\langle V\rangle_0 + \frac{1}{2}Nk_{\mathrm{B}} - k_B\left(\sum_{i\in I_{\mathrm{Mg}}} \gamma_i + \sum_{i\in I_{\mathrm{H}}} \gamma_i \frac{\mathrm{e}^{\overline{\gamma}_i+\gamma_i}}{1+\mathrm{e}^{\overline{\gamma}_i+\gamma_i}}\right), \tag{8}$$

where $V(\{q\},\{n\})$ denotes a general interatomic potential energy. The corresponding Euler-Lagrange equations are

$$\begin{cases} \frac{\partial \mathcal{L}_0}{\partial \bar{q}_i} = \langle \frac{\partial V}{\partial q_i}\rangle_0 = 0, \\ \frac{\partial \mathcal{L}_0}{\partial \bar{\sigma}_i} = \frac{3\,k_B}{\bar{\sigma}_i} + \frac{1}{T}\frac{\partial \langle V\rangle_0}{\partial \bar{\sigma}_i} = 0, \\ \frac{\partial \mathcal{L}_0}{\partial \gamma_i} = k_B \frac{e^{\overline{\gamma}_i+\gamma_i}}{(1+e^{\overline{\gamma}_i+\gamma_i})^2}\left(1 + e^{\overline{\gamma}_i+\gamma_i} - \gamma_i\right) = 0. \end{cases} \tag{9}$$

We may regard the first equation as the *meanfield* condition of quasistatic equilibrium for the mean atomic positions $\{q\}$, the second equation is known as the mean field optimality condition, and the third equation stands for the chemical equilibrium. The presented system of Eqns. (10) is not closed. In order to close the system, *kinetic equations* for the evolution of the atomic molar fraction needs to be appended as in Ref. [18]. Without loss of generality, we begin by noting the mass flow into the site i may be expressed in conservation form as

$$\dot{\chi} = \sum_{j,j\neq i} \boldsymbol{J}_{ij}, \tag{10}$$

where $\boldsymbol{J_{ij}} = -\boldsymbol{J_{ji}}$ is the discrete mass flux array from site j to site i. The conjugate measure of $\boldsymbol{J_{ij}}$ is $\boldsymbol{K_{ij}}$, which measures the *internal entropy production rate* defined as

$$\boldsymbol{K_{ij}} = \boldsymbol{k_B}(\boldsymbol{\gamma_i} - \boldsymbol{\gamma_j}). \tag{11}$$

Following Onsager, we postulate kinetics laws of the general form

$$J_{ij} = -\frac{\partial \psi\left(\{K\}\right)}{\partial K_{ij}}, \tag{12}$$

where ψ is a discrete kinetic potential, to be modeled. In that sense, Eqn. (12) can be regarded as a *discrete Fick law* of diffusion. Following Refs. [10], [19] the mass transport equation takes the form

$$\frac{\partial \chi_i}{\partial t} = -\sum_{j,j\neq i} \frac{\partial \psi\left(\{K\}\right)}{\partial K_{ij}}$$

$$\frac{\partial \chi_i}{\partial t} = \sum_{\langle i,j\rangle} \nu_i\, e^{-\beta\, E_b}\left(\chi_j\,(1-\chi_i)\, e^{\beta\,(\mu_j-\mu_i)/2} - \chi_i(1-\chi_j)e^{\beta\,(\mu_i-\mu_j)/2}\right) \tag{13}$$

Where the sum runs over all connected neighbors, ν is the hoping frequency, and E_b is a barrier energy which

can be calibrated using the macroscopic diffusion coefficient, see Refs. [14], [18].

3. THE MEANFIELD ADP POTENTIAL

For the system MgHx we consider the Angular Dependent Potential (ADP) proposed by Mishin, see Ref.[20], since it is more adequate in description of non-cubic structures. This aspect is crucial if we want to describe the phase transition of Mg properly. This process occurs during the formation of the hydride MgH_2, see Ref.[15]. On top of that, to accommodate the ADP to the present approach we will be interested in the macroscopic value or expected value of the potential V. Therefore, following the *max-ent* formalism, the thermalized value of V is given by the following expression

$$\langle V\rangle_0 = \langle V^{\phi}\rangle_0 + \langle V^{F}\rangle_0 + \langle V^{\mu}\rangle_0 + \langle V^{\lambda}\rangle_0 \tag{14}$$

The term $\langle V^{\phi}\rangle_0$ represents pair-interactions between atomic sites *via* the pair potential $\phi_{ij}(r_{ij})$

$$\begin{aligned}\langle V^{\phi}\rangle_0 = \frac{1}{2}\sum_{i\in I_{Mg},j\in I_{Mg},j\neq i}\langle\phi_{ij}(r_{ij})\rangle_0 \\ + \frac{1}{2}\sum_{i\in I_{Mg},j\in I_{H},j\neq i}\chi_j\,\langle\phi_{ij}(r_{ij})\rangle_0 \\ + \frac{1}{2}\sum_{i\in I_{H},j\in I_{Mg},j\neq i}\chi_i\,\langle\phi_{ij}(r_{ij})\rangle_0 \\ + \frac{1}{2}\sum_{i\in I_{H},j\in I_{H},j\neq i}\chi_i\chi_j\,\langle\phi_{ij}(r_{ij})\rangle_0,\end{aligned} \tag{15}$$

where the summation is over all *j*-th neighbors of *i*-th atom within a cut-off distance. The second term, $\langle V^{F}\rangle_0$, is the embedding energy that is a function of the total electron density and represents many-body interactions between atoms

$$\langle V^{F}\rangle_0 = \frac{1}{2}\sum_{i\in I_{Mg}}F(\bar{\rho}_i) + \frac{1}{2}\sum_{i\in I_{H}}\chi_i\,F(\bar{\rho}_i) \tag{16}$$

The function $F(\bar{\rho}_i)$ is the embedding energy of atom i in the host electron density $\bar{\rho}_i$ induced at site i by all other atoms of the system. The host electron density is given by

$$\bar{\rho}_i = \sum_{j,j\neq i,j\in I_{Mg}}\rho_j(|r_{ij}|) + \sum_{j,j\neq i,j\in I_{H}}n_j\,\rho_j(|r_{ij}|) \tag{17}$$

Where ρ_j is the electron density function assigned to an atom j.

This two first terms in Eqn. (14), give the principal contribution to the system energy. Additionally, the two remaining terms, $\langle V^{\mu}\rangle_0$ and $\langle V^{\lambda}\rangle_0$, introduce non-central interactions through the dipole vectors and quadrupole tensors. They are intended to reflect deviations of local environment from the cubic symmetry. The contribution of the dipole term is given by the scalar product of the measure of the dipole distortion, μ_i, at the local environment of atom i

$$\mu_i = \sum_{j,j\neq i} n_i\,n_j\,u(|r_{ij}|)\,r_{ij} \tag{18}$$

After some algebraic manipulations and taking the thermal average the contribution of the dipole term to the thermalized potential is

$$\begin{aligned}\langle V^{\mu}\rangle_0 &= \frac{1}{2}\sum_i\langle\mu_i\cdot\mu_i\rangle_0 \\ &= \frac{1}{2}\sum_i\sum_{\langle j,j^*\rangle,\ j,j^*\neq i}u(|r_{ij}|)\,u(|r_{ij^*}|)\,(r_{ij}\cdot r_{ij^*})\end{aligned} \tag{19}$$

The contribution of the quadrupole term is given by the deviatoric part of the quadrupole term λ_i

$$\langle V^{\lambda}\rangle_0 = \frac{1}{2}\sum_i\langle\lambda_i:\lambda_i\rangle_0 - \frac{1}{6}\sum_i\langle tr(\lambda_i)^2\rangle_0 \tag{20}$$

where λ_i is

$$\lambda_i = \sum_{j,j\neq i} n_i\,n_j\,w(|r_{ij}|)\,r_{ij}\otimes r_{ij} \tag{21}$$

As in the Modified Embedded-Atom Method (MEAM) and Electric Dipole Moments (EDM) methods, the role of the angular terms, $\langle V^{\mu}\rangle_0$ and $\langle V^{\lambda}\rangle_0$ is to penalize the total energy for deviations of the atomic environments from cubic symmetry. While these terms vanish in a perfect cubic structure such as fcc or bcc regardless of its volume due to the properties of the scalar product, they take non-zero values under non-hydrostatic strains and thus affect the elastic constants of both cubic and non-cubic crystals. These terms are especially important in non-centrosymmetric structures hpc likewise pure Magnesium. A final remark on this section is, thermal averages, $\langle\cdot\rangle_0$, required for the evaluation of the potential can be calculated by recurse to third-order Hermitian quadrature [21], however, the higher order terms which arise due to the presence of the dipole and quadrupole contribution may affect the accuracy of the early mentioned integration rule, this aspect will be covered in future research.

4. SUMMARY AND CONCLUDING REMARKS

We have introduced an ADP-based DMD model which is more appropriate to reproduce the phase transition of Magnesium during hydrogenation than conventional potentials. The main advantage of this approach is the ability to consider phase transitions in the Magnesium lattice structure during the hydrogen diffusion process.

Therefore, the large time window and atomistic resolution of DMD renders it an excellent tool for studding hydride phase-transformation within Mg nanoparticles, which operates on time scales of seconds to minutes.

As already mentioned, the narrow aim of this paper focus on the proposal of a formulation rather. Whereas aspects such as the rigorous description of the model, its numerical resolution and ability predict macroscopic mechanical properties of Mg and MgH_x such as thermal expansion, bulk and poisson moduli will be assessed in a future publication.

ACKNOWLEDGEMENTS

M.M. gratefully acknowledge the support of the Ministerio de Ciencia e Innovación of Spain for his Juan de la Cierva postdoctoral fellowship under reference FJC2021-046501-I. P.A. gratefully acknowledge the support of the Junta de Andalucía under reference P18-RT-1485.

REFERENCES

[1] J. F. Fernández and C. R. Sánchez, 'Rate determining step in the absorption and desorption of hydrogen by magnesium', *J Alloys Compd*, vol. 340, no. 1–2, pp. 189–198, Jun. 2002, doi: 10.1016/S0925-8388(02)00120-2.

[2] X. Yao, Z. H. Zhu, H. M. Cheng, and G. Q. Lu, 'Hydrogen diffusion and effect of grain size on hydrogenation kinetics in magnesium hydrides', *J Mater Res*, vol. 23, no. 2, pp. 336–340, Feb. 2008, doi: 10.1557/JMR.2008.0063.

[3] J. Čermák and L. Král, 'Hydrogen diffusion in Mg-H and Mg-Ni-H alloys', *Acta Mater*, vol. 56, no. 12, pp. 2677–2686, Jul. 2008, doi: 10.1016/J.ACTAMAT.2008.02.003.

[4] C. Nishimura, M. Komaki, and M. Amano, 'Hydrogen permeation through magnesium', *J Alloys Compd*, vol. 293–295, pp. 329–333, Dec. 1999, doi: 10.1016/S0925-8388(99)00373-4.

[5] S. Jothi, N. Winzer, T. N. Croft, and S. G. R. Brown, 'Meso-microstructural computational simulation of the hydrogen permeation test to calculate intergranular, grain boundary and effective diffusivities', *J Alloys Compd*, vol. 645, no. S1, pp. S247–S251, Aug. 2015, doi: 10.1016/J.JALLCOM.2014.12.247.

[6] A. Díaz, A. Zafra, E. Martínez-Pañeda, J. M. Alegre, J. Belzunce, and I. I. Cuesta, 'Simulation of hydrogen permeation through pure iron for trapping and surface phenomena characterisation', *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, vol. 110, Dec. 2020, doi: 10.1016/J.TAFMEC.2020.102818.

[7] T. Das, E. Legrand, S. v. Brahimi, J. Song, and S. Yue, 'Evaluation of material susceptibility to hydrogen embrittlement (HE): An approach based on experimental and finite element (FE) analyses', *Eng Fract Mech*, vol. 224, Feb. 2020, doi: 10.1016/J.ENGFRACMECH.2019.106714.

[8] C. D. Spataru *et al.*, 'Statistically averaged molecular dynamics simulations of hydrogen diffusion in magnesium and magnesium hydrides', *Phys Rev Mater*, vol. 4, no. 10, p. 105401, Oct. 2020, doi: 10.1103/PHYSREVMATERIALS.4.105401/FIGURES/4/MEDIUM.

[9] X. Sun, P. Ariza, M. Ortiz, and K. G. Wang, 'Long-term atomistic simulation of hydrogen absorption in palladium nanocubes using a diffusive molecular dynamics method', *Int J Hydrogen Energy*, vol. 43, no. 11, pp. 5657–5667, 2018, doi: https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2018.01.169.

[10] J. Li, S. Sarkar, W. T. Cox, T. J. Lenosky, E. Bitzek, and Y. Wang, 'Diffusive molecular dynamics and its application to nanoindentation and sintering', *Phys Rev B Condens Matter Mater Phys*, vol. 84, no. 5, p. 054103, Aug. 2011, doi: 10.1103/PHYSREVB.84.054103/FIGURES/5/MEDIUM.

[11] S. Sarkar, J. Li, W. T. Cox, E. Bitzek, T. J. Lenosky, and Y. Wang, 'Finding activation pathway of coupled displacive-diffusional defect processes in atomistics: Dislocation climb in fcc copper', *Phys Rev B*, vol. 86, no. 1, p. 14115, Jul. 2012, doi: 10.1103/PhysRevB.86.014115.

[12] M. P. Ariza, I. Romero, M. Ponga, and M. Ortiz, 'HotQC simulation of nanovoid growth

under tension in copper', *Int J Fract*, vol. 174, no. 1, pp. 75–85, 2012, doi: 10.1007/s10704-011-9660-4.

[13] E. Dontsova, J. Rottler, and C. W. Sinclair, 'Solute-defect interactions in Al-Mg alloys from diffusive variational Gaussian calculations', *Phys Rev B*, vol. 90, no. 17, p. 174102, Nov. 2014, doi: 10.1103/PhysRevB.90.174102.

[14] J. P. Mendez, M. Ponga, and M. Ortiz, 'Diffusive molecular dynamics simulations of lithiation of silicon nanopillars', *J Mech Phys Solids*, vol. 115, pp. 123–141, 2018, doi: https://doi.org/10.1016/j.jmps.2018.03.008.

[15] D. E. Smirnova, S. v. Starikov, and A. M. Vlasova, 'New interatomic potential for simulation of pure magnesium and magnesium hydrides', *Comput Mater Sci*, vol. 154, pp. 295–302, Nov. 2018, doi: 10.1016/J.COMMATSCI.2018.07.051.

[16] E. T. Jaynes, 'Information Theory and Statistical Mechanics. II', *Physical Review*, vol. 108, no. 2, p. 171, Oct. 1957, doi: 10.1103/PhysRev.108.171.

[17] E. T. Jaynes, 'Information Theory and Statistical Mechanics. I', *Physical Review*, vol. 106, no. 4, p. 620, May 1957, doi: 10.1103/PhysRev.106.620.

[18] G. Venturini, K. Wang, I. Romero, M. P. Ariza, and M. Ortiz, 'Atomistic long-term simulation of heat and mass transport', *J Mech Phys Solids*, vol. 73, pp. 242–268, 2014, doi: https://doi.org/10.1016/j.jmps.2014.09.008.

[19] F. Zhang and W. A. Curtin, 'Atomistically informed solute drag in Al–Mg', *Model Simul Mat Sci Eng*, vol. 16, no. 5, p. 055006, Jun. 2008, doi: 10.1088/0965-0393/16/5/055006.

[20] Y. Mishin, M. J. Mehl, and D. A. Papaconstantopoulos, 'Phase stability in the Fe-Ni system: Investigation by first-principles calculations and atomistic simulations', *Acta Mater*, vol. 53, no. 15, pp. 4029–4041, Sep. 2005, doi: 10.1016/J.ACTAMAT.2005.05.001.

[21] Y. Kulkarni, J. Knap, and M. Ortiz, 'A variational approach to coarse graining of equilibrium and non-equilibrium atomistic description at finite temperature', *J Mech Phys Solids*, vol. 56, no. 4, pp. 1417–1449, Apr. 2008, doi: 10.1016/J.JMPS.2007.09.005.

LA RESISTENCIA DE PERNOS SOLDADOS A TUBO ESTRUCTURAL EN UNIONES ATORNILLADAS

G. Ismael[1*], C. López-Colina[1], Miguel A. Serrano[1]

[1] Departamento de Construcción e Ingeniería de Fabricación. Universidad de Oviedo
Edificio Departamental Oeste. Nº7. Campus Universitario de Gijón. 33203 Gijón. España
[*] Persona de contacto: garciaismael@uniovi.es

RESUMEN

La ejecución de estructuras de acero con uniones desmontables basadas en pernos soldados presenta ventajas a la hora de desmontar, reutilizar y reciclar sus elementos. La resistencia última de esta tipología de unión estructural viene determinada principalmente por la resistencia que presentan los pernos soldados. En este trabajo se evalúa de forma analítica y experimental la resistencia de diferentes tipos de pernos comerciales que son soldados a diferentes geometrías de tubo estructural. Para ello, primeramente, se determinan de manera experimental las propiedades mecánicas que presentan los pernos soldados en la zona de fusión, en la zona afectada térmicamente y en los metales base del perno y del tubo. Con estos datos, se determina de forma analítica la resistencia a tracción, a punzonamiento y a desgarro laminar del perno soldado. Finalmente, se contrastan los resultados experimentales con las predicciones analíticas. Del análisis de los resultados se observa que, si se utilizan las propiedades mecánicas adecuadas, es posible predecir la resistencia del perno de forma aceptable. De acuerdo con los resultados alcanzados, en los casos prácticos de cálculo ingenieril en los que no sea posible o viable determinar estas propiedades, se propone el uso de las propiedades nominales del perno y del tubo.

PALABRAS CLAVE: uniones atornilladas, pernos soldados, resistencia, estructuras de acero.

ABSTRACT

The design of steel structures with removable joints based on welded studs, has advantages because its elements can be disassembled, reused, and recycled. The ultimate resistance of this type of structural connection is mainly determined by the resistance of the welded studs. In this paper, the resistance of different types of commercial studs welded to different structural tube geometries is evaluated analytically and experimentally. To this aim, the experimental mechanical properties of the welded studs in the fusion zone, in the heat-affected zone and in the base metals of the stud and the tube are determined. With these data, the resistance to tension, punching shear and lamellar tearing of the welded stud is determined analytically. Finally, the experimental results are compared with the analytical predictions. From the data analysis it is observed that, if appropriate mechanical properties are used, the resistance of the stud is possible to be analytically predicted. According to the results achieved, the use of the nominal properties of the stud and tube is justified in practical designs in which these mechanical properties are not possible or feasible to be determined.

KEYWORDS: bolted connections, welded studs, resistance, steel structures.

1. INTRODUCCIÓN

La ejecución de edificios desmontables se considera una oportunidad para lograr una construcción sostenible debido a que permite ahorrar energía y materiales mediante la reutilización y el reciclaje de los elementos estructurales [1]. Sin embargo, en el diseño de estructuras, las uniones atornilladas desmontables viga-pilar que involucren una sección hueca como pilar y una sección abierta como viga no se suelen utilizar, ya que existe una dificultad a la hora de llevar a cabo el montaje al no poder acceder a la parte interior del tubo para apretar los tornillos. Esto dificulta la utilización de tornillos comerciales para unir los elementos conectados. Para solventar este inconveniente, algunos autores [2,3] han propuesto una solución consistente en soldar pernos roscados al pilar de sección hueca, lo que permite evitar la necesidad de acceder a su interior.

La soldadura de pernos por arco es un proceso de soldadura por arco eléctrico que consiste en soldar un perno a una chapa metálica. En el proceso de soldadura el perno se une a la pieza de trabajo con ayuda de una pistola de soldeo y sin la necesidad de acceder al otro lado de la chapa metálica, lo que hace el proceso adecuado en el diseño de uniones atornilladas con perfiles de sección hueca. Además, el perno puede adoptar muchas geometrías: roscado, sin rosca, cuadrado, etc. y tanto el perno como la chapa metálica pueden estar

hechos de varios materiales, incluidos acero, acero inoxidable, aluminio, etc.
Por otra parte, los códigos de diseño estructurales como por ejemplo el Eurocódigo 3-1.8 [4], centrado en el diseño de uniones en estructuras de acero, no incluyen ecuaciones de diseño que permitan obtener la rigidez y resistencia de uniones viga-pilar formadas por pilares huecos y vigas de sección abierta. Esto implica que, si el proyectista desea diseñar estructuras de acero con este tipo de uniones, previamente debe obtener la rigidez y resistencia para cada geometría de unión a emplear bien a través de simulaciones con elementos finitos o bien mediante ensayos experimentales, lo que implica una desventaja competitiva medida en términos de tiempo de diseño y coste de cálculo, frente a otras tipologías clásicas de uniones estructurales. En este contexto, la obtención de ecuaciones analíticas simplificaría enormemente el procedimiento de caracterización de las uniones que incluyen tubos como elementos tipo pilar en las estructuras y permitiría la implementación de software de cálculo específico para unas tipologías de unión con un gran potencial de utilización.

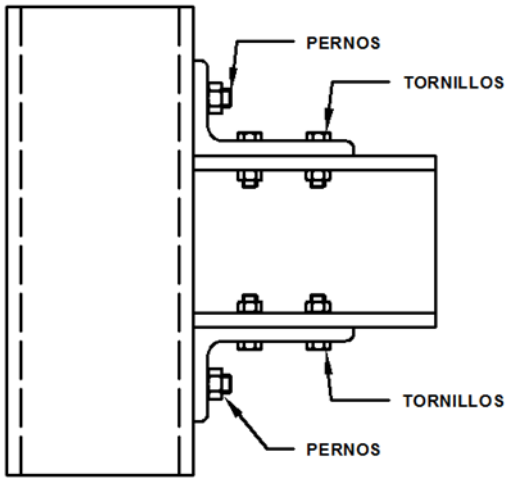


Figura 1. Unión viga-pilar atornillada con pernos soldados y casquillos de angular a las alas.

En este trabajo se estudia la resistencia que presentan los pernos soldados a pilares de sección hueca cuadrada o rectangular. Inicialmente, se evalúan las propiedades mecánicas que presentan los pernos de calidad K800 (8MnSi7) y 4.8 (S235) cuando se sueldan a pilares SHS (Structural Hollow Section) o RHS (Rectangular Hollow Section). Las propiedades mecánicas de las diferentes regiones de los pernos soldados se estimaron de dos maneras diferentes: utilizando Small Punch Test (SPT) [5] y utilizando las relaciones entre dureza y límite elástico propuestas por Fujita y Kuki [6] además de las relaciones entre dureza y resistencia propuestas por Murphy y Arbtins [7]. Estos resultados, se utilizaron para proponer ecuaciones que sirvan para determinar de manera analítica la resistencia del perno soldado. Los resultados obtenidos con las ecuaciones se utilizaron para evaluar el grado de concordancia con los obtenidos en ensayos experimentales llevados a cabo en probetas reales realizadas considerando las dos calidades del perno, junto con tres espesores diferentes de tubo estructural (6, 8 y 10 mm).

2. CARACTERIZACIÓN DE LOS PERNOS SOLDADOS

Dada la dificultad o imposibilidad en algunos casos para realizar ensayos de tracción convencionales, las propiedades mecánicas de los pernos soldados y de la zona afectada térmicamente por la soldadura se determinaron de forma indirecta por dos vías: a) mediante la medición de la dureza y b) mediante el ensayo de Small Punch Test. Ambos métodos permitieron conocer de forma indirecta las propiedades mecánicas que presenta el perno en la zona de fusión y en la zona afectada térmicamente (ZAT).

El estudio de las propiedades mecánicas de los pernos soldados se llevó a cabo teniendo en cuenta los dos tipos de pernos considerados en este trabajo. De esta manera, se estudiaron las propiedades mecánicas de los pernos del tipo RD (diámetro reducido) de calidad 4.8 y K800 soldados a tubos estructurales de espesores t_0=8mm y t_0=10mm fabricadas en acero de calidad S355-J2H. Los espesores de tubo se eligieron cumpliendo con los valores mínimos recomendados para llevar a cabo de forma correcta la soldadura. Los espesores mínimos recomendados son 4 mm para M16 y de 5 mm para M20.

Los pernos se seleccionaron de rosca métrica, con diámetros de 16 y 20 mm ya que son los diámetros máximos de pernos a soldar en las posiciones de soldadura bajo techo (PE) y soldadura transversal (PC), junto con tubos de sección 200×200 y 200×150, que son las dimensiones que se esperan en pilares de edificios ordinarios de hasta tres alturas [8]. La relación de tubos y diámetros de pernos utilizados en los ensayos de caracterización se puede ver en la Tabla 1.

La soldadura se realizó con la máquina de soldadura de pernos por arco sumergido INOTOP 1704 de Köco, configurando los siguientes parámetros de soldadura: corriente de 1000 A, tiempo de soldadura 500 ms y 1,7 mm de elevación para los pernos de métrica 16 y corriente de 1150 A, tiempo de soldadura 650 ms y 2,2 mm de elevación para los pernos de métrica 20.

Tabla 1. Relación de tubos y diámetros de pernos utilizados en los ensayos de caracterización.

Tubo	Espesor	Métrica	Calidad
SHS200	8	M16 y M20	4.8 y K800
SHS200	10	M16 y M20	4.8 y K800
RHS200.150	8	M16 y M20	4.8 y K800
RHS200.150	10	M16 y M20	4.8 y K800

Una vez soldadas, las probetas se cortaron y se extrajeron siete muestras de 10×10×0,5 mm de diferentes

posiciones de la unión soldada, según la Figura 2. Del 1 al 5 las muestras se extrajeron perpendicularmente al eje del perno, mientras que del 6 al 7, las muestras se extrajeron perpendicularmente a la dirección de laminación del tubo. Las muestras extraídas se utilizaron para realizar pruebas de Small Punch Test, mientras que las áreas adyacentes de esas muestras se utilizaron para realizar mediciones de dureza.

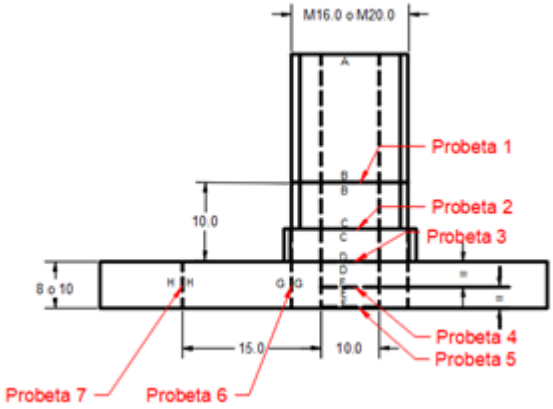


Figura 2. Zonas de extracción de las probetas SPT.

A continuación, las muestras se lijaron para eliminar la capa exterior de óxido. Para el procedimiento de lijado se utilizó una herramienta en forma de troquel. La muestra se insertó en una de sus ranuras con una profundidad de 0.5 mm lo que permitió obtener el espesor final deseado. El lijado se realizó en dos etapas con dos granos de lija diferentes.

Tabla 2: Dureza Vickers en las diferentes zonas analizadas.

Probeta	Dureza Vickers (HV)						
	B	C	D	E	F	G	H
T8 M16 K800	278	275	299	217	168	179	155
T8 M20 4.8	213	207	188	162	162	183	151
T8 M20 K800	253	226	321	171	164	162	146
T10 M16 K800	278	266	324	173	182	172	182
T10 M20 4.8	193	205	205	212	183	176	174
T10 M20 K800	258	250	302	207	182	202	169

Se realizaron medidas de dureza del área B al área H (Figura 2) para evaluar el rango de valores de dureza en diferentes partes de la soldadura, representativas de la ZAT y del metal base en la unión. Los ensayos de dureza Vickers se realizaron con una carga de 31.12 kg. La Tabla 2 muestra la dureza Vickers obtenida en las zonas B a H de los especímenes definidos en la Figura 2, donde B es la superficie adyacente de la muestra 1, C es la superficie adyacente de la muestra 2, y así sucesivamente. La primera columna indica el código de la probeta constituido por el espesor del tubo, seguido del diámetro y calidad del perno soldado. Así, la probeta codificada como 'T8 M16 K800' hace referencia a una calidad de perno K800 con un diámetro de 16 mm, soldado a un tubo de 8 mm de espesor.

Los valores de dureza medidos experimentalmente se emplearon para obtener una aproximación de las propiedades mecánicas del material a partir de ecuaciones propuestas en la literatura. El límite elástico (f_y) y la resistencia a la tracción (f_u) se estimaron a partir de la dureza Vickers de acuerdo con la expresión propuesta por Fujita & Kuki [6] mientras que la resistencia a la tracción se evaluó adicionalmente de acuerdo a la expresión de Murphy & Arbtin [7].

Para la caracterización de las propiedades mecánicas reales del acero de los tubos (SHS y RHS) se extrajeron probetas de dos paredes adyacentes sin soldaduras de cada tubo. Las probetas extraídas se mecanizaron a las dimensiones normalizadas para obtener el límite elástico, la tensión de rotura y el módulo de Young. También se realizaron ensayos de tracción estándar en el perno antes de soldar. Se consideraron dos diámetros de pernos de 16 mm y 20 mm combinados con dos calidades de 4.8 y K800. Los ensayos de tracción se realizaron en una máquina universal de ensayos MTS 810 con célula de carga de 100 kN. Las probetas se prepararon en la Universidad de Oviedo partiendo de los pernos en bruto y mecanizándolos en un torno hasta conseguir una sección transversal cilíndrica reducida en la zona central, en forma de hueso de perro. Los ensayos (Figura 3) se realizaron en una máquina universal de ensayos MTS 810 con célula de carga de 100 kN. Se utilizó un equipo de correlación digital de imágenes, ARAMIS 5M, que se configuró con lentes de 50 mm de distancia focal.

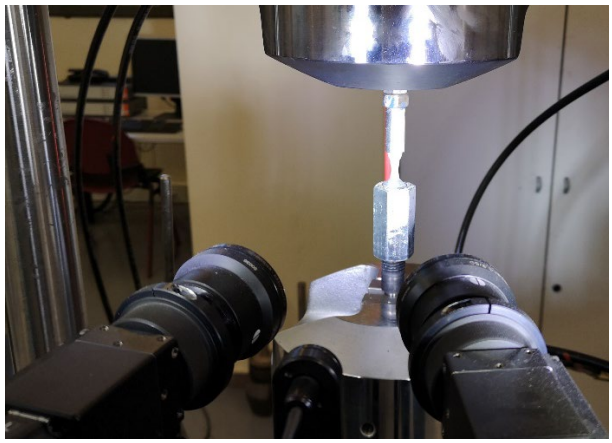


Figura 3. Ensayo de tracción estándar de los pernos.

La evaluación de los métodos indirectos para determinar el límite elástico mediante dureza Vickers y mediante SPT se realizó comparando sus resultados con ensayos obtenidos en probetas estándar de tracción para las zonas del tubo y del perno.

La estimación del límite elástico (f_y) a través de las mediciones de dureza Vickers propuesta por Fujita & Kuki obtuvo una mejor concordancia con los resultados que se obtuvieron en los ensayos de tracción, con una

desviación aproximada del 13,9%. La propuesta del SPT resultó ser conservadora.

En cuanto a la resistencia última, las dos estimaciones a través de la dureza Vickers mostraron también una mejor concordancia con los valores obtenidos directamente de los ensayos de tracción existentes. La propuesta de Fujita & Kuki encajó mejor que la de Murphy & Arbtin (desviación del 5,7% frente a 9,26%) pero es un poco menos conservadora.

3. RESISTENCIA DEL PERNO SOLDADO A TUBO ESTRUCTURAL

Se realizaron pruebas de tracción en pernos soldados en tubos estructurales para determinar su carga resistente. Para ello, primeramente, se soldaron dos pernos idénticos en una posición simétrica en las dos caras opuestas del tubo y se aplicó una carga de tracción hasta la rotura como se muestra en la Figura 4. Las pruebas se llevaron a cabo con dos diámetros (16 mm y 20 mm) y dos calidades de pernos (4.8 y K800), y se consideraron tres espesores de tubo (6, 8 y 10 mm) para hacer un conjunto de doce ensayos.

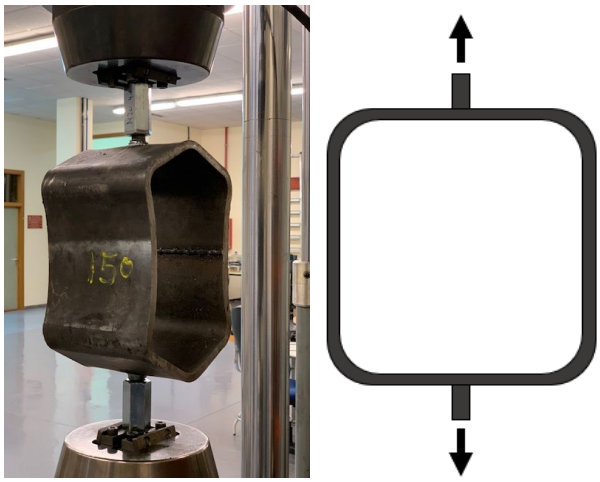


Figura 4. Ensayo de tracción de los pernos soldados a tubo estructural.

La Tabla 3 presenta la carga máxima que se registró para cada conjunto perno-tubo con referencia al diámetro del perno, calidad y el espesor del tubo al que fue soldado.

La tabla también presenta la predicción de fallo por tracción (F_t), tomada como 0.9 por la resistencia última del perno por el área de sección mínima, es decir, considerando como sección mínima la calculada con el diámetro reducido del perno. Además, el punzonamiento (B_p) se calculó como la resistencia elástica a cortante de un área cilíndrica con un diámetro igual al diámetro reducido del perno y una altura igual al espesor del tubo. Esto es, multiplicando esta área por el límite elástico del tubo dividido por la raíz cuadrada de 3. La última columna presenta la carga de fallo debido al desgarro laminar (F_{lt}), que se calculó como el fallo por tracción, pero utilizando la resistencia última a la tracción del tubo.

Tabla 3: Carga máxima experimental y analítica para las diferentes configuraciones de perno-tubo.

PROBETA	EXP	ANALITICO		
	$F_{u,exp}$ [kN]	F_t [kN]	B_p [kN]	F_{lt} [kN]
S16-4.8	51.1	59.0	**57.8**	63.4
S16-4.8	73.7	59.0	73.9	**57.7**
S16-4.8	75.2	59.0	96.0	**62.1**
S16-K800	54.3	98.5	**44.1**	48.5
S16-K800	71.6	98.5	73.9	**57.7**
S16-K800	-	98.5	115.8	**71.7**
S20-4.8	43.3	122.5	**63.9**	91.6
S20-4.8	83.8	122.5	93.9	**93.0**
S20-4.8	119.8	122.5	121.8	**100.1**
S20-K800	47.1	155.0	**63.9**	91.6
S20-K800	-	155.0	**91.2**	99.3
S20-K800	121.1	155.0	147.0	**115.5**

A partir de la tabla se infiere que la resistencia analítica de los pernos se puede calcular utilizando las ecuaciones propuestas con una buena concordancia, con la mayoría de los resultados en el lado de la seguridad y un factor global de seguridad de 0,95. También se observó que, si se consideran las propiedades nominales de los pernos, las cuales son inferiores a las propiedades mecánicas reales, el factor global de seguridad aumenta hasta 1,29.

4. CONCLUSIONES

En este trabajo se estudian las propiedades mecánicas que presentan los pernos de calidades 4.8 y K800 soldados a pilares de acero S355J2H de sección tubular para materializar uniones atornilladas viga-pilar. Las propiedades mecánicas se obtuvieron en diferentes puntos de la soldadura mediante una correlación con la dureza Vickers y mediante el ensayo de Small Punch Test. En este artículo, los enfoques a partir de la dureza propuestos por Murphy y Arbtin se utilizaron en los cálculos debido a la mejor concordancia encontrada por los autores cuando se compararon los resultados con los obtenidos en los ensayos de tracción estándar.

Los resultados anteriores sirvieron para determinar la resistencia que presentan los pernos cuando se sueldan a tubo estructural. Se utilizaron ecuaciones típicas para el cálculo de la resistencia de tornillos a tracción, cortante, punzonamiento y desgarro laminar, lo que en combinación con la caracterización previa de las propiedades mecánicas del perno soldado permitió determinar con fiabilidad la resistencia que presentan los pernos soldados. La utilización de estas ecuaciones resulta de gran interés para determinar de forma analítica la resistencia que presentan los pernos soldados cuando se utilizan para ensamblar uniones estructurales. Este

conocimiento, permitirá aprovechar las ventajas que presentan este tipo de uniones para llevar a cabo una edificación más sostenible.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer la financiación recibida por la Agencia Estatal de Investigación a través de los proyectos BIA2017-83467-P y PID2021-126636NB-I00 así como a través de la ayudas para contratos predoctorales para la formación de doctores PRE2018-084273. Los autores desean agradecer también la financiación recibida por el CIDECT a través del proyecto 5CF.

REFERENCIAS

[1] Boedianto, P., & Walraven, J. C. Optimizing the Environmental Impact of Demountable Building. In *RILEM*; 2000; pp 135–141.

[2] Vandegans, D.; Janss, J. Connection between Steel Beams and Concrete Filled R.H.S. Based on the Stud Technique (Threaded Stud). *Connect. Steel Struct. III* 1996, 67–76. https://doi.org/10.1016/B978-008042821-5/50066-3.

[3] Neves, L. C.; Simões da Silva, L.; Vellasco, P. C. G. da S. Experimental Behaviour of End Plate I-Beam to Concrete-Filled Rectangular Hollow Section Column Joints. *Adv. Steel Struct. (ICASS '02)* 2002, 253–260. https://doi.org/10.1016/B978-008044017-0/50029-9.

[4] EN 1993-1-8. Design of Steel Structures - Part 1-8: Design of Joints. *Eurocode 3* 2005.

[5] 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.* 2014, *582*, 708–717. https://doi.org/10.1016/J.JALLCOM.2013.08.009.

[6] Fujita, M.; Kuki, K. An Evaluation of Mechanical Properties with the Hardness of Building Steel Structural Members for Reuse by NDT. *Metals*. 2016. https://doi.org/10.3390/met6100247.

[7] Murphy, G.; Arbtin, E. Correlation of Vickers Hardness Number , Modulus of Elasticity , and the Yield Strength for Ductile Metals. *Ames Lab. ISC Tech. Reports* 1953.

[8] Park, A. Y.; Wang, Y. C. Serviceability Limit State (SLS) Design of Unbraced Low-Rise Semi-Rigid Steel Frames with Hollow Structural Sections. *Struct. Eng.* 2011.

DETERMINACIÓN DE CARGAS DE PANDEO EN COLUMNAS DE EULER-BERNOULLI FISURADAS EMBEBIDAS EN UN MEDIO ELÁSTICO

J.A. Loya, C. Santiuste, J. Aranda-Ruiz, R. Zaera

Dpto. de Mecánica de Medios Continuos y Teoría de Estructuras.
Universidad Carlos III de Madrid.
Av. Universidad 30, 28911 Leganés-España

RESUMEN

Este trabajo analiza el comportamiento a pandeo de columnas fisuradas de tipo Euler-Bernoulli inmersas en un medio elástico de tipo Winkler, obteniendo sus cargas críticas de pandeo. Para ello, la columna se modeliza como dos segmentos conectados en la sección fisurada mediante un resorte rotacional sin masa, cuya rigidez es proporcional al momento flector transmitido a través de dicha sección fisurada, recogiendo así la discontinuidad de giro que se produce en la sección que contiene la fisura durante la flexión por pandeo. Las ecuaciones diferenciales de pandeo se resuelven individualmente para cada segmento aplicando las correspondientes condiciones de contorno, así como las condiciones de compatibilidad y salto apropiadas en la sección fisurada. La metodología propuesta, permite calcular las cargas de pandeo en función del tipo de apoyo, del parámetro que define la rigidez del suelo elástico, de la posición de la fisura y de la longitud inicial de la misma. Los resultados obtenidos se comparan satisfactoriamente con los publicados por otros autores −en trabajos que tratan el problema de forma parcial−, poniendo de manifiesto la interacción e importancia de los parámetros considerados en la determinación de las cargas críticas de pandeo del sistema.

PALABRAS CLAVE: Cargas críticas de pandeo, Columnas de Euler-Bernoulli, Columnas fisuradas, Winkler

ABSTRACT

This work analyses the buckling behaviour of cracked Euler-Bernoulli columns immersed in a Winkler elastic medium, obtaining their buckling loads. For this purpose, the beam is modelled as two segments connected in the cracked section by a massless rotational spring. Its stiffnesses is proportional to the bending moment transmitted through the cracked section, considering the discontinuity of the rotation due to bending. The differential equations for the buckling behaviour are solved by applying the corresponding boundary conditions, as well as the compatibility and jump conditions of the cracked section. The proposed methodology allows calculating the buckling load as a function of the type of support, the parameter defining the elastic soil, the crack position and the initial length of the crack. The results obtained are compared with those published by other authors −in works that deal with the problem in a partial way −, showing the interaction and importance of the parameters considered in the buckling loads of the system.

KEYWORDS: Buckling loads, Euler-Bernoulli columns, Cracked columns, Winkler

1. INTRODUCCIÓN

El análisis de la estabilidad de elementos con tipología viga sometidos a cargas de compresión es fundamental para el diseño de estructuras en los campos civil, mecánico, aeronáutico, nuclear y offshore. El pandeo es uno de los modos de inestabilidad más habituales en las estructuras columnares, pero también en elementos que se apoyan sobre el terreno, tales como tuberías, pilotes, zapatas o vías de ferrocarril. Debido a sus características geométricas, estas estructuras suelen modelarse como vigas en ingeniería civil o ingeniería ferroviaria, siendo la teoría de Euler-Bernoulli, la más empleada debido a su habitual elevada esbeltez. Además, para la consideración del efecto ejercido por el suelo sobre la viga se recurre con frecuencia al modelo de Winkler, en el que el suelo se considera como un conjunto de muelles lineales uniformemente distribuidos e inconexos. Así, un sistema viga-suelo puede analizarse con la teoría clásica de pandeo, incluyendo en la ecuación de gobierno un término proporcional al desplazamiento transversal de la viga [1, 2].

Por otra parte, la presencia de fisuras en este tipo de estructuras puede provocar una disminución de rigidez cuya magnitud depende, principalmente, de la geometría del elemento, y de las condiciones de apoyo y tamaño de la fisura. Esta disminución de rigidez puede tener un efecto significativo en la carga de pandeo de la viga. El tratamiento de la fisura consiste en representar la sección

dañada mediante un muelle rotacional cuya rigidez está relacionada con el tamaño de la fisura y la geometría de la sección transversal, e imponer en ella continuidad en el desplazamiento, el momento flector y la fuerza cortante, así como la discontinuidad en el giro que resulta proporcional momento flector transmitido. Empleando esta metodología (así como otras alternativas equivalentes que consideran singularidades en la rigidez a flexión mediante la función delta de Dirac) se ha estudiado el problema de pandeo en vigas fisuradas [3-5]. No obstante, los anteriores trabajos no consideran el medio elástico en el que la viga puede estar embebida, lo que justifica un estudio detallado de su efecto estabilizador en la carga de pandeo para evitar el posible sobredimensionamiento del elemento estructural.

El presente trabajo, analiza el caso de columnas esbeltas de Euler-Bernoulli fisuradas e inmersas en un medio elástico sometidas a compresión, considerando la discontinuidad de movimiento por flexión en dicha sección. Se analiza el efecto de la posición y longitud de la fisura, rigidez del medio circundante y tipo de apoyos en la determinación de las cargas críticas de pandeo.

2. MODELO DE COLUMNA DE EULER-BERNOULLI EN UN MEDIO ELÁSTICO

2.1. Planteamiento teórico de columna sin fisura

Considere una columna sin fisura, de longitud *L*, ancho *B*, canto *W*, momento de inercia de sección transversal *I*, módulo de Young *E*, inmersa en un medio elástico tipo Winkler, de rigidez k_w, y sometida a compresión, tal y como se muestra en la figura 1 (izquierda).

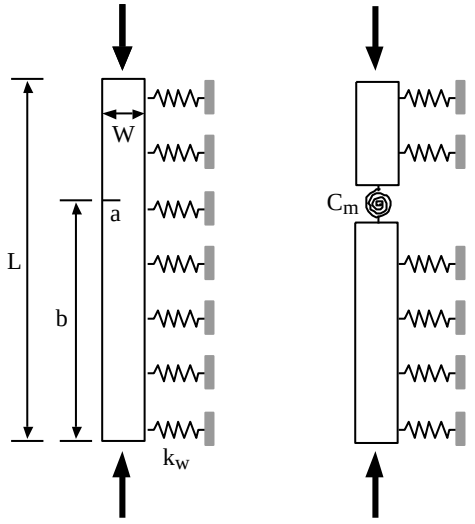


Figura 1. Izqda: Columna fisurada de Euler-Bernoulli es un medio elástico tipo Winkler. Dcha: Modelo equivalente con muelle elástico para la sección fisurada.

Siguiendo la teoría clásica de Euler, la ecuación que gobierna el comportamiento ante pandeo en una columna de sección transversal uniforme embebida en un medio elástico, se pueden presentar como:

$$EI\frac{d^4v(x)}{dx^4}+P_c\frac{d^2v(x)}{dx^2}+k_wv(x)=0 \tag{1}$$

donde $v(x)$ es la deflexión transversal de la columna, siendo x es la coordenada cartesiana en dirección longitudinal de la columna, con origen en el apoyo inferior, y P_c es la carga crítica de pandeo. Considerando las siguientes variables adimensionales:

$$\xi=\frac{x}{L};\ V=\frac{v}{L};\ \lambda^2=\frac{P_cL^2}{EI};K_w=\frac{k_wL^4}{EI} \tag{2}$$

la ecuación (1) puede reescribirse como:

$$V(\xi)^{\mathrm{iv}}+\lambda^2\ \cdot V(\xi)''+K_w\cdot V(\xi)=0 \tag{3}$$

donde $(\cdot)'$ representa la derivada respecto a ξ. La solución general para la ecuación de coeficientes constantes (3) puede expresarse por medio de funciones hiperbólicas. Sin embargo, teniendo en cuenta las definiciones de giro θ y esfuerzos (momento flector, M, y cortante, Q),

$$\theta=V';M=V'';Q=V'''+\lambda^2V' \tag{4}$$

dicha solución puede expresarse de manera más conveniente en función de los desplazamientos y esfuerzos en el apoyo inferior, ξ=0, (V_0, θ_0, M_0, Q_0) y de las funciones de Krylov-Duncan [6]:

$$V(\xi)=V_0\cdot g_1(\xi)+\theta_0\cdot g_2(\xi)+M_0\cdot g_3(\xi)+Q_0\cdot g_4(\xi) \tag{5}$$

siendo las siguientes funciones y parámetros:

$$g_1(\xi)=\mathrm{Cosh}[\Lambda_1\,\xi]+\frac{\Lambda_1^2\mathrm{Cosh}[\Lambda_1\,\xi]}{-\Lambda_1^2+\Lambda_2^2}-\frac{\Lambda1^2\mathrm{Cosh}[\Lambda2\xi]}{-\Lambda_1^2+\Lambda_2^2} \tag{6}$$

$$g_2(\xi)=\frac{\mathrm{Sinh}(\Lambda_1\,\xi)}{\Lambda_1}-\frac{(\lambda^2+\Lambda_1^2)\mathrm{Sinh}(\Lambda_2\,\xi)}{\Lambda_1\,(\Lambda_1^2-\Lambda_2^2)}+\frac{(\lambda^2+\Lambda_1^2)\mathrm{Sinh}[\Lambda2\xi]}{\Lambda2(\Lambda_1^2-\Lambda_2^2)} \tag{7}$$

$$g_3(\xi)=\frac{\mathrm{Cosh}(\Lambda_1\,\xi)}{\Lambda_1^2-\Lambda_2^2}-\frac{\mathrm{Cosh}(\Lambda_2\,\xi)}{+\Lambda1^2-\Lambda_2^2} \tag{8}$$

$$g_4(\xi)=-\frac{\mathrm{Sinh}(\Lambda_1\,\xi)}{\Lambda_1\,(\Lambda_1^2-\Lambda_2^2)}+\frac{\mathrm{Sinh}(\Lambda_2\,\xi)}{\Lambda_2\,(\Lambda_1^2-\Lambda_2^2)} \tag{9}$$

$$\Lambda_{1,2} = \sqrt{\frac{-\lambda^2 \pm \sqrt{\lambda^4 - 4K_w}}{2}} \quad (10)$$

Para su resolución, se deben aplicar las correspondientes condiciones de contorno en cada extremo (tabla 1):

Tabla 1. Condiciones de contorno.

Apoyo simple	$V = M = 0$
Empotramiento	$V = \theta = 0$
Extremo libre	$M = Q = 0$

2.2. Planteamiento del problema en columnas fisuradas

Sea una fisura abierta de longitud a situada a una distancia $\beta = (b/L)$ desde el apoyo inferior. Siguiendo el método propuesto por Freund y Herrmann en 1976 [7] y seguido por muchos otros autores [8-13], la columna fisurada se considera como dos tramos conectados con un muelle elásticos rotacional, como se muestra en la Figura 1 (derecha), cuya rigidez depende de la profundidad de fisura y geometría de la sección fisurada.

La discontinuidad en la pendiente de la deflexión de la columna en la sección fisurada, Δθ, es proporcional al momento flector trasmitido por dicha sección, $M(b)$, de la siguiente forma:

$$\Delta\theta = C_m M(x)|_{x=b} \quad (11)$$

$$C_m = \frac{W}{EI}\boldsymbol{m}(\alpha, geometría\ sección\ transversal) \quad (12)$$

donde $\alpha = (a/W)$ es la longitud adimensional de fisura. La función $\boldsymbol{m}$ puede evaluarse utilizando la teoría de la mecánica de la fractura y, para el caso particular de una viga de sección transversal rectangular, adopta la forma [15]:

$$\boldsymbol{m}(\alpha) = 2\left(\frac{\alpha}{1-\alpha}\right)^2 (5.93 - 19.69\alpha + 34.14\alpha^2 - 35.84\alpha^3 + 13.2\alpha^4) \quad (13)$$

La solución de desplazamiento para cada uno de los dos tramos son las siguientes:

$$V_1(\xi)^{iv} + \lambda^2 V_1(\xi)'' + K_w V_1(\xi) = 0; \quad 0 < \xi < \beta, \quad (14)$$

$$V_2(\xi)^{iv} + \lambda^2 V_2(\xi)'' + K_w V_2(\xi) = 0; \quad \beta < \xi < 1, \quad (15)$$

siendo λ autovalor de la columna fisurada en el medio elástico, relacionado con la carga critica de pandeo de la columna con fisura a través de la expresión (2).

Las ecuaciones anteriores deben resolverse aplicando las correspondientes condiciones de contorno, así como las siguientes condiciones de continuidad y salto en la sección fisurada, ξ=β:

- Continuidad en la deflexión:

$$\Delta V = V_2(\beta) - V_1(\beta) = 0 \quad (16)$$

- Discontinuidad en el giro:

$$\Delta\theta = V_2'(\beta) - V_1'(\beta) = \eta V_2''(\beta) \quad (17)$$

- Continuidad en momento flector:

$$V_2''(\beta) = V_1''(\beta) \quad (18)$$

- Continuidad en esfuerzo cortante:

$$V_2'''(\beta) + \lambda^2 V_2'(\beta) = V_1'''(\beta) + \lambda^2 V_1'(\beta) \quad (19)$$

siendo $\eta = \frac{W}{L}\boldsymbol{m}(\alpha)$ el párametro que controla la severidad de la fisura.

3. SOLUCIÓN DIRECTA

Se puede obtener la solución directa para las fuerzas de pandeo analizando por separado los tramos de columna que se encuentran a cada lado de la fisura. La solución para cada tramo, $V_{1,2}(\xi)$, que satisface las condiciones de compatibilidad en la fisura, se puede expresar en función de desplazamiento, giro y esfuerzos en el apoyo inferior, ξ=0, así como de la discontinuidad en el giro en la sección fisurada, ξ=β:

$$V_1(\xi) = V_0 \cdot g_1(\xi) + \theta_0 \cdot g_2(\xi) + M_0 \cdot g_3(\xi) + Q_0 \cdot g_4(\xi) \quad (20)$$

$$V_2(\xi) = V_1(\xi) + \Delta\theta \cdot g_2(\xi - \beta); \quad (21)$$

Aplicando las condiciones de contorno en los extremos y las de compatibilidad en la sección fisurada, para las funciones de desplazamiento $V_{1,2}(\xi)$, se llega al correspondiente problema de autovalores cuya solución permite obtener las cargas críticas de pandeo del sistema.

4. RESULTADOS NUMÉRICOS

4.1. Influencia de la fisura en la carga de pandeo

En primer lugar, el modelo propuesto ha sido aplicado a columnas de Euler-Bernoulli sin fisura y en ausencia de medio elástico, K_W=0, con distintas condiciones de contorno (biapoyada, biempotrada, empotrada-libre, empotrada-apoyada). Los autovalores obtenidos, así como las correspondientes cargas críticas de pandeo, P_c, muestran una perfecta coincidencia con los casos descritos por otros autores [15].

Posteriormente, se ha analizado la influencia de la severidad de la fisura y posición de la sección fisurada en ausencia de medio elástico. Las cargas críticas obtenidas para fisuras de longitud adimensional (a/W) entre 0 y 0.9, y situadas a distancia $\beta = 0.25$ y $\beta = 0.5$ desde el apoyo inferior, coinciden con las calculadas en otros trabajos [16]. Dichos resultados se representan de manera normalizada con el valor correspondiente al caso sin fisurar en las figuras 2 y 3, respectivamente.

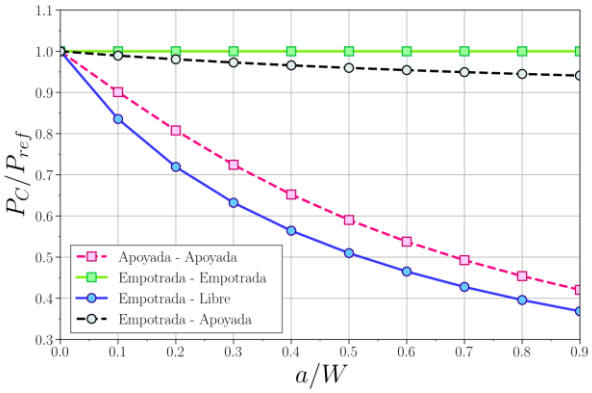


Figura 2. Variación de la primera carga crítica de pandeo normalizada con (a/W) para diferentes condiciones de contorno y $\beta = 0.25$.

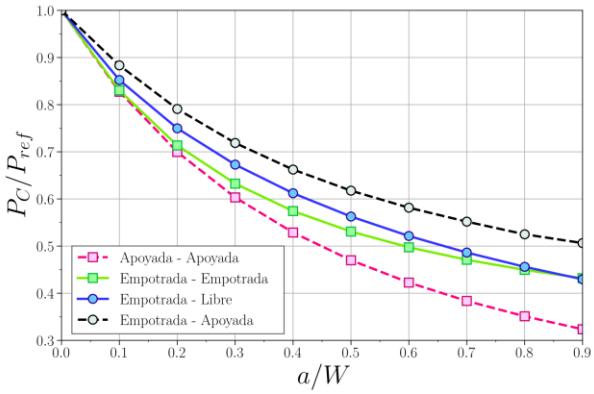


Figura 3. Variación de la primera carga crítica de pandeo normalizada con (a/W) para diferentes condiciones de contorno y $\beta = 0.5$.

Como era esperable, se observa que la carga de pandeo disminuye con la longitud de fisura. Respecto a la posición de la sección fisurada, esta afecta significativamente. Como caso representativo se puede observar el caso biempotrado. En el caso de sección fisurada en $\beta = 0.25$ (figura 2), el momento flector es nulo y la carga de pandeo no se ve afectada por la fisura. Este comportamiento difiere mucho en el caso de $\beta = 0.50$ (figura 3).

4.2. Influencia del medio elástico en la carga de pandeo

Para analizar la aplicabilidad del modelo ante el caso de que la columna esté embebida en un medio elástico, se considera el caso de una columna de acero biapoyada intacta, de longitud *L=1 m*, sección con momento de inercia *I=833.333 mm*^{4}, y módulo de Young *E=200 GPa* [16]. Los valores de la carga de pandeo, P_c, obtenidos para distintos valores del parámetro adimensional K_w [0, 5, 10, 50, 100], junto a los calculados mediante la solución analítica propuesta por Jančo en 2013 [16], ecuación (23), se presentan en la tabla 2:

$$P_c = \frac{(K_w + \pi^4)EI}{\pi^2 L^2} \tag{23}$$

Tabla 2. Comparación de resultados para columna biapoyada sin fisura en medio elástico.

***Pc* [N]**	***Kw***				
	0	**5**	**10**	**50**	**100**
Teórica [15]	1644.94	1729.36	1814.82	2489.28	3334.65
Propia	1644.94	1729.44	1813.94	2489.95	3334.97
Error [%]	0	0	0.01	0.03	0.04

La comparación entre resultados muestra la buena correlación entre soluciones, con un error inferior al 0.04%, validando la solución propuesta.

Adicionalmente, en la figura 4 se muestra la variación de la carga critica normalizada con la rigidez del medio para otras condiciones de contorno. En todos los casos, se aprecia un incremento de dicha carga con K_w, siendo más notable a medida que las condiciones de contorno son menos rígidas, como ocurre en los casos de vigas biapoyada y en voladizo.

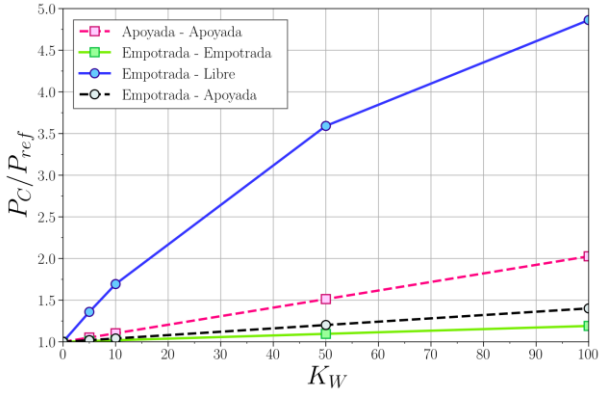


Figura 4. Variación de la primera carga crítica de pandeo normalizada con K_W y diferentes condiciones de contorno.

4.2. Influencia combinada del medio elástico y fisura en la carga de pandeo

Se analiza a continuación el efecto acoplado de la sección fisurada, tanto en la posición $\beta = 0.25$ como en $\beta = 0.50$, y del medio elástico en el caso de columna biapoyada. Para ello, se presentan en las figuras 5 y 6, la variación de la carga crítica de pandeo con respecto a (a/W) y K_w. Dicha carga se presenta normalizada con la correspondiente a una columna intacta en un medio elástico circundante con rigidez nula.

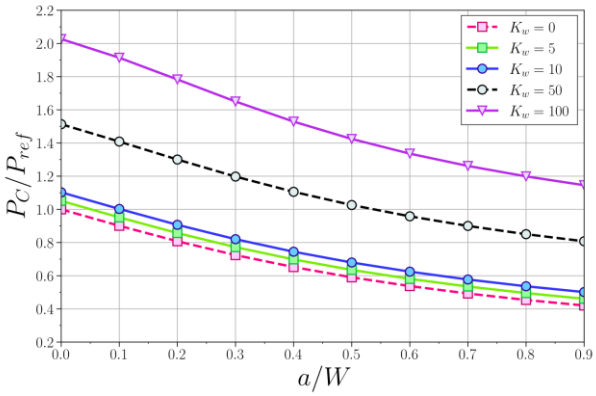


Figura 5. Variación de la primera carga crítica de pandeo normalizada con (a/W) y para diferentes K_W. Columna biapoyada, $\beta = 0.25$.

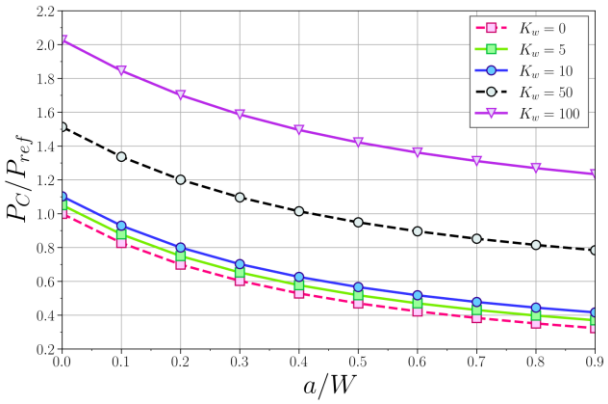


Figura 5. Variación de la primera carga crítica de pandeo normalizada con (a/W) y para diferentes K_W. Columna biapoyada, $\beta = 0.5$.

En todos los casos, se aprecia una disminución de la carga crítica de pandeo con la longitud de fisura, mientras que por otro lado, dicha carga aumenta con la rigidez del medio.

Se observa que, aunque las tendencias son parecidas en todos los casos, la disminución porcentual de la carga de pandeo es menos cuanto mayor es K_w, debido a la mayor rigidez transversal del sistema.

5. CONCLUSIONES

Es conocido que la presencia de fisuras en una columna sometida a compresión, reduce las fuerzas de pandeo de la estructura al hacerla más flexible. En este trabajo se propone un modelo teórico para determinar dichas cargas críticas en columnas de Euler-Bernoulli fisuradas e inmersas en un medio elástico tipo Winkler, para distintas condiciones de contorno. El método descrito divide la columna en dos segmentos conectados mediante un muelle elástico rotacional sin masa, cuya rigidez está relacionada con el momento flector transmitido en la sección fisurada, y que satisface las correspondientes condiciones de continuidad y salto en la sección fisurada.

El modelo propuesto ha sido validado, de manera independiente, con resultados de la literatura, tanto para el caso de columnas fisuradas en ausencia de medio elástico como para el de columnas intactas inmersas en un medio elástico tipo Winkler.

Posteriormente, se ha analizado el efecto acoplado de la presencia de fisura y del medio elástico, observando el efecto opuesto en la fuerza crítica de pandeo que producen ambas consideraciones.

AGRADECIMIENTOS

Los autores quieren agradecer a la Agencia Estatal de Investigación de España (Project PID2020-118946RB-I00) el apoyo recibido para el desarrollo de este trabajo.

REFERENCIAS

[1] M. Eisenberger, J. Clastornik. Vibrations and buckling of a beam on Winkler elastic foundation. J Sound Vib (1987) 115(2):233-241.

[2] V. Stojanovic, P. Kozic, G. Janevski. Buckling instabilities of elastically connected Timoshenko beams on an elastic layer subjected to axial forces. J Mech Mat Struc (2012) 7:363–374.

[3] C.Y. Wang, C.M. Wang, T.M. Aung. Buckling of a weakened column. J. Eng. Mech. (2004) 130 (11):1373–1376.

[4] B. Biondi, S. Caddemi. Closed form solutions of Euler-Bernoulli beams with singularities. Int. J. Solids Struct (2005) 42:3027–3044.

[5] B. Biondi, S. Caddemi. Euler-Bernoulli beams with multiple singularities in the flexural stiffness. Eur. J. Mech. A/Solids (2007) 26:789–809.

[6] I.A. Karnovsky, O. Lebed, Advanced Methods of Structural Analysis, Springer (2010).

[7] L.B. Freund, G. Herrmann. Dynamic fracture of a beam or plate in plane bending. Trans. ASME J. Appl. Mech. (1976), 43:112–116.

[8] R. Adams, P. Cawley, C. Pye, B. Stone. A vibration technique for non-destructive assessing the integrity of structures. Proc. Inst. Mech. Eng., Part C: J. Mech. Eng. Sci. (1978) 20:93–100.

[9] A. Morassi. Crack-induced changes in eigenfrequencies of beam structures. J. Eng. Mech. (1993), 119 (9):1798–1803.

[10] Y. Narkis. Identification of crack location in vibrating simply supported beams. J. Sound Vib. (1994) 172:549–558.

[11] J. Fernández-Sáez, L. Rubio, C. Navarro. Approximate calculation of the fundamental frequency for bending vibrations of cracked beams. J. Sound Vibration (1999) 225:345–352.

[12] M. Krawczuk, M. Palacz, M., W. Ostachowicz. The dynamic analysis of cracked Timoshenko beams by

spectral element Vibration method. J. Sound Vibration (2003), 264:1139–1153.

[13] J.A. Loya, L. Rubio, J. Fernández-Sáez. Natural frequencies for bending vibrations of Timoshenko cracked beams. J Sound Vibration (2006) 290:640−653.

[14] H. Tada, P. Paris, G. Irwin. The Stress Analysis of Cracks Handbook, second ed., Paris Productions, St. Louis (1985).

[15] J.A. Loya, G. Vadillo, J. Fernández-Sáez. First-Order Solutions for the Buckling Loads of Euler-Bernoulli Weakened Columns. Journal of Engineering Mechanics (2010) 136(5):674-679.

[16] R. Jančo. Numerical and Exact Solution of Buckling Load For Beam on Elastic Foundation. Transactions of the VŠB - Technical University of Ostrava Mechanical Series (2013) 59 (1):21-26.

MONITORIZACIÓN DE ESTRUCTURAS A FATIGA EN TIEMPO REAL

N. García-Fernández[1*], F. Pelayo[1], M. Aenlle[1]

[1] DYMAST. Universidad de Oviedo
Edificio Departamental Oeste. 7.1.10. Campus Universitario de Gijón. 33203 Gijón. España
[*] Persona de contacto: garciafnatalia@uniovi.es

RESUMEN

Todas las estructuras sometidas a cargas dinámicas son susceptibles de sufrir algún tipo de daño o degradación por fatiga. Una de las metodologías más utilizadas en el dimensionamiento a fatiga consiste en determinar las tensiones a partir de modelos de cargas de amplitud variable, calcular el espectro de dichas tensiones mediante la técnica del rainflow y evaluar el daño acumulado utilizado la regla de Miner. Las normas suelen considerar modelos simplificados de cargas de amplitud constante, para simplificar los cálculos a fatiga. En este trabajo se presenta una metodología para estimar tensiones en diferentes puntos de una estructura, utilizando medidas experimentales (aceleraciones, velocidades o desplazamientos) en un número limitado de puntos, y parámetros modales (numéricos o experimentales), con el objeto de reducir la incertidumbre asociada a las tensiones existentes en cada punto de la estructura. Si la estimación de las tensiones se realiza en tiempo real se puede realizar una monitorización a fatiga de la estructura, es decir, calcular el daño acumulado a lo largo del tiempo, aportando información valiosa para estimar la vida remanente de estructuras en servicio. Esta metodología presenta, además, la ventaja de ser fácilmente combinable con otras técnicas de detección de daño basadas en análisis modal operacional (OMA).

PALABRAS CLAVE: Fatiga, OMA, SHM, Monitorización, Estimación de tensiones.

ABSTRACT

All structures subjected to dynamic loads are prone to some type of fatigue damage or degradation. One of the most commonly used methodologies in fatigue design consists of determining the stresses time histories from variable amplitude load models, calculating the stress spectrum using the rainflow technique and evaluating the total fatigue damage using Miner's rule. To simplify the calculations, the standards often consider simplified constant amplitude loading histories. In order to reduce the uncertainty associated with the stresses at each point of the structure, this paper presents a methodology to estimate stresses at different points of a structure, using experimental measurements (accelerations, velocities or displacements) at a limited number of points, and modal parameters (numerical or experimental). If stresses are estimated in real time, it is possible to perform fatigue monitoring of the structure, i.e. to calculate the accumulated damage over time, providing valuable information for estimating the remaining life of structures in service. This methodology also has the advantage of being combinable with other damage detection techniques based on operational modal analysis (OMA).

KEYWORDS: Fatigue, OMA, SHM, Monitoring, Stress estimation.

1. INTRODUCCIÓN

Todas las estructuras sometidas a cargas dinámicas son susceptibles de sufrir algún tipo de daño o degradación por fatiga. Por esta razón, el fallo por fatiga en este tipo de estructuras es uno de los principales criterios de diseño/dimensionamiento a considerar. En la actualidad, gran cantidad de estructuras en servicio (parques eólicos, solares, …) están a punto de finalizar su vida útil y se desconoce el daño acumulado por fatiga, por lo que tampoco se puede estimar su vida remanente.

En la actualidad, la integridad y el mantenimiento de las estructuras se basa principalmente en inspecciones visuales. Adicionalmente, se han empezado a implementar sistemas de monitorización estructural. La monitorización de estructuras (Structural Health Monitoring – SHM) permite la detección del daño en tiempo real debido a los cambios que éste produce en las propiedades dinámicas de la estructura. Es decir, monitorizando algunos parámetros modales (frecuencias, modos de vibración, …) y observando su variación en el tiempo, se puede detectar, localizar, cuantificar y predecir el daño en estructuras [1].

En el cálculo de estructuras la metodología más utilizada para el dimensionamiento a fatiga consiste en: la obtención del histórico de tensiones en el dominio del

tiempo a partir de modelos simplificados de cargas, el cálculo del rainflow de dichas tensiones y la evaluación del daño por fatiga utilizando un modelo de acumulación de daño como la regla de Miner, junto con un modelo S-N del material [2].

Esta metodología presenta un alto nivel de incertidumbre, por lo que se suelen utilizar altos coeficientes de seguridad en el dimensionamiento. Una de las principales limitaciones se debe a la aleatoriedad de las cargas, siendo necesario la utilización de modelos simplificados disponibles en códigos y normativas.

En este trabajo se propone una metodología que combina la monitorización en continuo de estructuras con la estimación del daño acumulado a fatiga en tiempo real. Para ello se estimarán las tensiones en tiempo real en diferentes puntos de la estructura, lo que permitirá realizar un cálculo a fatiga en tiempo real mucho más preciso.

Esta metodología se puede dividir en dos grandes bloques, el primero se define como una etapa previa a la monitorización (figura 1) y el segundo consta de la monitorización en tiempo real en sí misma (figura 3). En este artículo se desarrollará la etapa previa en la sección 2 y la etapa en tiempo real en la sección 3. Adicionalmente, se expondrá un caso práctico en la sección 4 y se comentarán las principales conclusiones en la sección 5.

2. METODOLOGÍA – ETAPA PREVIA

En esta sección se detallarán las tres fases que forman la etapa previa de la metodología propuesta (figura 1).

El primer punto (fase 1) de esta etapa consiste en la creación de un modelo de elementos finitos de la estructura de estudio. En segundo lugar (fase 2) se realiza un análisis modal operacional (OMA) de la estructura para identificar los parámetros modales experimentales de la misma (frecuencias naturales, modos de vibración e índices de amortiguamiento).

A continuación, se analiza la correlación de los modelos numéricos y experimental comparando los parámetros modales (frecuencias naturales y modos de vibración) de ambos modelos, y se decide si es necesario proceder a un proceso de calibración del modelo numérico (fase 3).

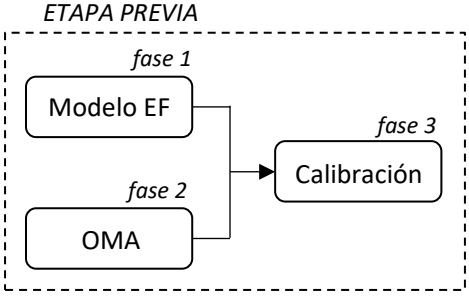


Figura 1. Fases de la etapa previa

En la fase 3, en caso de que sea necesario, se readaptará el modelo de elementos finitos de manera que exista una buena correlación numérico-experimental, sobre todo en términos de su comportamiento dinámico [3]. Esta calibración consiste en el ajuste de determinados parámetros del modelo numérico (propiedades de los materiales, condiciones de contorno, …) de manera que se minimicen las discrepancias en los parámetros modales objetivo (por ejemplo, frecuencias y modos de vibración). Este proceso se puede realizar de forma manual o utilizando software específico destinado a este propósito.

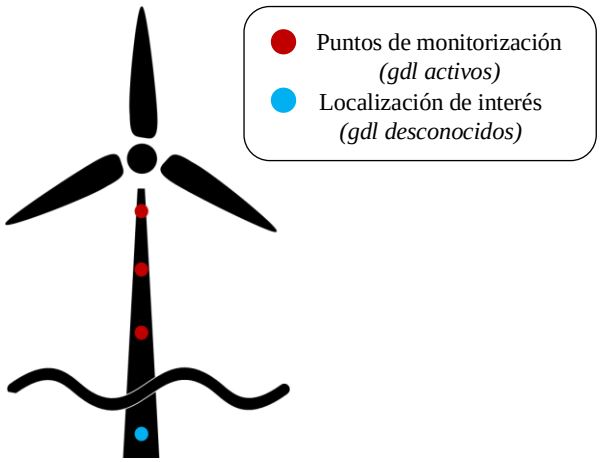


Figura 2. Grados de libertad activos y desconocidos

Tanto del modelo numérico calibrado como de la estructura real se extraen los parámetros modales necesarios para el cálculo posterior de tensiones. Estos parámetros son: los modos ϕ, tanto del modelo numérico como de la estructura real en los grados de libertad (gdl) activos (figura 2 – puntos rojos) y los modos de tensiones ϕ_σ del modelo numérico en los puntos donde se deseen calcular las tensiones, es decir, los gdl desconocidos (figura 2 – puntos azules).

3. METODOLOGÍA – MONITORIZACIÓN

En este apartado se describen las fases que se realizan en la etapa de monitorización en tiempo real (figura 3).

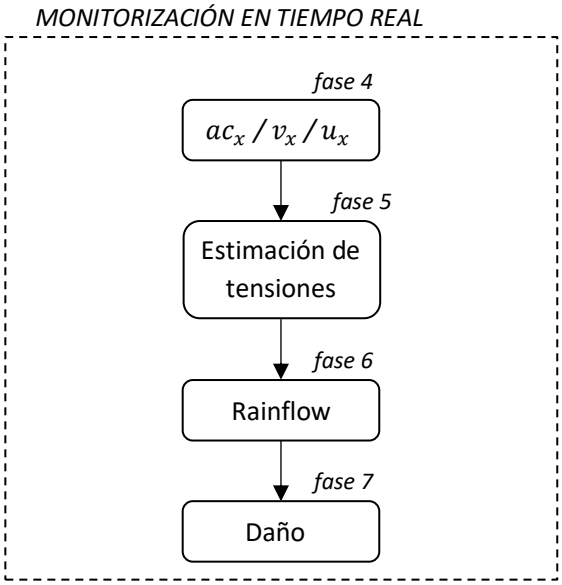


Figura 3. Fases de la monitorización

3.1. Medición experimental (fase 4)

La fase 4 consiste en la medición experimental de aceleraciones/velocidades/desplazamientos en tiempo real de la estructura. Estas mediciones se realizarán mediante la utilización de sensores en un número limitado de puntos, es decir, en los gdl activos (figura 2 – puntos rojos).

Se almacenarán bloques de datos de una duración determinada, los cuales se analizarán en las fases posteriores (fases 5, 6 y 7); una vez finalice el registro de cada bloque. De este modo, se analiza un bloque mientras que se registra el siguiente y así sucesivamente.

3.2. Estimación de tensiones (fase 5)

La fase 5 consiste en la estimación de tensiones en tiempo real en los puntos de interés. Para ello se utilizará el método de superposición modal, es decir, se calculan las coordenadas modales $q(t)$ utilizando los modos experimentales ϕ_x y los desplazamientos $u(t)$ en los gdl activos. Si se midieron velocidades o aceleraciones será necesario utilizar técnicas de integración (en tiempo o en frecuencia) para obtener los desplazamientos.

$$q(t) = \phi_x^+ \cdot u(t) \tag{1}$$

Se obtendrán tantas coordenadas modales $q(t)$ como modos se hayan tenido en cuenta en la matriz de modos (ϕ_x).

Para calcular las tensiones será también necesario obtener los modos de tensiones experimentales (ϕ_{σ_x}) en los gdl desconocidos (puntos azules). Esta técnica se conoce como expansión modal [4]. Para ello se debe tener en cuenta que los modos experimentales se pueden expresar como una combinación lineal de los modos numéricos:

$$\phi_x = \phi_{FE} \cdot T \tag{2}$$

La matriz de transformación T se puede calcular reescribiendo la ecuación 2 como:

$$T = \phi_{FE}^+ \cdot \phi_x \tag{3}$$

Donde '+' indica pseudoinversa.

Una vez que la matriz T es conocida, se pueden estimar los modos de tensiones experimentales (ϕ_{σ_x}) en los gdl desconocidos a partir de los modos de tensiones numéricos en dichos puntos ($\phi_{\sigma_{FE}}$), es decir:

$$\phi_{\sigma_x} = T \cdot \phi_{\sigma_{FE}}^+ \tag{4}$$

Finalmente, se pueden estimar las tensiones en los puntos de interés mediante la expresión:

$$\sigma(t) = \phi_{\sigma_x} \cdot q(t) \tag{5}$$

Se obtendrá por lo tanto un histórico de tensiones de amplitud variable, es decir, la tensión frente a tiempo (ver Fig. 4) en cada uno de los puntos seleccionados.

Es importante tener en cuenta que, para obtener tensiones precisas, además de una buena correlación numérico-experimental, es importante disponer de un modelo detallado en los puntos de interés, es decir, es necesario utilizar una malla de elementos finitos que permita definir con precisión las tensiones en dicha zona.

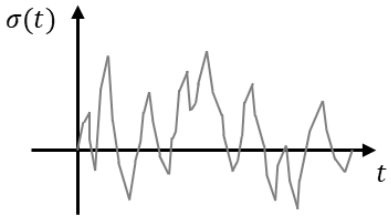


Figura 4. Tensión frente a tiempo

3.3. Rainflow (fase 6)

Las tensiones estimadas en la fase 5 son tensiones de amplitud variable en el dominio del tiempo. Sin embargo, para la utilización de la regla de Miner es necesario conocer el espectro de tensiones, el cual se puede determinar a partir del histórico de tensiones utilizando un método de conteo de ciclos como el rainflow.

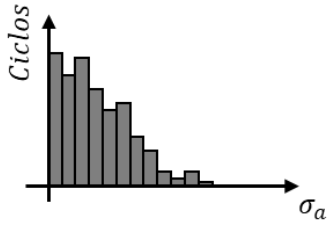


Figura 5. Rainflow

3.4. Fatiga (fase 7)

Para evaluar el daño por fatiga existen diferentes metodologías, siendo las más utilizada la regla de Miner. Para ello se necesita conocer el espectro de tensiones obtenido mediante el rainflow en la fase 5 y un modelo del campo S-N del material.

La regla de Miner (Eq. 3) es un modelo de acumulación de daño lineal que utiliza un índice de daño D ($0 \leq D \leq 1$) y que se determina mediante la expresión:

$$D = \sum_{i=1}^{k} \frac{n_i}{N_i} \tag{6}$$

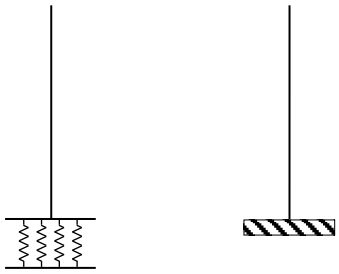
Donde k el número de diferentes niveles de tensiones, n_i es el número de ciclos del espectro de tensiones al nivel $\Delta\sigma_i$ y N_i el numero total de ciclos del campo S-N al nivel $\Delta\sigma_i$.

4. CASO PRÁCTICO

En este apartado se aplican todas las fases de esta metodología utilizando un caso numérico/simulado. No se han considerado en el estudio errores ni ruido en las medidas experimentales.

4.1. Caso de estudio

El caso de estudio consta de una viga metálica en voladizo simulada en un programa de elementos finitos (Abaqus). Se trata de una viga maciza de acero de sección rectangular. Para el apoyo se utilizan muelles en vez de utilizar un empotramiento perfecto, ya que se sabe que esta condición de contorno no suele ser real. Con este modelo se simula el caso experimental, de ahora en adelante Modelo B (ver figura 6).



Caso Exp. (Modelo B) Modelo Num. (Modelo A)

Figura 6. Modelos utilizados en el caso práctico

Por otra parte, como se explicó previamente, para aplicar esta metodología es necesario realizar un modelo numérico (fase 2), de ahora en adelante Modelo A (ver figura 6). En este modelo se utilizará un empotramiento como condición de contorno.

En ambos casos se utilizó un modelo numérico con malla de elementos 3D (elementos C3D20R en Abaqus). La longitud de la viga es de 1.8 m y una sección de 80 x 40 mm. El acero se modelizó como material elástico lineal con propiedades: $\rho = 7850\ \mathrm{kg/m^3}$ y $E = 200\ GPa$.

En el Modelo B se aplica además una carga puntual variable en el tiempo, en el externo superior de la viga simulando la carga real a la que estaría sometida la estructura.

4.2. Etapa previa

Como se describió anteriormente, la fase 1 consiste en realizar el análisis modal operacional de la estructura experimental (Modelo B) para determinar los parámetros modales, es decir, frecuencias naturales y modos de vibración (ver tabla 1). En este caso, al tratase de una simulación numérica, los parámetros modales se obtienen directamente de la resolución del problema de valores proprios.

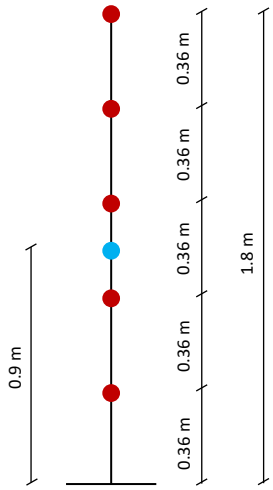


Figura 7. Gdl activos (rojos) y gdl desconocidos (azules) en la viga

En la figura 7 se puede ver la colocación de los sensores equiespaciados a lo largo de la viga, es decir, los 5 gdl activos (en rojo). En azul se muestra el punto donde se van a estimar las tensiones (gdl desconocido).

Tabla 1. Frecuencias naturales [Hz] y error

Modelo B	Modelo A	Error [%]
10.07	8.96	11.03
62.94	57.16	9.18
175.61	161.78	7.88
342.33	319.06	6.80

La fase 2 consiste en la creación del modelo numérico, Modelo A, y la fase 3 consta de la calibración. En este caso no es necesaria la fase de calibración ya que la correlación inicial entre modelos es buena/realista, obteniéndose errores en frecuencias del orden del 10% y valores del MAC en la diagonal próximos a 1 (ver tabla 2). Téngase en cuenta que sólo es necesaria una buena correlación en los modos de vibración de ambos modelos A y B. Discrepancias en frecuencias naturales y/o índices de amortiguamiento no influyen en la precisión de la metodología. Esta metodología utiliza las frecuencias naturales e índices de amortiguamiento experimentales, al estar esta información incluida en las coordenadas modales experimentales obtenidas a partir de la respuesta experimental de la estructura.

Tabla 2. Modal Assurance Criterion (MAC)

MAC			
0.999	0.002	0.000	0.000
0.001	0.992	0.007	0.000
0.000	0.004	0.980	0.014
0.000	0.002	0.008	0.967

Para el cálculo posterior, en esta etapa se obtienen:

- Modos del modelo numérico en los gdl activos $\rightarrow \phi$ del Modelo A
- Modos del caso experimental en los gdl activos $\rightarrow \phi$ del Modelo B
- Modos de tensiones del modelo numérico los gdl desconocidos $\rightarrow \phi_\sigma$ del Modelo A

4.2. Estimación de tensiones y cálculo de daño

Con la información obtenida previamente y aplicando la metodología propuesta para la estimación de tensiones (sección 3.2) se calculan las tensiones en el punto de interés (ver figura 7). Estos cálculos se corresponden con la fase 5. Los desplazamientos en tiempo $u(t)$ de los gdl activos, necesarios para utilizar la Eq. (1), se obtienen del Modelo A.

Las tensiones estimadas con la metodología propuesta en este trabajo y las obtenidas a partir del modelo experimental (modelo B en fig. 6) se muestran en la figura 8. En un caso real, las tensiones que se han obtenido del modelo B (caso experimental), se podrían estimar a partir de las deformaciones medidas con una banda extensométrica u otro sensor de deformación.

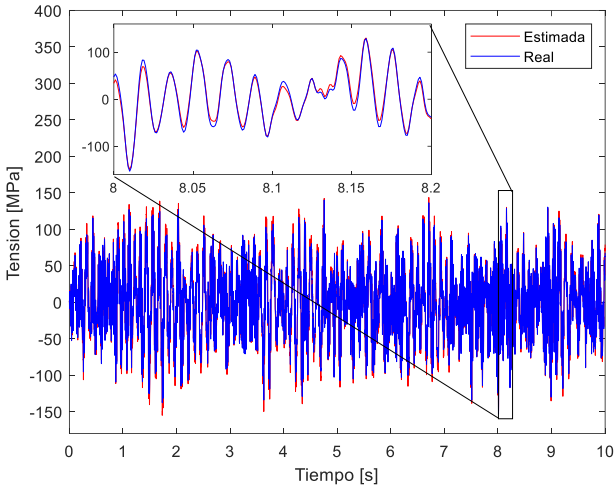


Figura 8. Comparación de tensiones

Una vez obtenidas las tensiones en el dominio del tiempo, se determina el espectro de tensiones (fase 6) con el método del rainflow. Considerando la carga estacionaria y que esta actúa sobre la estructura durante 2 horas, el espectro de tensiones obtenido con el método del rainflow se muestra en la figura 9.

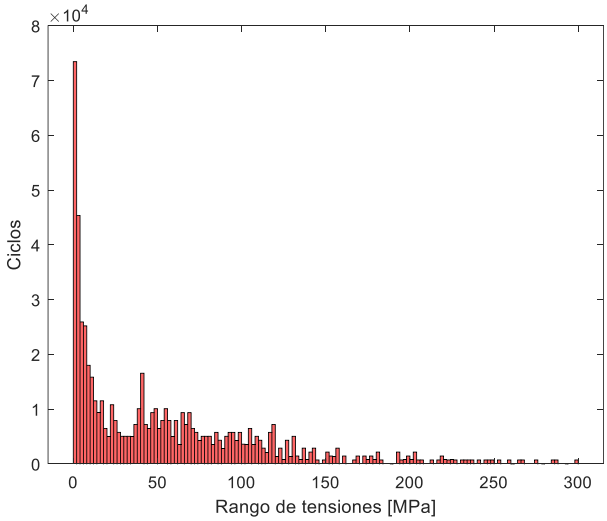


Figura 9. Rainflow de las tensiones calculadas

Para el cálculo del daño a fatiga se ha considerado una curva S-N del Eurocódigo 3 [5] correspondiente a una categoría 80 (se supone un postizo soldado a la viga en ese punto) y un coeficiente de minoración de resistencia γ_{mf} de 1.15. Finalmente, utilizando la regla de Miner (fase 6), se obtiene un daño acumulado por fatiga de $D = 0.4$.

5. CONCLUSIONES

Las principales conclusiones obtenidas en este trabajo son:

- Se propone una metodología que permite la estimación de las tensiones a las que está sometida la estructura en tiempo real, utilizando datos experimentales de la estructura y parámetros modales de un modelo numérico.
- Las tensiones estimadas con esta metodología permiten realizar un cálculo a fatiga en tiempo real.
- Esta técnica de monitorización en fatiga es totalmente compatible con otras técnicas de monitorización basadas en vibraciones.
- La metodología propuesta para la estimación de tensiones y el cálculo a fatiga han sido validados mediante simulaciones numéricas en una barra en voladizo.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al Ministerio de Ciencia e Innovación el apoyo económico para el proyecto "Monitorización y cálculo a fatiga en tiempo real de estructuras civiles e industriales" (MCI-20-PID2019-105593GB-I00/AEI/10.13039/501100011033).

REFERENCIAS

[1] A. Rytter and P. H. P. Kirkegaard, "Vibration based inspection of civil engineering structures," Aalborg University, 1994.

[2] M. A. Miner, "Cumulative Damage in Fatigue," *J. Appl. Mech.*, vol. 12, no. 3, pp. A159–A164, Sep. 1945, doi: 10.1115/1.4009458.

[3] M. I. Friswell and J. E. Mottershead, *Finite Element Model Updating in Structural Dynamics*, vol. 38. Dordrecht: Springer Netherlands, 1995.

[4] F. Pelayo, A. Skafte, M. L. Aenlle, and R. Brincker, "Modal Analysis Based Stress Estimation for Structural Elements Subjected to Operational Dynamic Loadings," *Exp. Mech.*, vol. 55, no. 9, pp. 1791–1802, 2015, doi: 10.1007/s11340-015-0073-6.

[5] AENOR, "Eurocódigo 3: UNE-EN 1993-1-9." 2013.

ANÁLISIS A FATIGA DE LAS CONEXIONES DE UN DIQUE FLOTANTE MEDIANTE SIMULACIÓN NUMÉRICA

Cebada, A.J.[1*], Aenlle, M.[1], López, M. [1]

[1] Grupo de Investigación DyMAST y Departamento de Construcción e Ingeniería de la Fabricación, Universidad de Oviedo, Escuela Politécnica de Mieres, 33600 Mieres-Asturias, España
[*]uo225808@uniovi.es

RESUMEN

Habitualmente se construyen diques en talud y diques de cajones verticales para abrigar las operaciones portuarias de la acción del oleaje. Si las condiciones de clima marítimo son moderadas, los diques flotantes modulares son una alternativa económica y de menor impacto medioambiental. No obstante, se han reportado un número elevado de fallos en estas estructuras relacionados en su mayoría con su punto más débil: los elementos de conexión entre los módulos. En este trabajo se investigó el daño por fatiga en las conexiones de un dique flotante compuesto de cinco pontones de hormigón fondeados al lecho marino mediante cabos elásticos. Las conexiones están formadas por juntas de neopreno que resisten las fuerzas de compresión y cables tranzados de acero que resisten las de tracción. Sobre estos últimos elementos se ha centrado el análisis. La interacción oleaje-estructura se simuló numéricamente en el dominio del tiempo mediante un código basado en la teoría del flujo potencial. Los resultados permitieron estimar la respuesta estructural bajo condiciones de oleaje operacional. El daño acumulado por fatiga se calculó utilizando la regla de Palmgren-Miner. El conteo de los ciclos de tensión de cada serie temporal se realizó con el algoritmo *rainflow*, y se consideró la curva S-N recogida en la norma DNVGL-OS-E301. Los resultados revelan que, para las condiciones de oleaje estudiadas, en 30 minutos los cables trenzados acumulan un daño de aproximadamente un 0.0002% de su vida útil.

PALABRAS CLAVE: estructura marina, pontón, análisis de fatiga, modelo de paneles, Aqwa.

ABSTRACT

Rubble-mound breakwaters and vertical caisson breakwaters are usually built to shelter port operations from wave action. If maritime weather conditions are moderate, modular floating breakwater are an economical alternative with less environmental impact. However, a high number of failures have been reported in these structures, mostly related to their weakest point: the connection elements between the modules. In this work, fatigue damage was investigated in the connections of a floating breakwater made up of five concrete pontoons anchored to the seabed by means of elastic ropes. The connections are composed of neoprene fenders that resists compression forces and stranded steel cables that resist traction forces. The analysis has focused on these last elements. The wave-structure interaction was numerically simulated in the time domain using a code based on the potential flow theory. The results allowed estimating the structural response under operational wave conditions. The cumulative fatigue damage was calculated using Palmgren-Miner's rule. The count of the stress cycles of each time series was carried out with the rainflow algorithm, and the S-N curve from the DNVGL-OS-E301 standard was considered. The results reveal that, for the wave conditions studied, in 30 minutes the wire ropes accumulate damage of approximately 0.0002% of their service life.

KEYWORDS: marine structure, pontoon, fatigue analysis, panel model, Aqwa.

1. INTRODUCCIÓN

La actividad portuaria de una región costera está estrechamente ligada a su economía y su desarrollo. Para poder llevar a cabo estas actividades en condiciones seguras, es necesario construir estructuras cuya función sea proteger a las embarcaciones y las instalaciones portuarias de la acción del oleaje. En puertos expuestos a oleajes muy energéticos (generalmente mar de fondo) es común utilizar grandes diques verticales o en talud asentados sobre el lecho marino. Sin embargo, en puertos que disponen de abrigo natural (*v.g.* estuarios y rías) es posible utilizar diques flotantes, ya que generalmente el oleaje es más suave (mar de viento). Este tipo de estructuras presentan una solución alternativa más económica y medioambientalmente sostenible [1].

El principal problema de los diques flotantes modulares está relacionado con las conexiones entre módulos, su elemento más débil [2]. Los fallos en estos elementos son bastante frecuentes y se conocen casos en todo el mundo (Figura. 1). En algunos casos el fallo es debido a una falta de mantenimiento, fundamental para garantizar la vida útil de la estructura [3]. En otros casos, simplemente se ha producido el fallo por agotamiento de la capacidad resistente de alguno de los elementos de la conexión. Para un correcto dimensionamiento de estas estructuras flotantes es fundamental entender primero su

comportamiento bajo la acción hidrodinámica del olaje e identificar los modos de fallo en sus conexiones.

Aunque siempre es necesario verificar cualquier estructura frente a condiciones extremas de carga, la mayor parte de estructuras colapsan debido a que alguno de sus componentes llega al límite de su vida útil. El análisis del daño que sufre un cable de acero trenzado como los que componen la conexión de un dique flotante (Figura. 1) ha sido ampliamente estudiado en [4], o en [5], e incluso teniendo en cuenta efectos de corrosión [6]. Sin embargo, falta información del comportamiento a fatiga de estos elementos cuando se someten a la acción del oleaje. Por este motivo, el análisis del daño que acumula un componente que se somete a cargas dinámicas a lo largo de su tiempo útil también debe ser llevado a cabo desde la fase inicial de diseño. Existen múltiples métodos de análisis de daño por fatiga, desde métodos espectrales [7], hasta métodos lineales más sencillos como la regla de Palmgren-Miner [14, 15]. Este último es uno de los métodos más utilizados (*v.g* [10]), aunque dependiendo del tipo de carga actuante puede ser necesario recurrir a un algoritmo para contar ciclos de carga como *rainflow* [11].



Figura. 1. Ejemplo de dique flotante en funcionamiento (panel superior) y detalle de las conexiones (paneles inferiores) [12].

Para determinar el sistema de cargas que actúa sobre una estructura flotante es necesario recurrir a técnicas avanzadas de ingeniería. Una forma de proceder son los ensayos de laboratorio en canales o tanques de oleaje, donde se trabaja con modelos físicos a escala reducida [13]. Aunque no es sencillo trasladar los resultados obtenidos en laboratorio a escala real, es posible utilizarlos para la calibración de modelos numéricos [14].

La modelización numérica representa, hoy en día, una herramienta viable para resolver la interacción estructura-oleaje bajo acciones ambientales complejas. Los modelos numéricos presentan un enfoque menos costoso para abordar la dinámica de una estructura flotante. Los estudios más recientes aplican modelos que resuelven las ecuaciones de Navier-Stokes, tanto desde una perspectiva euleriana [15] como lagrangiana [16]. Estos modelos conllevan elevados costes computacionales, lo que los hace inadecuados para un análisis exhaustivo de una estructura compleja. Sin embargo, los modelos de paneles 3D (basados en la teoría del flujo potencial) representan un compromiso entre la precisión y el coste computacional [17].

Este trabajo analiza la respuesta hidrodinámica de un conjunto de pontones flotantes, fondeados al lecho marino, interconectados dos a dos y enfrentados a condiciones de oleaje operacional. El dique flotante se simula numéricamente con un modelo de paneles 3D que aplica el método BEM. La respuesta hidrodinámica en el dominio del tiempo se obtiene teniendo en cuenta las restricciones al movimiento que ejercen los fondeos y las conexiones. Las series temporales de fuerzas/momentos en cada conexión se utilizan para calcular la tensión que soportan los cables. El daño acumulado por fatiga se estima haciendo uso de la regla de Palmgren-Miner, donde se ha optado por utilizar el algoritmo de conteo de ciclos de tensión *rainflow*.

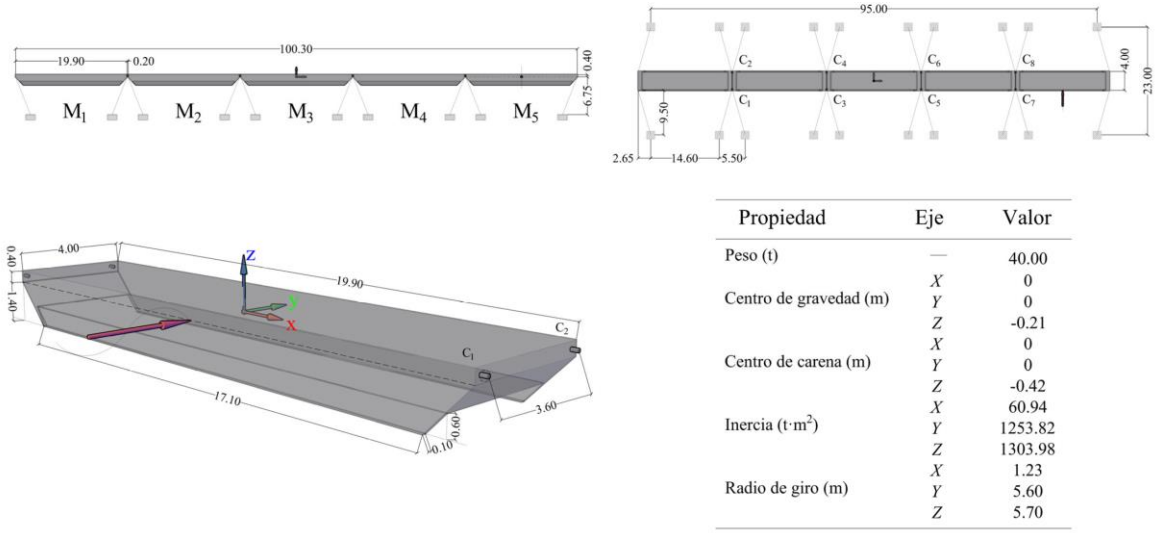
2. MATERIAL Y MÉTODOS

2.1. Descripción del dique flotante

El dique flotante objeto de estudio consiste en un conjunto de 5 módulos flotantes de tipo pontón hechos de hormigón aligerado (Figura. 2), con un peso de 40 t por cada módulo. Los pontones se conectan mediante dos conexiones (C_n) posicionadas en las esquinas superiores del mismo, éstas están compuestas por 3 cables de acero trenzado que atraviesan un cilindro de neopreno (Figura. 1). Además, los pontones se fondean al lecho marino mediante 4 cabos elásticos (profundidad de 6.75 m), que se arriostran a bloques de hormigón hundidos en el lecho marino.

2.2. Modelo Numérico

Teniendo en cuenta que los módulos del dique pontón se comportan como elementos que difractan el oleaje, se ha optado por utilizar un modelo de paneles – basado en la teoría del potencial – para estudiar su comportamiento hidrodinámico. Este tipo de modelos numéricos ya han sido aplicados exitosamente para el estudio de pontones flotantes [18] y más específicamente en el trabajo precedente realizado sobre esta misma estructura [14].



Propiedad	Eje	Valor
Peso (t)	—	40.00
Centro de gravedad (m)	*X*	0
	Y	0
	Z	-0.21
Centro de carena (m)	*X*	0
	Y	0
	Z	-0.42
Inercia (t·m^2)	*X*	60.94
	Y	1253.82
	Z	1303.98
Radio de giro (m)	*X*	1.23
	Y	5.60
	Z	5.70

Figura. 2. Dimensiones (en [m]) del dique flotante (paneles superiores) donde M_n es el número de módulos flotantes y C_n es el número de conexión. Debajo se muestra las dimensiones del módulo pontón y sus propiedades mecánicas.

En primer lugar, se ha aplicado el código Aqwa Line, que implementa el método BEM (*Boundary Element Method*) para resolver la hidrodinámica de los módulos pontón en el dominio de la frecuencia. Estos son considerados como sólidos rígidos que flotan libremente sin ningún tipo de restricción. La respuesta armónica a oleajes monocromáticos es estimada según Eq.(1):

$$\left[-\omega^2(\mathbf{M}+\mathbf{A})-i\omega\mathbf{B}+\mathbf{C}\right]\cdot\boldsymbol{\chi}=\mathbf{f}(\omega)\,, \tag{1}$$

donde **M** es la masa estructural, **A** y **B** son los coeficientes hidrodinámicos, **C** es la rigidez hidrostática y **f**(ω) las fuerzas, dependientes de la frecuencia angular ω, que inciden sobre cada panel que se utiliza para mallar el pontón (Figura. 3). Cada pontón es mallado con 3200 paneles cuadriláteros de tamaño 0.50 ± 0.1 m.

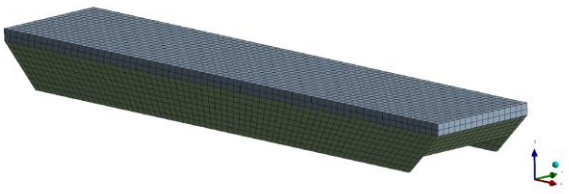


Figura. 3. Malla de paneles del pontón modular.

Posteriormente, se resuelve la dinámica del dique en el dominio del tiempo utilizando el código Aqwa Naut, en el que se plantea el sistema completo de fuerzas (Eq.(2)). Entre ellas se incluyen la fuerza hidrostática $\mathbf{f}_h(t)$, las fuerzas del oleaje incidente $\mathbf{f}_I(t)$, las fuerzas de difracción $\mathbf{f}_d(t)$, las fuerzas de radiación $\mathbf{f}_r(t)$ que dependen del resultado de análisis en el dominio de la frecuencia, las fuerzas en las líneas de fondeo $\mathbf{f}_m(t)$ y la fuerza en las conexiones $\mathbf{f}_c(t)$.

$$\mathbf{M}\cdot\ddot{\mathbf{x}}=\mathbf{f}_h(t)+\mathbf{f}_I(t)+\mathbf{f}_d(t)+\mathbf{f}_r(t)+\mathbf{f}_c(t)+\mathbf{f}_m(t)\,. \tag{2}$$

Las líneas de fondeo son modeladas como cabos elástico-lineales, caracterizados por una rigidez k = 30 kN·m^{-1}, donde la fuerza axial de tracción es calculada según Eq.(3):

$$f_m(t)=k\cdot(L(t)-L_0)\,, \tag{3}$$

siendo L_0 la longitud del cabo.

El término $\mathbf{f}_c(t)$ tiene en cuenta las fuerzas que actúan sobre las conexiones entre los módulos flotantes. Cada una de las 8 conexiones se modela con un elemento Morison [19] de 0.20 m, que se fija a dos pontones consecutivos mediante dos juntas ubicadas en sus extremos. Las juntas restringen las translaciones relativas entre los pontones, mientras que las rotaciones deben ser calibradas. La definición de la rigidez en cualquier conexión C_n del dique flotante se realiza a través del momento restaurador M_{Cn} actuante:

$$M_{Cn}=\begin{bmatrix}K_{rx}&0&0\\0&K_{ry}&0\\0&0&K_{rz}\end{bmatrix}\left[0,\mathbf{G}^{\mathbf{T}}\right]\left[\mathbf{U_p},\mathbf{U_c}\right], \tag{4}$$

donde K_{rx}, K_{ry} y K_{rz} son las rigideces de rotación sobre los ejes principales, $\mathbf{G^t}$ es la matriz de cambio de base de ejes principales a ejes locales de la junta y $\mathbf{U_p}$ y $\mathbf{U_c}$ son las matrices que contienen los movimientos de translación y rotación relativos entre el pontón y la conexión. Adicionalmente, dado que la posición de las conexiones (Figura. 2) no permite el giro relativo sobre los ejes *X* y *Z* entre dos pontones consecutivos, únicamente es necesario calibrar la rigidez K_{ry} correspondiente al modo de bisagra. Este trabajo fue

realizado anteriormente en [14], en el que se obtuvo K_{ry} = 286.5 MN·rad^{-1}.

La interacción del pontón flotante con el oleaje se ha resuelto durante un periodo de 30 minutos (según recomendación de [20]), empleando un paso temporal Δt = 0.01 s. Durante esta secuencia, la estructura es enfrentada a un oleaje irregular operacional de tipo Pierson-Moskowitz [21], caracterizado por una altura de ola significante H_s = 0.25 m y un periodo pico T_p = 3 s, actuando con una dirección θ = 22.50º. La energía $S(\omega)$ contenida en el espectro de oleaje es formulada según Eq.(5):

$$S(\omega) = 4\pi^3 \frac{H_s^2}{T_z^4} \frac{1}{\omega^5} e^{-\frac{16\pi^3}{T_z^4}\frac{1}{\omega^4}}, \quad (5)$$

donde $T_z = T_p \cdot 1.408^{-1}$ es el periodo de cruce por cero.

En post de reproducir la aleatoriedad de las cargas producidas por el oleaje, siguiendo la recomendación de [20] se han realizado 20 repeticiones de la simulación descrita anteriormente cambiando la fase inicial o semilla del espectro del oleaje.

2.3. Daño por fatiga

El daño acumulado por fatiga se estima a través de la regla lineal de Palmgren-Miner (Eq.(6)), para diferentes niveles de tensión $\Delta\sigma_n$:

$$D = \sum_i^{\Delta\sigma_n} \frac{n_i}{N_i}, \quad (6)$$

donde D es el índice de daño a fatiga (habrá rotura por fatiga si $M \geq 1$), N_i es el número de ciclos hasta el fallo por fatiga para un rango de tensión ($\Delta\sigma_i$) dado y n_i es el número de ciclos contados por el algoritmo *rainflow* para un determinado nivel de tensión.

El número de ciclos hasta el fallo por fatiga N_i se obtiene a través de la curva S-N del material (Eq.(7)), que depende del parámetro de intercepción A_d y de la pendiente m. Para un cable de acero trenzado como los que pueden verse en Figura. 1, se ha adoptado el valor de estos parámetros estipulado en [22] ($A_d = 3.4 \cdot 10^{14}$ y m = 4), cuya curva S-N (2.3% probabilidad de fallo) se muestra en Figura. 6.

$$N_i = A_d \cdot \Delta\sigma_i^{-m}. \quad (7)$$

Por otro lado, los ciclos de tensión n_i a los que se somete uno de los cables de acero trenzado son obtenidos del modelo numérico. Por cada una de las 20 semillas empleadas en el espectro de oleaje se obtiene una serie temporal (en cada conexión) de fuerzas/momentos en cada grado de libertad. Para realizar el cálculo de la tensión σ que soporta un cable de acero (Figura. 4) situado en el extremo se asume que, únicamente, existe contribución por parte de la fuerza axial (F_x) y el momento sobre el eje vertical M_z según Eq.(8):

$$\sigma(t) = \frac{4 \cdot \left[F_x(t) \cdot d_{cable} + M_z(t)\right]}{\pi \cdot \phi_{cable}^{\ 2} \cdot n_{cable} \cdot d_{cable}}, \quad (8)$$

siendo n_{cable}, d_{cable} y ϕ_{cable} el número de cables que contiene la conexión (3 en este caso), la distancia entre cables (0.15 m) y el diámetro del cable $2.4 \cdot 10^{-2}$ m, respectivamente. Notar que la fuerza axial F_x y el momento vertical M_z oscilan en torno a un valor medio de 0 y, por consiguiente, la tensión media que se obtiene también.

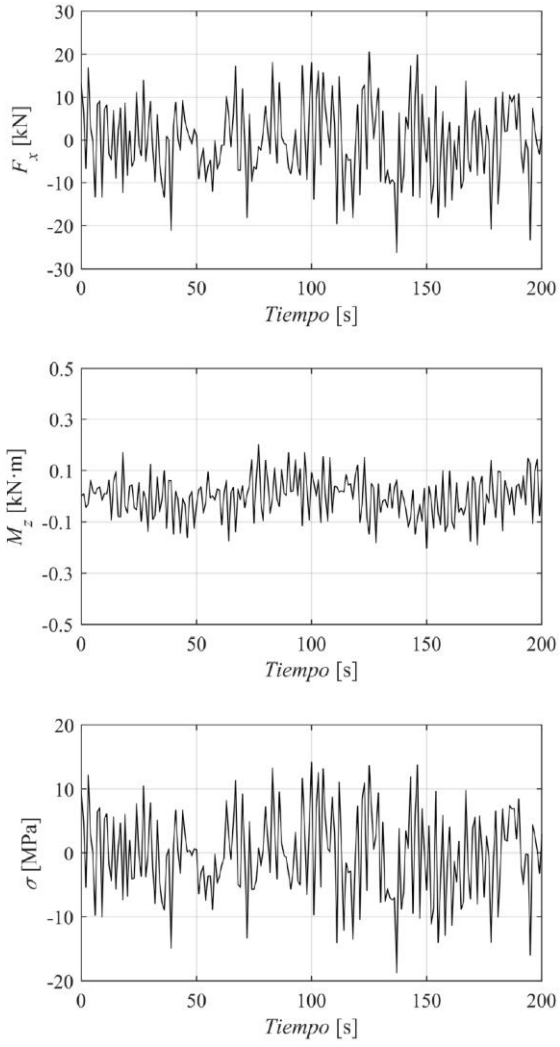


Figura. 4. Ejemplo de serie temporal de fuerzas sobre la conexión C_3 (semilla 10). Fuerza axial F_x, momento sobre el eje vertical M_z y tensión resultante σ.

Las series temporales de fuerzas y tensión son de carácter aleatorio y de amplitud variable, por tanto, el conteo de los ciclos n_i de rangos de tensión no puede hacerse de forma directa y se debe recurrir a alguna técnica de conteo de ciclos. En este tipo de casos se emplea comúnmente el método de conteo *rainflow* [11]. Éste considera el daño fatiga causado por cada ciclo de carga individual, identificando y contando los rangos de tensión ($\Delta\sigma$) correspondientes a bucles de histéresis individuales.

Finalmente, seis funciones de densidad de probabilidad (*PDF*) han sido ajustadas al histograma de daño por fatiga que se obtiene. Las funciones, que son comúnmente conocidas, son: Weibull, Burr, Beta, Valor Extremo Generalizado (*GEV*), Log-logística y Log-normal. Para evaluar qué función se ajusta mejor a los datos se utiliza el error medio cuadrático normalizado (NRMSE), que se define en Eq:

$$RMSE = \frac{1}{O_{\max}} \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^{x} (y_i - O_i)^2}{x}}, \qquad (9)$$

donde Y_i es el i-*ésimo* valor predicho por la función de ajuste, O_i es el i-*ésimo* valor observado y x el número total de casos.

3. RESULTADOS

En esta sección se analiza el comportamiento a fatiga de las conexiones del dique flotante, para unas condiciones de oleaje operacional irregular caracterizadas por H_s = 0.25 m, T_p = 3 s y θ = 22.50º. Dado que las conexiones intermedias del dique generalmente soportan mayores cargas [23], únicamente se muestran los resultados correspondientes a una conexión representativa como C_3.

3.1. Rainflow

A cada una de las series temporales de tensión $\sigma(t)$ calculadas en la conexión (Figura. 4 debajo), se le aplica el método de conteo *rainflow* con objeto de encontrar el número de ciclos n_i producidos para los diferentes rangos de tensión $\Delta\sigma_i$ contenidos en la serie temporal.

La Figura. 5 muestra un ejemplo del espectro de tensiones que se obtiene tras aplicar el algoritmo. La mayor parte de los ciclos contados oscila en torno a una tensión media σ_{med} = 0. No se ha considerado el efecto de la tensión media debida al pretensado de los cables en el cálculo a fatiga. Los valores de conteo más altos ($n_i \geq 50$) se focalizan en torno a rangos de tensión $0 \leq \Delta\sigma \leq$ 20 MPa, mientras que los valores de conteo más bajos aparecen para valores extremos de $\Delta\sigma$ y σ_{med}.

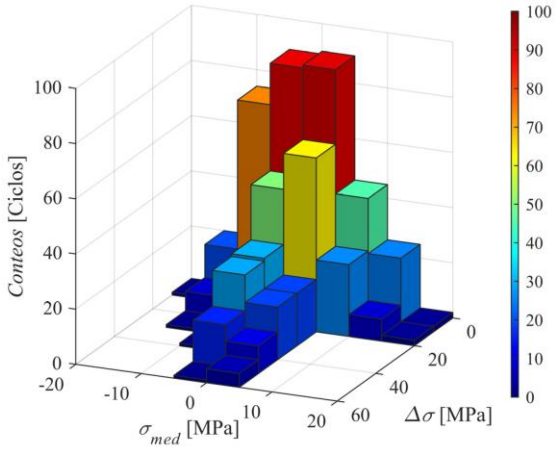


Figura. 5. Espectro de tensiones contados por el algoritmo rainflow en la conexión C_3 (semilla 10).

Los rangos de tensión $\Delta\sigma_i$ obtenidos con el método *rainflow* se muestran en la curva S-N del material (Figura. 6). Puede observarse que estos se producen en un rango de ciclos comprendidos entre $10^7 \leq N_i \leq 10^{14}$.

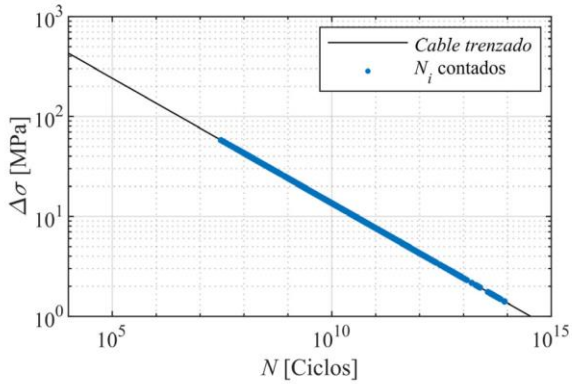


Figura. 6. Curva S-N de resistencia a fatiga con los ciclos N_i contados en la conexión C_3 (semilla 10). Basado en [22].

3.2. Daño por fatiga

El daño acumulado a fatiga se estima mediante la regla de Palgrem-Miner (Eq(6)). Para las condiciones de oleaje mencionadas, el daño acumulado oscila en el rango $0.5 \cdot 10^{-6} \leq D \leq 2.5 \cdot 10^{-6}$. Esto significa que este estado de mar debería repetirse alrededor de 400.000 veces para alcanzar el límite de daño acumulado (D = 1). La Figura. 7 muestra el histograma del número de Miner en la conexión C_3 obtenido con las 20 semillas de oleaje. El valor medio obtenido es $\overline{D} = 1.13 \cdot 10^{-6}$.

Complementariamente, seis funciones de densidad de probabilidad (PDF) han sido ajustadas al histograma de daño acumulado. La bondad del ajuste se ha evaluado mediante el error NRMSE. Los mejores ajustes se han

encontrado para las funciones Log-normal o *GEV*, donde el error oscila alrededor de NRMSE ≈ 12%. El valor medio del número de Miner obtenido la distribución Log-normal es $\overline{D} = 1.15 \cdot 10^{-6}$, con una desviación típica de $7.53 \cdot 10^{-7}$.

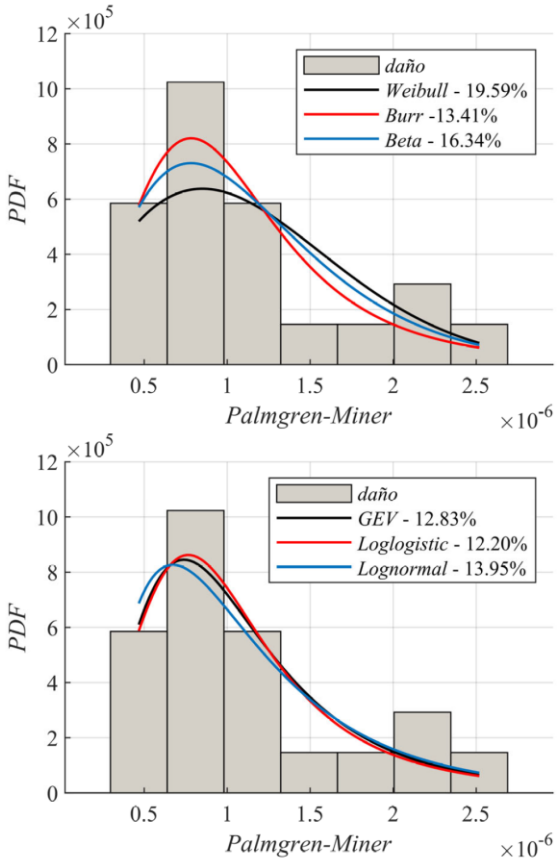


Figura. 7. Funciones de densidad de probabilidad ajustadas al número de Palmgren-Miner obtenido con las 20 semillas.

4. CONCLUSIONES

El modelo numérico de dique flotante presentado se ha simulado en el dominio del tiempo utilizando el método BEM, bajo condiciones de oleaje irregular de $H_s = 0.25$ m, $T_p = 3$ s y $\theta = 22.50^o$ y para una duración de 30 min. Las series temporales de fuerza axial obtenidas en los cables que componen una de las conexiones intermedias (C_3), han sido tratadas para el análisis del daño acumulado mediante la regla de Palmgren-Miner y el método de conteo de ciclos *rainflow*, asumiendo un comportamiento a fatiga del material fijado por las recomendaciones DNV [22]. Las conclusiones alcanzadas son:

- Los niveles de tensión media σ_{med} de las series temporales no son significativos (-20 MPa $\leq \sigma_{med} \leq$ 20 MPa).
- Se han encontrado rangos de tensión $\Delta\sigma$ máximos de hasta 60 MPa.
- Las condiciones de oleaje simuladas producen un índice de daño acumulado D en los cables de acero trenzado que se encuentra en un orden de magnitud de 10^{-6} en las 20 repeticiones.
- Se requiere repetir más de 400.000 veces las condiciones de oleaje para producir el agotamiento por fatiga.
- Las mejores funciones de ajuste que se encuentran son Log-logística y GEV con NRMSE de 12.20 y 12.83%, respectivamente.

REFERENCIAS

[1] B. L. McCartney, “Floating breakwater design,” *J. Waterw. Port, Coast. Ocean Eng.*, vol. I, no. 2, pp. 304–318, 1985.

[2] E. P. Richey, “Floating Bieakwater Field Experience, West Coast,” 1982.

[3] I. Diamantoulaki and D. C. Angelides, “Risk-based maintenance scheduling using monitoring data for moored floating breakwaters,” *Struct. Saf.*, vol. 41, pp. 107–118, 2013, doi: 10.1016/j.strusafe.2012.10.007.

[4] J. Maljaars and T. Misiek, “Fatigue resistance of steel ropes : failure criterion,” vol. 14, no. 3, 2021, doi: 10.1002/stco.202000058.

[5] D. G. Silva, J. T. Lockwood, W. Liang, and T. H. Topper, “Mean stress effect in stress-life for hard steels,” *Int. J. Fatigue*, vol. 146, no. September 2020, p. 106101, 2021, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2020.106101.

[6] A. Milone, R. Landolfo, and F. Berto, “Methodologies for the fatigue assessment of corroded wire ropes : A state-of-the-art review,” *Structures*, vol. 37, no. January, pp. 787–794, 2022, doi: 10.1016/j.istruc.2022.01.044.

[7] J. Slavič, M. Mršnik, M. Česnik, J. Javh, and M. Boltežar, “Chapter 1 - Structural dynamics,” in *Vibration Fatigue by Spectral Methods*, J. Slavič, M. Mršnik, M. Česnik, J. Javh, and M. Boltežar, Eds. Elsevier, 2021, pp. 3–49.

[8] A. G. Palmgren, “Die Lebensdauer von KugellagernZeitschrift des,” *Vereines Dtsch. Ingenieure*, vol. 68, no. 14, pp. 339–341, 1924.

[9] M. A. Miner, “Cumulative Damage in Fatigue,” *J. Appl. Mech.*, vol. 12, no. 3, pp. A159–A164, 2021, doi: 10.1115/1.4009458.

[10] C. Sinsabvarodom, B. J. Leira, W. Chai, and A. Næss, “Short-term extreme mooring loads prediction and fatigue damage evaluation for station-keeping trials in ice,” *Ocean Eng.*, vol. 242, no. November, p. 109930, 2021, doi: 10.1016/j.oceaneng.2021.109930.

[11] M. Matsuichi and T. Endo, “Fatigue of metals subjected to varying stress,” 1968.

[12] “S.F. Marina.” [Online]. Available: https://sfmarina.com/. [Accessed: 13-Dec-2022].

[13] J. Ferreras, E. Peña, A. López, and F. López, “Structural performance of a floating breakwater for different mooring line typologies,” *J.*

Waterw. Port, Coast. Ocean Eng., vol. 140, no. 3, pp. 1–11, 2014, doi: 10.1061/(ASCE)WW.1943-5460.0000240.

[14] A. J. Cebada-Relea, M. López, and M. Aenlle, "Time-domain numerical modelling of the connector forces in a modular pontoon floating breakwater under regular and irregular oblique waves," *Ocean Eng.*, vol. 243, p. 110263, 2022, doi: 10.1016/j.oceaneng.2021.110263.

[15] H. Zhang, B. Zhou, C. Vogel, R. Willden, J. Zang, and J. Geng, "Hydrodynamic performance of a dual-floater hybrid system combining a floating breakwater and an oscillating-buoy type wave energy converter," *Appl. Energy*, vol. 259, p. 114212, 2020, doi: https://doi.org/10.1016/j.apenergy.2019.114212.

[16] Z. Liu and Y. Wang, "Numerical investigations and optimizations of typical submerged box-type floating breakwaters using SPH," *Ocean Eng.*, vol. 209, p. 107475, 2020, doi: https://doi.org/10.1016/j.oceaneng.2020.107475.

[17] I. Diamantoulaki and D. C. Angelides, "Analysis of performance of hinged floating breakwaters," *Eng. Struct.*, vol. 32, no. 8, pp. 2407–2423, 2010, doi: 10.1016/j.engstruct.2010.04.015.

[18] S. Samaei, F. Azarsina, and M. Ghahferokhi, "Numerical Simulation of Floating Pontoon Breakwater with ANSYS AQWA Software and Validation of the Results with Laboratory Data," *Bull. la Société R. des Sci. Liège*, vol. 85, pp. 1487–1499, 2016.

[19] J. R. Morison, J. W. Johnson, and S. A. Schaaf, "The Force Exerted by Surface Waves on Piles," *J. Pet. Technol.*, vol. 2, no. 05, pp. 149–154, 1950, doi: 10.2118/950149-g.

[20] DNV GL, *DNVGL-CG-0130: Wave loads*, no. January. 2018.

[21] W. J. Pierson Jr and L. Moskowitz, "A proposed spectral form for fully developed wind seas based on the similarity theory of SA Kitaigorodskii," *J. Geophys. Res.*, vol. 69, no. 24, pp. 5181–5190, 1964.

[22] D. N. V. G. L. As, "Position mooring," no. July, 2015.

[23] A. J. Cebada Relea, M. López Gallego, R. Claus Gómez, and F. Soto Pérez, "Numerical Investigation Of Floating Breakwaters Using Time Domain Boundary Element Method," no. June, pp. 4383–4393, 2022, doi: 10.3850/iahr-39wc252171192022379.

NUEVO ELEMENTO FINITO PARA SINGULARIDADES LOGARÍTMICAS DE TENSIÓN EN GRIETAS DE INTERFASE TIPO WINKLER EN MODO III

A. Vázquez, V. Mantič, M. Muñoz-Reja, L. Távara*

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 objetivo de este trabajo es aumentar la precisión de las soluciones obtenidas usando el método de los elementos finitos (MEF) para grietas de interfases débiles (tipo muelle) entre adherentes elásticos lineales. Este modelo de fractura de interfases se denomina Modelo de Interfase Elástico Lineal Frágil (LEBIM por sus siglas en inglés), y puede utilizarse, para analizar la fractura de uniones adhesivas que incluyen una capa fina de adhesivo. Para ello, se propone un elemento finito singular especial triangular de 5 nodos. Las funciones de forma singular desarrolladas reproducen el comportamiento de una solución asintótica analítica desarrollada previamente en dirección radial. Estos elementos especiales se implementan en un código MEF escrito en Matlab. El nuevo elemento permite modelar grietas de interfase sin necesidad de utilizar mallas excesivamente refinadas, que es una de las desventajas actuales del LEBIM cuando se consideran interfases muy rígidas. Los resultados numéricos con mallas uniformes muestran que el nuevo elemento proporciona resultados significativamente más precisos que cuando se usan solamente elementos estándar, especialmente para mallas relativamente gruesas.

PALABRAS CLAVE: Modelo de Interfase Elástica-Lineal Frágil (LEBIM), muelle, interfase, elemento singular, MEF

ABSTRACT

The aim of this research is to increase the accuracy of Finite Element Method (FEM) solutions for cracks propagating in spring-type interfaces between linear elastic adherents. This computational model is sometimes called Linear Elastic Brittle Interface Model (LEBIM) and it can be used to analyse the fracture behaviour of adhesive joints. Thus, a special 5-node triangular crack-tip finite element is proposed. The developed special singular shape functions reproduce the radial behaviour of a previously developed analytical asymptotic solution. These special elements are implemented in a FEM code written in Matlab. The new element allows to model interface cracks without the need of using excessively refined FEM meshes, which is one of the current disadvantages in the use of LEBIM when very stiff interfaces are considered. Numerical results using uniform meshes show that the use of the new singular element provides significantly more accurate results than those obtained using the standard elements, especially for relatively coarse meshes.

KEYWORDS: Linear Elastic Brittle Interface Model (LEBIM), spring, interface, singular element, FEM

1. INTRODUCCIÓN

La solución de la ecuación de Laplace se utiliza para diferentes tipos de problemas físicos tales como: transferencia de calor, electrostática, conducción eléctrica, magnetostática, etc. [1]. En el presente trabajo, la solución de dicha ecuación se utiliza para describir el comportamiento mecánico de una grieta en modo III puro (conocido en mecánica de la fractura como problema antiplano) entre materiales elásticos lineales. La figura 1 muestra las condiciones de contorno para una grieta de interfase bajo las condiciones antes mencionadas.

Una forma de modelar las grietas que se propagan a lo largo de una interfase débil (que puede representar, por ejemplo, una capa adhesiva) es mediante el Modelo de Interfase Elástico Lineal Frágil (LEBIM por sus siglas en inglés) [2, 3, 4, 5]. En este modelo la interfase se modela como una distribución continua de muelles con una ley elástica lineal frágil que relaciona el desplazamiento relativo (separación de materiales en el modo I) y los componentes del vector tensión [6]. En cualquier caso, el crecimiento de la grieta en LEBIM necesita un cálculo preciso de la Tasa de Liberación de Energía (ERR por sus siglas en inglés), que depende de los valores del vector tracción y de los desplazamientos relativos en el vértice de la grieta [6]. Por ello, se requieren mallas muy finas cuando se utiliza una aproximación numérica, especialmente para interfases muy rígidas [7, 8, 9]. El LEBIM puede considerarse como un caso límite del conocido Modelo de Zona Cohesiva (CZM por sus siglas en inglés) [5, 10, 11, 12, 13, 14]. En el pasado, hubo numerosos intentos para encontrar la serie asintótica de soluciones singulares en las proximidades del vértice de la grieta en modelos de mecánica de fractura no clásicos como el LEBIM [4, 15, 16]. Recientemente se introdujo una solu-

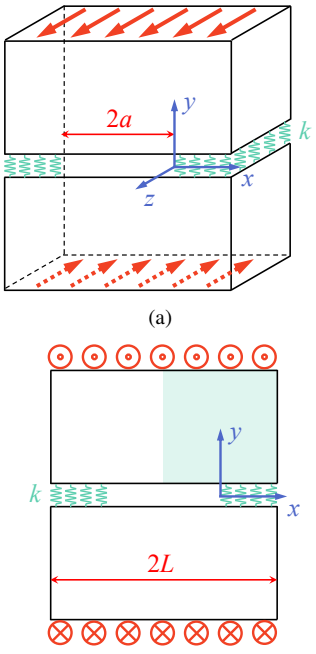


Figura 1: Condiciones de contorno asociadas a un problema de grieta de interfase modelizado en modo de fractura III puro, es decir, problema antiplano, (a) vista 3D y (b) vista 2D. La parte sombreada representa el subdominio que puede modelizarse una vez aplicadas las condiciones de simetría.

ción general para este tipo de interfases en [17], y luego se particularizó para una grieta trabajando en Modo III en [18].

El objetivo principal de este trabajo es maximizar la precisión de las soluciones numéricas, especialmente en la predicción de la propagación de grietas que aparecen en diversos materiales y sus uniones, y minimizar los recursos computacionales utilizados, evitando la necesidad de un refinamiento excesivo de la discretización de sólidos, que a menudo es necesario para lograr la convergencia de la solución numérica en la actualidad. Los elementos especiales desarrollados (basados en la solución asintótica de [18]) implementados en un código MEF permitirán la discretización de sólidos con grietas sin necesidad de mallas refinadas, que es uno de los problemas actuales en el uso de LEBIM y CZMs y que suelen conllevar problemas de convergencia numérica de la solución.

2. ELEMENTO ESPECIAL PARA SINGULARIDAD LOGARÍTMICA DE TENSIÓN

Tomando como base la forma de la solución local, se desarrolla un elemento finito capaz de reproducir ese comportamiento. Así, en primer lugar se describen las funciones de forma 1-D y, a continuación, se presentan las funciones de forma 2-D.

2.1. *Funciones de forma 1D*

Para deducir el conjunto de funciones de forma de un elemento 1D, con nodos en $r_1 = 0$, $r_2 = 0.5$ y $r_3 = 1$, se consideran las siguientes funciones base definidas en el intervalo $[0, 1]$:

$$\widetilde{N}_1(r) = 1; \quad \widetilde{N}_2(r) = r; \quad \widetilde{N}_3(r) = r\ln(r) \tag{1}$$

A continuación, las nuevas funciones de forma del elemento 1D se obtienen mediante una combinación lineal de las funciones de base:

$$N_i(r) = C_{ij}\widetilde{N}_j(r), \tag{2}$$

imponiendo la conocida propiedad de interpolación de Lagrange

$$N_i(r_j) = \delta_{ij}, \tag{3}$$

donde δ_{ij} es el delta de Kronecker. Resolviendo el sistema de ecuaciones, se obtiene el siguiente conjunto de funciones:

$$N_1(r) = 1 - r - \frac{r\ln(r)}{\ln\left(\frac{1}{2}\right)}, \tag{4}$$

$$N_2(r) = \frac{2r\ln(r)}{\ln\left(\frac{1}{2}\right)}, \tag{5}$$

$$N_3(r) = r - \frac{r\ln(r)}{\ln\left(\frac{1}{2}\right)}. \tag{6}$$

2.2. *Funciones de forma 2D*

Una vez obtenidas las funciones de forma en el espacio unidimensional, es necesario adaptarlas a un espacio de referencia bidimensional ξ - η. Para ello se genera un elemento de referencia con 6 nodos que incluye un comportamiento lineal en η y con funciones de forma específicas adaptadas a ξ, sustituyendo r por ξ en las Ecs. (4-6).

Una vez obtenida la evolución de cada función de forma en el eje ξ, se pueden adaptar a un espacio bidimensional incluyendo una evolución lineal de dos nodos en el eje η, como se observa en las siguientes funciones de forma:

$$N_1(\xi,\eta) = (1-\eta)\left(1 - \xi - \xi\frac{\ln(\xi)}{\ln\left(\frac{1}{2}\right)}\right) \tag{7}$$

$$N_2(\xi,\eta) = (1-\eta)\left(\xi - \xi\frac{\ln(\xi)}{\ln\left(\frac{1}{2}\right)}\right) \tag{8}$$

$$N_3(\xi,\eta) = \eta\left(\xi - \xi\frac{\ln(\xi)}{\ln\left(\frac{1}{2}\right)}\right) \tag{9}$$

$$N_4(\xi,\eta) = \eta\left(1 - \xi - \xi\frac{\ln(\xi)}{\ln\left(\frac{1}{2}\right)}\right) \tag{10}$$

$$N_5(\xi,\eta) = (1-\eta)\left(2\xi\frac{\ln(\xi)}{\ln(\frac{1}{2})}\right) \tag{11}$$

$$N_6(\xi,\eta) = \eta\left(2\xi\frac{\ln(\xi)}{\ln(\frac{1}{2})}\right) \tag{12}$$

tomando ξ y η valores entre [0,1].

Funciones de forma singulares:

Finalmente partiendo de las funciones de forma definidas para el espacio $\xi - \eta$ y basándose en [19], el elemento singular cuadrilátero se colapsa en un elemento triangular donde todos los nodos del lado con $\xi = 0$ se colapsan en un nodo solamente.

3. RESULTADOS NUMÉRICOS Y ESTUDIO DE CONVERGENCIA

3.1. Definición de la malla y el problema analizado

La Fig. 2 muestra el problema de referencia que se utilizará para analizar el comportamiento del elemento singular presentado en este trabajo. En esta configuración se aplican condiciones de contorno tipo Neumann con $\sigma_{yz} = 1$ en el borde superior, condiciones de contorno tipo Robin (muelle) en la mitad derecha del borde inferior y los bordes restantes son bordes libres de tensión. Además, para simplificar el problema se ha utilizado condiciones de simetría en el plano que corta el sólido por el centro de la grieta.

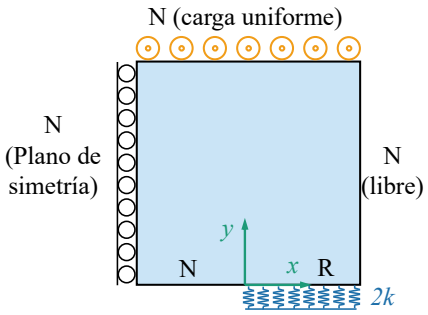


Figura 2: Condiciones de contorno del problema analizado.

Se emplea un refinamiento tipo h de mallas uniformes para analizar el comportamiento de convergencia del nuevo elemento triangular singular para modelar grietas que se propagan a lo largo de interfases de muelles. Se utilizan elementos triangulares lineales estándar en todo el dominio, excepto en la proximidad del vértice de la grieta, donde se utilizan los elementos singulares. A efectos comparativos, también se emplean las mismas mallas utilizando únicamente elementos triangulares lineales estándar en todo el dominio, incluida la vecindad de la punta de la grieta. Para estos estudios, se utilizarán mallas cuadradas compuestas de elementos triangulares.

Los resultados se obtienen mediante una implementación del MEF en el software Matlab. Se evaluarán los resultados obtenidos con diferentes números de elementos de la malla que se muestran en la Fig. 3.

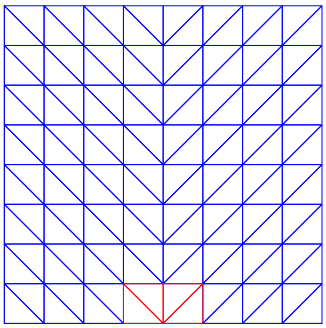


Figura 3: Malla estudiada para N=4.

El número total de elementos se asocia a la variable N que corresponde al número de elementos a lo largo del borde inferior con condiciones de contorno Robin (la mitad derecha). Entonces, N también se puede definir como:

$$N = \frac{a}{h} \tag{13}$$

donde a es la zona libre de tensiones (normalmente asociada a la semi-longitud de la grieta) y h la longitud característica de un elemento.

3.2. Resultados numéricos

Se probaron diferentes valores de rigidez de la interfase variando el valor de δ, manteniendo constante la geometría modelada.

$$\delta = \frac{2kL_{ch}}{\mu} = \frac{4ka}{\mu} \tag{14}$$

donde k es la rigidez del muelle (en el problema completo), L_{ch} es una longitud característica del problema (aquí se utilizó la longitud de grieta $2a$) y μ es el módulo de cizalladura. Los valores δ analizados son 0.1, 1, 10, 100 y 1000.

La Fig. 4 muestra el campo de desplazamiento obtenido a lo largo del borde inferior para la malla analizada y para dos valores de δ. Es interesante ver que la solución tiende a la solución de interfase perfecta cuando la rigidez de la interfase crece.

También se analiza la mejora obtenida cuando se utilizan elementos singulares. Dado que no se tiene una solución analítica de este problema, se ha calculado el error tomando como referencia los resultados obtenidos con la malla

más fina (es decir el mayor número de elementos en el borde Robin) que en este caso es $N = 512$. Los resultados muestran que la mejora obtenida cuando se utilizan elementos singulares es relevante. El error relativo en el vértice de la grieta se define como:

$$e_{rel} = \frac{\tau_{tip}(N) - \tau_{tip}(N_{max})}{\tau_{tip}(N_{max})} \tag{15}$$

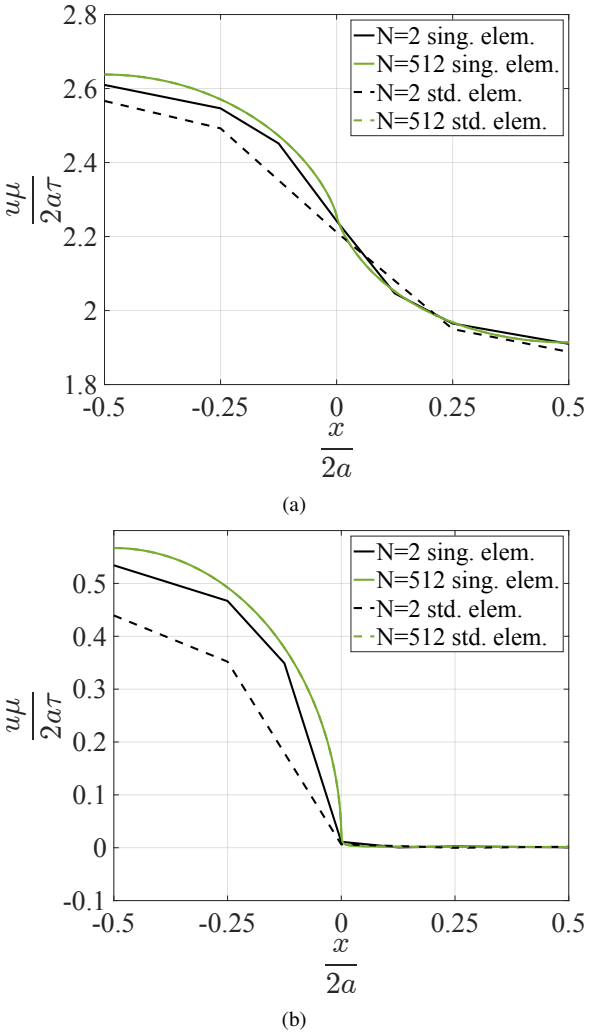


Figura 4: Soluciones en desplazamiento obtenidas para (a) $\delta = 1$ y (b) $\delta = 1000$

En la Fig. 5, se presenta la variación del error respecto al aumento del número de elementos, N, en el vértice de la grieta para $\delta = 0.1$, 10 y 1000. Los resultados muestran que cuando la rigidez de la interfaz es pequeña ($\delta = 0.1$), el error relativo es similar para ambos tipos de elementos analizados, estándar y singular. Las principales diferencias se producen para los valores más pequeños de N. Por otra parte, cuando la rigidez de la interfaz es mayor ($\delta \geq 10$), el error relativo entre las distintas configuraciones se hace más evidente. Además, las principales diferencias se producen para los valores más altos de N e interfases rígidas ($\delta = 1000$). También es interesante observar que los errores obtenidos al utilizar elementos singulares son siempre menores que los obtenidos utilizando únicamente elementos estándar.

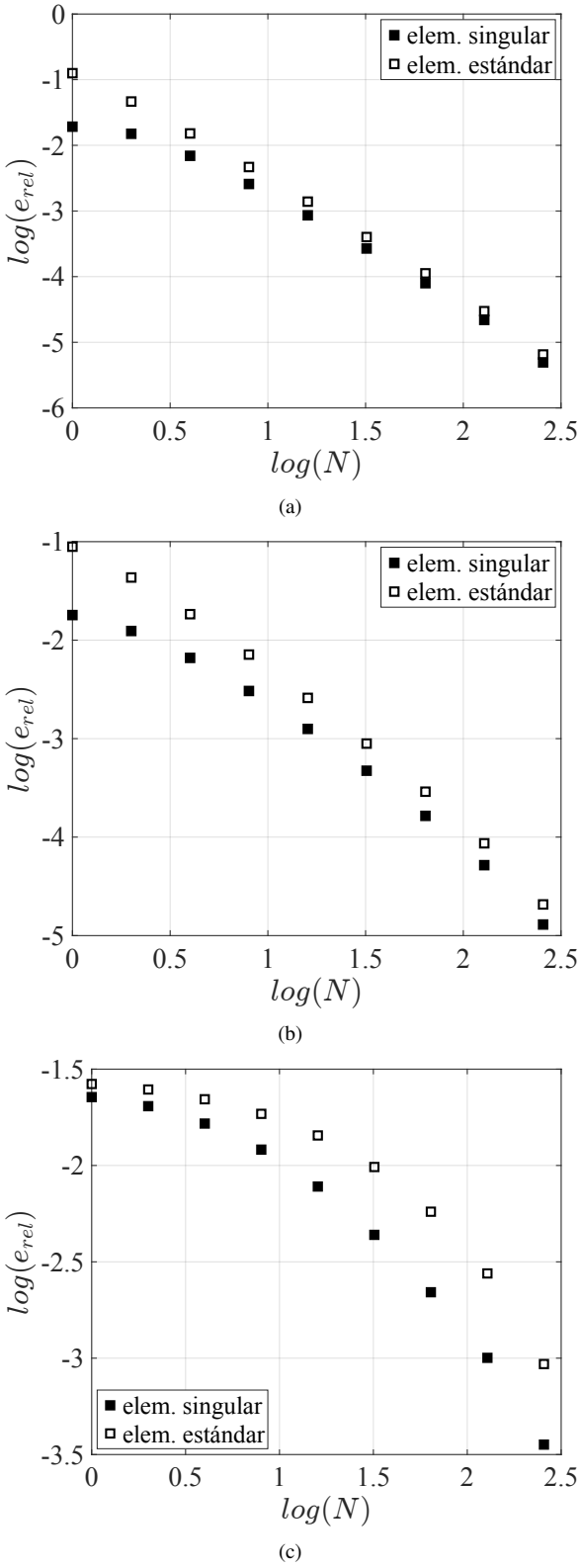


Figura 5: Variación del error relativo con respecto al aumento del número de elementos en el vértice de la grieta para (a) $\delta = 0.1$, (b) $\delta = 10$ y (c) $\delta = 1000$.

4. CONCLUSIONES

En el presente trabajo se ha desarrollado un nuevo elemento finito. Este elemento es capaz de mejorar la precisión de las soluciones MEF para grietas que crecen a lo largo de interfases tipo Winkler (resorte) entre adherentes elásticos lineales.

Las funciones de forma propuestas se basan en la solución elástica asintótica de tensiones con singularidad logarítmica en las proximidades del vértice de la grieta de interfase tipo muelle trabajando en modo III de fractura. Además, el nuevo elemento puede aplicarse a cualquier otro problema físico regido por la ecuación de Laplace. El elemento reproduce el comportamiento radial de la solución asintótica, es triangular y está formado por 5 nodos.

El elemento se implementa en un código MEF escrito en Matlab. Los resultados numéricos obtenidos muestran que el nuevo elemento permite modelar grietas de interfase sin necesidad de utilizar mallas de elementos finitos excesivamente refinadas, incluso para interfaces bastante rígidas. Un análisis de refinamiento tipo h, utilizando mallas uniformes, mostró que el nuevo elemento singular proporciona resultados más precisos que los elementos finitos estándar, especialmente cuando se utilizan mallas gruesas. El uso del elemento propuesto permitirá minimizar los recursos computacionales al modelar grietas de interfase relativamente rígidas.

AGRADECIMIENTOS

Este estudio ha contado con el apoyo del Ministerio de Ciencia e Innovación de España y del Fondo Europeo de Desarrollo Regional (Proyectos PGC2018-099197-B-I00 y PID2021-123325OB-I00) y de la Junta de Andalucía y el Fondo Social Europeo (Proyecto P18-FR-1928).

REFERENCIAS

[1] F. París and J. Cañas. *Boundary Element Method, Fundamentals and Applications*. Oxford University Press: Oxford, 1997.

[2] L. Prandtl. A thought model for the fracture of brittle solids. *Zeitschrift für Physikr Angenwandte Mathematik und Mechanik*, 13(2):129–133, 1933.

[3] V.M. Entov and RL. Salganik. On the Prandtl brittle fracture model. *Mechanics of Solids*, 3:79–89, 1968. (translated from Russian).

[4] S. Lenci. Analysis of a crack at a weak interface. *International Journal of Fracture*, 108(3):275–290, 2001.

[5] P. Cornetti, V. Mantič, and A. Carpinteri. Finite Fracture Mechanics at elastic interfaces. *International Journal of Solids and Structures*, 49:1022–1032, 2012.

[6] V. Mantič, L. Távara, A. Blázquez, 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. *International Journal of Fracture*, 195:15–38, 2015.

[7] L Távara, V Mantic, E Graciani, J Cañas, and F París. Analysis of a crack in a thin adhesive layer between orthotropic materials: an application to composite interlaminar fracture toughness test. *Computer Modeling in Engineering & Sciences(CMES)*, 58(3):247–270, 2010.

[8] M. Muñoz Reja, L. Távara, V. Mantič, and 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.

[9] M Muñoz-Reja, L Távara, and Vladislav Mantič. Convergence of the BEM solution applied to the CCFFM for LEBIM. In *Key Engineering Materials*, volume 774, pages 355–360. Trans Tech Publ, 2018.

[10] M. Bialas and Z. Mróz. Modelling of progressive interface failure under combined normal compression and shear stress. *International Journal of Solids and Structures*, 42(15):4436–4467, 2005.

[11] N. Valoroso and L. Champaney. A damage-mechanics-based approach for modelling decohesion in adhesively bonded assemblies. *Engineering Fracture Mechanics*, 73(18):2774–2801, 2006.

[12] M.E. Jiménez, J. Cañas, V. Mantič, and J.E. Ortiz. Numerical and experimental study of the interlaminar fracture test of composite-composite adhesively bonded joints. (in Spanish). *Materiales Compuestos 07, Asociación Española de Materiales Compuestos, Universidad de Valladolid*, pages 499–506, 2007.

[13] P. Cornetti, A. Sapora, and A. Carpinteri. Short cracks and V-notches: Finite Fracture Mechanics vs. Cohesive Crack Model. *Engineering Fracture Mechanics*, 168:2–12, 2016.

[14] R. Dimitri, P. Cornetti, V. Mantič, M. Trullo, and L. De Lorenzis. Mode-I debonding of a double cantilever beam: A comparison between cohesive crack modeling and finite fracture mechanics. *International Journal of Solids and Structures*, 124:57 – 72, 2017.

[15] F. Erdogan. *Fracture mechanics of interfaces, In: Damage and Failure of Interfaces*. Balkema Publishers: Rotterdam, 1997.

[16] G. Mishuris. Interface crack and nonideal interface concept (mode III). *International Journal of Fracture*, 107:279–296, 2001.

[17] S. Jiménez-Alfaro, V.r Villalba, and V. Mantič. Singular elastic solutions in corners with spring boun-

dary conditions under anti-plane shear. *International Journal of Fracture*, 223(1):197–220, 2020.

[18] S. Jiménez-Alfaro and V. Mantič. FEM benchmark problems for cracks with spring boundary conditions under antiplane shear loadings. *Aerotecnica Missili & Spazio*, 99:309–319, 2020.

[19] R.S. Barsoum. On the use of isoparametric finite elements in linear fracture mechanics. *International journal for numerical methods in engineering*, 10(1):25–37, 1976.

PREDICCIÓN DE DELAMINACIONES MÚLTIPLES EN EL ENSAYO ILTS A TRAVÉS DE LA IMPLEMENTACIÓN DEL PMTE-SC EN ABAQUS

J. L. Guzmán, M. Muñoz-Reja*, L. Távara, 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: mmunozreja@us.es

RESUMEN

En el presente trabajo se modela el ensayo de resistencia a tracción interlaminar (ILTS por sus siglas en inglés) utilizando una formulación general del Criterio Acoplado de la Mecánica de la Fractura Finita aplicado al Modelo de Interfase Elástica Lineal Frágil (CCFFM+LEBIM). Esta formulación esta basada en el Principio de Energía Total Mínima bajo una Condición de Tensión (PMTE-SC) y esta implementada mediante un script de Python que llama al código comercial FEM Abaqus®. El PMTE-SC minimiza el funcional de la energía total (energía potencial más energía disipada), empleando un procedimiento de pasos de carga, en la posible región de fallo dada por el criterio tensional de todas las posibles configuraciones de grietas. Una ventaja de PMTE-SC es que la Energía Total es convexa cuando se separa el campo de desplazamientos y la variable daño, permitiendo resolver este problema mediante un esquema adecuado de minimización. Los ensayos ILTS utilizan probetas en forma curva de L hechas de material compuesto, donde el laminado puede tener diferentes secuencias de apilado. En los ensayos experimentales, se produce una delaminación casi instantánea en las interfases, por lo que no es trivial determinar las zonas en las que se inicia la delaminación. Dadas sus caracteristicas, el PMTE-SC permite analizar el inicio y propagación de las delaminaciones.

PALABRAS CLAVE: Modelo de Interfase Elástica-Lineal Frágil (LEBIM), Criterio Acoplado de la Mecánica de la Fractura Finita (CCFFM), resistencia a tracción interlaminar (ILTS), ABAQUS

ABSTRACT

In the present research, an Inter-Laminar Tensile Strength (ILTS) test is modelled using a general formulation of the Coupled Criterion of Finite Fracture Mechanics applied to the Lineal Elastic Brittle Interface Model (CCFFM + LEBIM). The formulation is based on the Principle of Minimum Total Energy subjected to a Stress Condition (PMTE-SC) and implemented by means of a Python script that calls the commercial FEM code Abaqus®. The PMTE-SC includes a load-stepping procedure and minimizes the Total Energy functional (the sum of the Potential and Dissipated Energies) in the feasible failure regions given by the stress criterion. An advantage of PMTE-SC is that the Total Energy is convex when the displacements and the damage variable are taken separately. This feature allows solving the problem using a staggered scheme which is also referred to as Alternating Minimization Algorithms (AMA). The Inter-Laminar Tensile Strength (ILTS) test uses L-shaped composite coupons where the laminate may have different lay-up configurations. Experimental results show that almost instantaneous delaminations occur along the interfaces, so it is not trivial to determine the zones at which failure initiates. Due to the PMTE-SC nature, it allows to analyze the delaminations onset and propogation.

KEYWORDS: Linear Elastic Brittle Interface Model (LEBIM), Coupled Criterion of Finite Fracture Mechanics (CCFFM), Inter-Laminar Tensile Strength (ILTS), ABAQUS

1. INTRODUCCIÓN

Actualmente la predicción del inicio y la propagación del daño en materiales frágiles sigue siendo un tema de interés debido a que la Mecánica de la Fractura Elástica Lineal (LEFM por sus siglas en inglés) sólo puede explicar la propagación de grietas suficientemente grandes [1, 2]. Por otro lado, los modelos no clásicos de la mecánica de la fractura, como por ejemplo, los modelos de zonas cohesivas, todavía mantienen algunos problemas computacionales para predecir el inicio o propagación del daño en algunos casos [3, 4]. Por esta razón, el Criterio Acoplado de la Mecánica de la Fractura Finita (CCFFM por su siglas en inglés) es una alternativa tanto a los métodos clásicos como a los actuales para predecir la fractura en materiales frágiles donde otros métodos tienes dificultades teóricas y prácticas.

La teoría del CCFFM se basa en la aparición del daño de forma instantánea (debido a la combinación de defectos o microfisuras del material) para un valor específico de carga. Por tanto, este criterio no asume que el crecimiento de grieta sea infinitesimal en todo momento, tal y como mantiene la hipótesis de Griffth, sino que permite predecir el inicio de la fractura como un segmento

finito de grieta en un instante determinado. El CCFFM fue presentado por primera vez por Leguillon [5], donde estableció que para que una grieta se inicie se deben satisfacer simultáneamente, el criterio tensional y el criterio energético. Estos criterios de fractura usualmente se utilizaban por separado en materiales frágiles y cuasi-frágiles, debido a que el primero se utiliza normalmente para predecir la fractura sin singularidades de tensión y el segundo se destina a estudiar la propagación del daño en presencia de grietas. Para respaldar la hipótesis de Leguillon sobre el CCFFM, los trabajos [5, 6, 7, 8, 9, 10], entre otros, han presentado evidencias experimentales acordes con este criterio.

Tradicionalmente, el CCFFM ha sido aplicado mediante la obtención de la Tasa de Liberación de Energía (ERR por su siglas en inglés), en la zonas donde el daño es viable, debido a que la variación de energía potencial producida cuando se forma una nueva superficie se puede obtener integrando la ERR en la misma superficie. Sin embargo, esto sólo es posible en casos donde se conozca a priori la trayectoria del daño o el criterio tensional puede trazar con fiabilidad esta trayectoria. En aquellos casos donde no es conocido el camino de la grieta o el criterio tensional predice más más de una posible grieta, la minimización de la energía potencial puede ser compleja. Por esta razón, Mantič [11] presentó una nueva propuesta basada en el Principio de Mínima Energía Total bajo a una Condición de Tensión (PMTE-SC por sus siglas en inglés). En esta propuesta, el criterio acoplado se expone mediante un procedimiento más general, donde el criterio energético se calcula a partir de la energía de deformación almacenada antes y después de la fractura finita.

El PMTE-SC ha demostrado ser una herramienta numérica bastante estable debido a su implementación computacional general que incluye un procedimiento de pasos de carga, que permite analizar en cada paso y de manera eficiente diferentes trayectorias de la grieta. Además, la energía total se puede formular como dos funciones convexas por separado en términos de los campos de desplazamiento y de daño, lo que permite aplicar algoritmos de optimización eficientes y estables para minimizar la energía total.

Los autores han desarrollado un algoritmo del PMTE-SC, basado en [11], utilizando el código comercial de elementos finitos (FEM por sus siglas en inglés) Abaqus® para predecir la aparición y propagación de grietas en interfases tipo Winkler (muelles). Las interfases son modeladas a través del Modelo de Interfase Elástica-Lineal Frágil (LEBIM por sus siglas en inglés) estudiadas en trabajos anteriores por los autores[12, 13, 14].

Este algoritmo ha resuelto problemas sencillos de una y dos grietas en interfases frágiles que se propagan en modo I [15]. En este trabajo se presenta un caso de múltiples interfases donde la fractura se produce en varias de estas a la vez y de forma casi instantánea.

2. PRESENTACIÓN DEL PMTE-SC

El PMTE-SC emplea un procedimiento de pasos de tiempo donde minimiza el funcional de la energía total, es decir, la suma de la energía potencial y la energía disipada en la región donde son posible todas las configuraciones del daño proporcionada por el criterio tensional, en cada paso de tiempo, tal y como se describe en [11]:

$$\min_{\Delta a \subset A_\sigma} \quad \Delta\Pi(\Delta a) + \Delta R(\Delta a), \tag{1}$$

donde $\Delta\Pi(\Delta a)$ es la energía potencial del sistema y $\Delta R(\Delta a)$ es la energía disipada en un avance del daño en la interfase Δa (nueva superficie de grieta en la interfase). $A_\sigma \subset \Gamma_\mathrm{C}$ es el conjunto de todos los puntos de interfase (Γ_C) donde se satisface el criterio (puntual) tensional definido como:

$$\sigma(x) \geq \sigma_\mathrm{c} \quad \forall\, x \in A_\sigma, \tag{2}$$

donde $\sigma(x)$ es la tensión en cada punto x de la interfase y σ_c la resistencia a tracción de las mismas. Cabe señalar, que esta forma de representar el criterio tensional es esquemática y que no recoge la posibilidad de una fractura en modo mixto. Sin embargo, para profundizar en las posibilidades de la formulación del criterio acoplado en interfases frágiles se puede consultar [16, 17, 15]. Además, es importante resaltar que el criterio tensional definido en (2) debe ser evaluado antes del avance de grieta y ofrece como el resultado el conjunto A_σ que representa todos los posibles daños Δa dentro de las interfases del modelo. La idea principal de esta formulación es que la nueva superficie de fractura sólo puede aparecer en aquellas regiones donde aparecen tensiones suficientemente altas antes de que ocurra el daño (es decir que cumplan el criterio tensional).

3. ENSAYO ILTS

El ensayo ILTS se usa para obtener la resistencia a flexión de una probeta con alta curvatura de un laminado de material compuesto de fibra continua. El ensayo se realiza con un utillaje de flexión a cuatro puntos que aplica una carga puramente flectora a la parte curva de la probeta. Para ello, esta máquina dispone de cuatro rodillos en contacto con la probeta que giran libremente. En la Figura 1 se muestra un esquema del ensayo.

La carga P que aplica la máquina tiene una relación no-lineal con el desplazamiento Δ de la mordaza superior. Esto se debe al efecto de la presencia de grandes desplazamientos durante el ensayo. Al llegar a la carga máxima se inicia el mecanismo de fallo que produce la(s) delaminación(es) que se refleja en una caída abrupta de la carga.

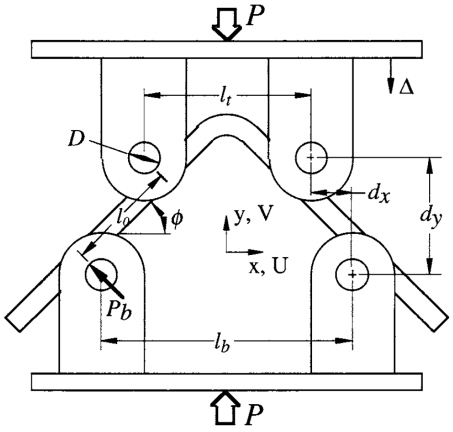


Figura 1: Esquema del ensayo [18]

En el caso de un laminado unidireccional (UD), el único mecanismo de fallo son las delaminaciones entre las láminas.

Dos de las normas más aceptadas que regulan la probeta, maquinaria, calibración, procedimiento, condiciones, validez e informes del ensayo son [18, 19]. En ellas se define cómo obtener propiedades de interés, como el momento por unidad de espesor de la probeta o la máxima tensión interlaminar o, en inglés, "Interlaminar Tensile Strengh" (ILTS), cuyas siglas le dan nombre al ensayo. En la literatura también se refiere a este ensayo como problema de "unfolding". En general, se puede asumir que los rodillos apoyan suficientemente lejos uno del otro, y también lejos de la zona curva, como para asumir que en la zona curva la solicitación es fundamentalmente una flexión pura.

4. DETALLES DEL MODELO FEM DEL ENSAYO ILTS

El modelo consta de 45000 elementos tipo CPE4 de Abaqus, este elemento tiene cuatro nodos e incluye la formulación de deformación plana. También, se asume la he hipótesis de pequeños desplazamientos, que es adecuada en este ensayo ya que se está modelando el inicio de la fractura para una malla lo suficientemente fina. Además, se aplica simetría y se simplifica la manera en la que se aplica la carga exterior: se omiten los rodillos y se usa un par aplicado en el extremo recto. Al no haber rodillos, el extremo recto se hace significativamente más corto, ver esquema en Figura 2.

Para este estudio se ha considerado una probeta de 16 láminas. Sin embargo, con el afán de poder describir adecuadamente la evolución del incremento de energía total en los primeros pasos del carga, y así estudiar la minimización realizada por el algoritmo, únicamente se han modelado con LEBIM dos interfases del ensayo; las que se observan en los ensayos reales que se delaminan en primer lugar.

En la Figura 2 se muestra un esquema del fallo de estas dos interfases. La primera grieta aparecerá con una longitud a_1 medida desde el plano de simetría, y a medida que el momento aplicado aumenta, aparece una grieta secundaria, a la altura del vértice de la primera grieta, posicionada entre a_2^- y a_2^+, con una longitud $a_2^+ - a_2^-$. La magnitud a_2^- mide la distancia entre el plano de simetría y el extremo más cercano de la grieta secundaría. Análogamente ocurre con el extremo lejano para la magnitud a_2^+.

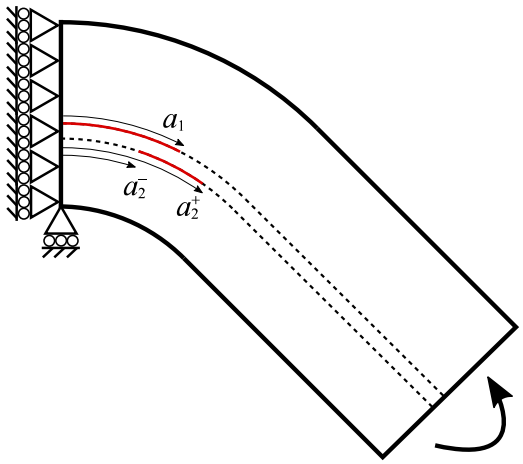


Figura 2: Esquema del modelo FEM del ensayo ILTS

5. RESULTADOS

Para analizar la capacidad de minimización del algoritmo utilizado para el PMTE-SC, se ha estudiado la energía de deformación almacenada en cada paso del ensayo (Π) más la energía disipada en cada posible fractura nueva de la interfase (ΔR). Hay que destacar que el código explora, en cada paso de carga, varias posible fracturas finitas que define el criterio tensional, y cuya energía de deformación inicial Π_0 es la misma para todas ellas. Por esta razón minimizar $\Pi + \Delta R$ es equivalente a minimizar $\Delta\Pi + \Delta R$.

En la Figura 3 se puede observar este balance energético para una posible longitud de grieta principal (a_1), medida en grados (º) desde el plano de simetría, a medida que el código avanza aumentando la carga en cada paso. Nótese que para $a_1 > 45°$ el vértice de la grieta se encontraría en la zona recta, y 1º sería equivalente a $\frac{R}{360}$ unidades de longitud, donde R representa la posición del radio de la interfase estudiada.

En la Figura 3, los puntos marcados con asteriscos son resultados obtenidos con el algoritmo, y las curvas punteadas son una interpolación de estos puntos. Se observan tres curvas que corresponden a diferentes cargas externas

aplicadas. En el escenario con la carga más pequeña, la curva azul, el balance energético para la posible grieta a_1, propuesta por el criterio tensional, es mayor que cero y el mínimo se produce para un tamaño de grieta $a_1 = 0°$, con lo que la fractura finita no se produce. Lo mismo ocurre para la segunda curva representada en amarillo donde la carga aplicada es mayor. Sin embargo, para la última curva representada en verde, el balance energético es menor que cero, ofreciendo en mínimo para un salto de grieta de 2º. Por tanto, en el siguiente paso de carga, estos elementos estarán dañados.

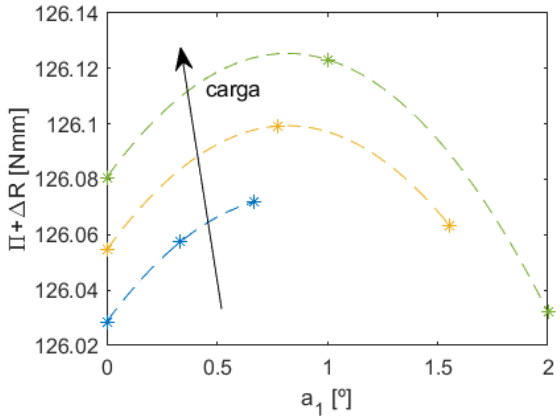


Figura 3: Iteraciones para encontrar el primer paso de carga con daño

Para entender la propagación del daño en las dos interfases del modelo se describe el crecimiento del daño y la energía del sistema en la Figura 4. Se representan dos magnitudes con respecto a la longitud de grieta principal. El eje de ordenadas a la izquierda representa la distancia a_2^+ y a_2^-, ambas en azul; mientras que el de la derecha muestra la energía total, la elástica más la disipada, en rojo.

A partir del primer fallo que se produce para $a_1 = 2°$, se observa que la grieta crece hasta los $a_1 \approx 14°$. En el siguiente punto, la grieta principal vuelve a crecer y además aparece una grieta secundaria cuyo crecimiento está asociado al aumento de la posición de su extremo derecho (a_2^+) y a la disminución de la posición de su extremo izquierdo (a_2^-). A partir de este punto, se observa que a_2^+ crece y a_2^- decrece, ambas de forma monótona, puesto que el daño es irreversible. Por otro lado, también se observa que una vez que se inicia el fallo, la energía total siempre disminuye. Esto se debe a la naturaleza del ensayo, puesto que el daño se propaga de forma inestable y la energía decrece rápidamente.

En la Figura 5 se muestra la evolución del daño en el modelo. En orden, las imágenes representadas son los tres primeros pasos de carga que presentan daño y el último que se representa en la Figura 4. La simulación finaliza cuando la carga a la que se produce el daño deja de dañar

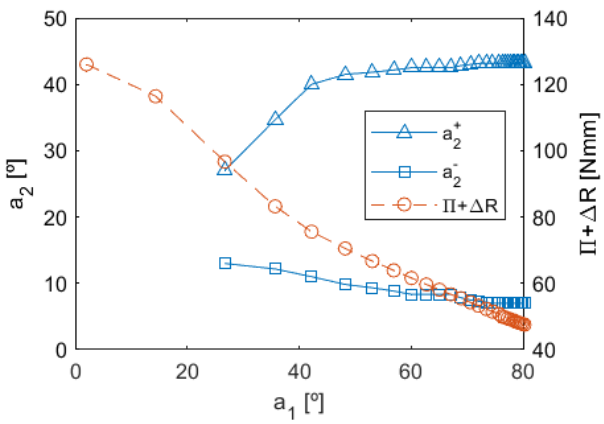


Figura 4: Longitud de grieta secundaria a_2 y energía de deformación Π más energía disipada ΔR respecto de la longitud de la grieta principal

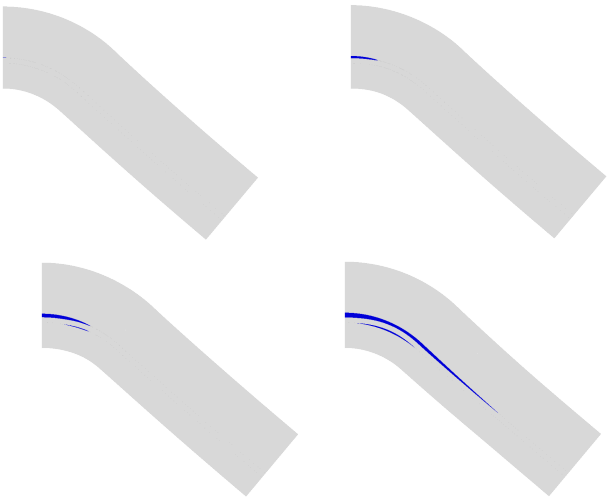


Figura 5: Evolución de la delaminación en interfases principal y secundaria

elementos al recalcular. Esto ocurre porque a medida que la delaminación principal se adentra en la zona recta es necesario aumentar la carga externa para que el daño siga propagándose. Por otro lado, se observa que los primeros avances finitos de las grietas son de mayor tamaño que las sucesivas. Por último, en la Figura 6 se muestra un detalle de la malla para el tercer paso de carga en el que se ha producido daño.

6. CONCLUSIONES

Se han presentado los resultados numéricos de delaminación del ensayo ILTS a través de un algoritmo computacional basado en el PMTE-SC aplicado a interfases LEBIM utilizando código comercial basado en FEM. Estos procedimientos abren nuevas posibilidades para estudiar

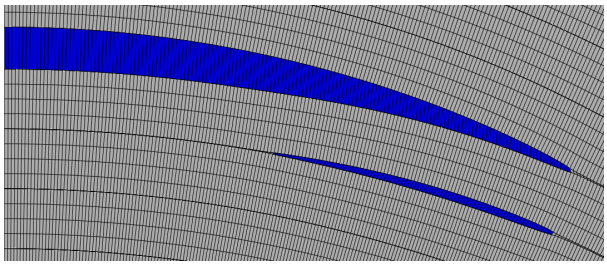


Figura 6: Detalle de la malla en la primera fractura finita de la grieta secundaria

el inicio y la propagación de grietas a lo largo de las interfases para problemas complejos cuya minimización de la energía puede resultar difícil. Además, este método predice una generación instantánea de grietas sin la necesidad de un crecimiento del fallo de forma infinitesimal ya que el PMTE-SC se enmarca dentro del CCFFM. Este algoritmo tiene la capacidad de permitir la aparición de varias grietas a la vez en un mismo problema como se ha mostrado en el ensayo estudiado.

AGRADECIMIENTOS

Este estudio ha contado con el apoyo del Ministerio de Ciencia e Innovación de España y del Fondo Europeo de Desarrollo Regional (Proyectos PGC2018-099197-B-I00 y PID2021-123325OB-I00) y de la Junta de Andalucía y el Fondo Social Europeo (Proyecto P18-FR-1928).

REFERENCIAS

[1] E. E. Gdoutos. *Fracture Mechanics*. Springer, Dordrecht, 2005.

[2] A. Carpinteri. *Fracture and Complexity*. Springer, Dordrecht, 2021.

[3] K. Park and G.H. Paulino. Cohesive zone models: A critical review of traction-separation relationships across fracture surfaces. *Applied Mechanics Reviews*, 64(6):1–20, 2011.

[4] A. Needleman. Some Issues in Cohesive Surface Modeling. *Procedia IUTAM*, 10:221–246, 2014.

[5] D. Leguillon. Strength or toughness? a criterion for crack onset at a notch. *European Journal of Mechanics A/Solids*, 21:61–72, 2002.

[6] D. Taylor, P. Cornetti, and N. Pugno. The fracture mechanics of finite crack extension. *Engineering fracture mechanics*, 72:1021–1038, 2005.

[7] P. Cornetti, N. Pugno, A. Carpinteri, and D. Taylor. Finite fracture mechanics: a coupled stress and energy failure criterion. *Engineering Fracture Mechanics*, 73:2021–2033, 2006.

[8] P. P. Camanho, C. G. Davila, and M. F. de Moura. A finite fracture mechanics model for the prediction of the open-hole strength of composite laminates. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 43(8):1219–1225, 2012.

[9] A. Sapora, P. Cornetti, A. Carpinteri, and D. Firrao. An improved Finite Fracture Mechanics approach to blunt V-notch brittle fracture mechanics: Experimental verification on ceramic, metallic, and plastic materials. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 78:20–24, 2015.

[10] A. Doitrand and A. Sapora. Nonlinear implementation of Finite Fracture Mechanics: A case study on notched Brazilian disk samples. *International Journal of Non-Linear Mechanics*, 119:103245, 2020.

[11] V. Mantič. Prediction of initiation and growth of cracks in composites. Coupled stress and energy criterion of the finite fracture mechanics (Keynote Lecture). In *16th European Conference on Composite Materials, ECCM 2014*, 2014.

[12] L. Távara, V. Mantič, E. Graciani, J. Cañas, and F. París. Analysis of a crack in a thin adhesive layer between orthotropic materials. an application to composite interlaminar fracture toughness test. *CMES-Computer Modeling in Engineering and Sciences*, **58**(3):247–270, 2010.

[13] L. Távara, V. Mantič, E. Graciani, and F. París. BEM analysis of crack onset and propagation along fiber-matrix interface under transverse tension using a linear elastic-brittle interface model. *Engineering Analysis with Boundary Elements*, 35:207–222, 2011.

[14] V. Mantič, L. Távara, A. Blázquez, 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. *International Journal of Fracture*, 195:15–38, 2015.

[15] M. Muñoz Reja, V. Mantič, and L. Távara. Comparative analytical study of the coupled criterion and the principle of minimum total energy with stress condition applied to linear elastic interfaces. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 119:103274, 2022.

[16] M. Muñoz Reja, P. Cornetti, L. Távara, and V. Mantič. Interface crack model using finite fracture mechanics applied to the double pull-push shear test. *International Journal of Solids and Structures*, 188–189:56–73, 2020.

[17] M. Muñoz Reja, P. Cornetti, L. Távara, and V. Mantič. A numerical implementation of the Coupled Criterion of Finite Fracture Mechanics for elastic interfaces. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 108, 2020.

[18] ASTM. Standard test method for measuring the curved beam strength of a fiber-reinforced polymer-matrix composite. D 6415/D 6415M - 22, 2022.

[19] ASTM. Fibre reinforced plastic. AITM1-0069, 2009.

IMPLEMENTACIÓN EN ABAQUS DE LA MINIMIZACIÓN DE LA ENERGÍA TOTAL BAJO UNA CONDICIÓN DE TENSIÓN PARA PREDECIR EL INICIO Y LA PROPAGACIÓN DE GRIETAS EN MATERIALES HOMOGÉNEOS FRÁGILES

K. Ambikakumari Sanalkumar, V. Mantič*, M. Muñoz-Reja, L. Távara

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: mantic@us.es

RESUMEN

Para la predicción del inicio y del crecimiento de grietas en materiales frágiles se utiliza el criterio acoplado de la Mecánica de Fractura Finita, que considera que las grietas pueden avanzar por pasos finitos, y requiere que además del criterio de energía se cumpla también un criterio tensional. En el procedimiento numérico implementado mediante una rutina de usuario UINTER en ABAQUS, los avances finitos de la grieta, que cumplen el criterio tensional, se puentean mediante una distribución continua de muelles elástico-lineales, que permite definir una variable de daño a lo largo de estos potenciales avances finitos de grietas. Así, la energía total (suma de la energía potencial y la energía disipada) es convexa por separado respecto al campo de los desplazamientos y a la variable de daño, que permite aplicar el algoritmo de minimización alternante para la minimización de la energía total. Este enfoque, que considera los pasos de carga, es más versátil que la formulación clásica del criterio acoplado, proporcionando una herramienta que en el futuro pueda permitir resolver problemas complejos de relevancia industrial. Se presenta un ejemplo numérico, que muestra que el procedimiento numérico implementado proporciona predicciones precisas para el crecimiento de grietas.

PALABRAS CLAVE: CCFFM, PMTE-SC, FEM, UINTER en ABAQUS

ABSTRACT

The coupled criterion of Finite Fracture Mechanics is used for the prediction of crack initiation and propagation in brittle materials. It is considered that cracks propagate by finite steps, requiring that both an energy and a stress criterion must be fulfilled. In the numerical procedure, implemented by means of a UINTER user subroutine in ABAQUS, the finite crack advances that fulfil the stress criterion are bridged by a continuous distribution of linear-elastic springs, which allows defining a damage variable along these potential finite crack advances. Thus, the total energy (sum of potential and dissipated energy) is separately convex with respect to the field of displacements and the damage variable, which allows the alternating minimisation algorithm to be applied for the minimisation of the total energy. This approach, which considers loading steps, is more versatile than the classical formulation of the coupled criterion, providing a tool that in the future may allow solving complex problems of industrial relevance. A numerical example is presented, showing that the implemented numerical procedure provides accurate predictions for the crack propagation.

KEYWORDS: CCFFM, PMTE-SC, FEM, UINTER in ABAQUS

1. INTRODUCCIÓN

La presencia de grietas en materiales frágiles puede reducir drásticamente la vida útil de una estructura o provocar fallos catastróficos. A pesar que en el pasado se han realizado muchas investigaciones para estudiar este tipo de fractura, la iniciación de grietas bajo cargas cuasi-estáticas es aún hoy en día un tema controvertido. La Mecánica de Fractura Elástica Lineal (LEFM por sus siglas en inglés) no puede predecir el inicio de la grieta en un concentrador de tensiones o en una singularidad débil, ni la desviación de la trayectoria de la grieta en el interior de un material cuando alcanza una interfase. En las últimas dos décadas, los investigadores se han centrado en desarrollar modelos de la mecánica de la fractura eficientes y precisos para la predicción numérica de iniciación de grietas utilizando nuevos enfoques.

El modelo de zona cohesiva (CZM por sus siglas en inglés) [1, 2] es el más utilizado entre los modelos no clásicos de la mecánica de la fractura. Aplica hipótesis diferentes a las utilizadas en el LEFM para evitar la singularidad de tensiones en el vértice de la grieta y no requiere una grieta inicial para predecir el origen de la fractura. Además, puede predecir varias trayectorias del daño a la vez cuando se introducen varios elementos cohesivos [3, 4].

Por otro lado, en el denominado modelado de la fractura por "Phase Field", desarrollado a partir del trabajo de Francfort y Marigo [5], se considera un modelo de gradiente de daño que predice el inicio y la propagación de la grieta cuando un parámetro de longitud se define

adecuadamente como una longitud característica del material. Este modelo ha ganado una gran popularidad recientemente, pero desde la comunidad científica se han expresado preocupaciones acerca de las posibilidades de las funciones de degradación y de la energía de fractura y del parámetro de longitud para representar adecuadamente situaciones complejas que involucran, por ejemplo, a compresiones, contacto, anisotropía, iniciación de grietas, etc.

Por otro lado, en los últimos años, se ha hecho popular la Mecánica de la Fractura Finita (FFM por sus siglas en inglés), la cual permite considerar el inicio o el avance de la fractura como un incremento finito de la longitud de la grieta. Por tanto, no mantiene la hipótesis de Griffith, que establece que el crecimiento de grietas es infinitesimal. En el marco de la FFM, Leguillon [6] introdujo el criterio acoplado de la FFM (CCFFM) que es la base de este trabajo. En el criterio acoplado, los criterios de tensión y de energía son dos condiciones necesarias pero no suficientes separadamente para permitir el inicio o el avance instantáneo de una grieta. El criterio acoplado se ha utilizado de manera efectiva para predecir el daño en diferentes materiales, incluidos los materiales compuestos [7, 8, 9, 10, 11, 12, 13]. En este marco, Mantič [14] desarrolló una nueva formulación del criterio acoplado, donde se investigaron varios aspectos y aplicaciones de la minimización de la energía total para el inicio y la propagación de grietas en materiales frágiles, asumiendo la evolución de la grieta de forma cuasi-estática. El Principio de Energía Total Mínima bajo una Condición de Tensión (PMTE-SC por sus siglas en inglés), introducido en [14], es más versátil debido a su capacidad para ser utilizado en una implementación computacional genérica con una técnica de paso de tiempo. Además, el funcional de la energía total es convexo por separado respecto a las variables de daño y de desplazamientos, lo que permite que las técnicas de optimización sean eficientes y robustas para minimizar la energía total.

2. PMTE-SC - PRINCIPIO DE ENERGÍA TOTAL MÍNIMA BAJO UNA CONDICIÓN DE TENSIÓN

La hipótesis de Leguillon [6] postula que la combinación de los dos criterios de tensión y de energía puede predecir el inicio de una nueva grieta que tiene una longitud (cuando estamos estudiando un problema 2D) o un área (cuando estamos estudiando un problema 3D) finita. El criterio de tensión usado en este trabajo requiere que la tensión normal al plano de la posible grieta finita ΔS_c supere un valor crítico σ_c. Este criterio debe cumplirse en cada punto x de la nueva superficie del material ΔS_c. Siguiendo la formulación en [14, 15, 16], se pude escribir una expresión bastante general del criterio tensional mediante un funcional homogéneo de grado 1 respecto al campo tensional, $f(\sigma_{ij}, \Delta S_c)$:

$$f(\sigma_{ij}, \Delta S_c) \geq \sigma_c. \tag{1}$$

Se debe tener en cuenta que este criterio es evaluado antes del inicio de la fractura en todo el dominio, Ω, y permite obtener todas las posibles superficies de grieta, $\Delta S_c \subset \Omega$.

Posteriormente el criterio energético es evaluado basándose en el balance energético incremental, ya que se evalúa considerando el estado previo y posterior a la fractura finita definida por ΔS_c:

$$\Delta\Pi(\Delta S_c) + \Delta E_k + \Delta R(\Delta S_c) = 0, \tag{2}$$

donde $\Delta\Pi(\Delta S_c)$ es la variación de la energía potencial, $\Delta R(\Delta S_c)$ es la energía disipada en la formación de la nueva superficie de grieta, ΔS_c, y ΔE_k es el incremento de energía cinética involucrada en el proceso, que siempre será mayor que cero. Por tanto, al igual que [6], que desprecia el intercambio de calor en el balance energético, se puede expresar el balance energético como:

$$\Delta\Pi(\Delta S_c) + \Delta R(\Delta S_c) \leq 0, \tag{3}$$

que indica que la suma del incremento de energía potencial y disipada debe permanecer constante o disminuir para que se produzca la grieta finita. Alternativamente y de forma básicamente equivalente a la formulación tradicional del CCFFM de Leguillon, el PMTE-SC, introducido en [14], también predice el inicio y/o el crecimiento de grietas por incrementos finitos. En este trabajo, al igual que en el CCFFM clásico, el PMTE-SC también asume la evolución del problema de forma cuasiestática sin tener en cuenta las fuerzas inerciales. Por tanto, el PMTE-SC se puede escribir como la siguiente minimización bajo una condición de tensión:

$$\min_{\Delta S_c} \left[\Delta\Pi(\Delta S_c) + \Delta R(\Delta S_c)\right], \tag{4}$$

donde la condición de tensión significa que la minimización de energía total sólo es considerada en aquellas nuevas superficies de grietas para las que se verifica el criterio tensional para unas condiciones de contorno dadas. El concepto clave que subyace en esta formulación es que una nueva superficie de grieta puede aparecer solo en aquellas regiones donde aparecen tensiones suficientemente altas antes de la fractura, lo que representa que la formación de grietas se inhibe si las tensiones son demasiado pequeñas, aunque haya una cantidad suficiente de energía disponible para liberarse.

La Eq. (4) es una formulación (incremental) del principio de máxima disminución de la energía total del sistema, el cual puede dar lugar a un problema de minimización no convexo que es muy difícil de resolver usando un algoritmo de optimización de la energía total. En consecuencia, se ha utilizado un algoritmo de minimización alterna (AMA) que separa el problema de minimización del funcional de energía en dos términos independientes: la

variable daño y el campo de desplazamientos, basándose en que este funcional sea convexo respecto a cada una de estas variables por separado. Esta técnica de optimización ha mostrado ser eficiente y robusta para minimizar la energía total.

Por otro lado, en este trabajo se ha utilizado un enfoque simplificado para modelar las discontinuidades de tensiones que aparecen al producirse la fractura del material. Para ello una vez que se ha definido la posible superficie de la grieta que satisface el criterio tensional, ΔS_c, se define una distribución continua de muelles lineales con espesor cero, que se conoce como Interfaz de Muelles Elástica Lineal (LESI por sus siglas en inglés). A diferencia de los elementos con espesor finito, en los elementos de espesor cero no existe una distancia entre las superficies y, por lo tanto, la rigidez de contacto de estos elementos no depende de su espesor. Es por ello que se ha determinado que esta técnica es la más adecuada para simular grietas en un medio homogéneo cuando se usa el Método de Elementos Finitos (FEM por sus siglas en inglés).

3. RESULTADOS

Para analizar la capacidad de predicción del PMTE-SC se ha utilizado un problema clásico de Griffith, donde se modela una placa con altura $2L = 80$ mm, anchura $2W = 60$ mm y una grieta inicial de longitud $2a$ centrada en el eje x. Como se muestra en la Fig. 1, debido a la naturaleza simétrica del problema y en aras de la eficiencia computacional, solo se modela la mitad derecha del espécimen. Además de las condiciones de contorno ilustradas en la figura, se asumen las condiciones de deformación plana y se usa un sistema de coordenadas cartesiano (x, y). La placa analizada esta hecha de Zirconia con las siguientes propiedades mecánicas: el módulo de Young $E = 210$ GPa, el coeficiente de Poisson $\nu = 0.22$, la resistencia a tracción del material $\sigma_c = 564.19$ MPa y la energía de fractura $G_c = 476$ Jm^{-2}.

Para realizar el mallado de la placa se ha utilizado la longitud característica del material que se puede determinar a partir de la siguiente relación, $l_c = \frac{1}{\pi}(\frac{K_c}{\sigma_u})^2$ que da como resultado 0.1 mm para el material estudiado. Cabe destacar que el avance finito de la grieta obtenido usando el criterio acoplado suele ser en torno a esta longitud característica o su fracción, por lo que se debe definir una malla (suficientemente fina) que pueda capturar con precisión esta longitud de avance de la grieta. En este trabajo se ha usado una malla uniforme de 300 elementos a lo largo del avance potencial de la grieta Δa_s, determinado por el criterio tensional. Cabe mencionar que se ha comprobado que con una malla mucho mas basta se obtienen resultados similares. Se ha utilizado el elemento cuadrático CPE8 de la librería de ABAQUS.

Para simular el inicio de la fractura con una longitud finita, ABAQUS realiza un análisis FEM en el primer módulo del algoritmo, es decir, el módulo del criterio tensional, lo que da como resultado la máxima longitud inicial de la grieta Δa_s propagando desde la grieta inicial a, tal y como muestra la Fig. 1. Posteriormente, se incluye una Interfaz de Muelles Elástica Lineal (LESI) a lo largo de las superficies producidas por la presencia de Δa_s. El comportamiento de estos muelles se incluye a través del módulo UINTER de ABAQUS.

Posteriormente, el módulo que representa el criterio energético predice la longitud de grieta resultante, Δa_c, utilizando el algoritmo AMA. Como consecuencia del modelado de la posible grieta como una distribución de muelles entre las dos superficies nuevas, las mallas usadas en los módulos de los criterios tensional y energético son diferentes. Sin embargo, dentro del modulo del criterio energético no existen diferencias en las mallas de las diferentes configuraciones de avance de grieta, ya que las longitudes de las grietas en las iteraciones de AMA se pueden alterar «activando» y «desactivando» los muelles presentes a lo largo de las superficies de la grieta. En consecuencia, mantener la misma topología de malla permite la reducción de errores numéricos en los cálculos de incremento de energía potencial.

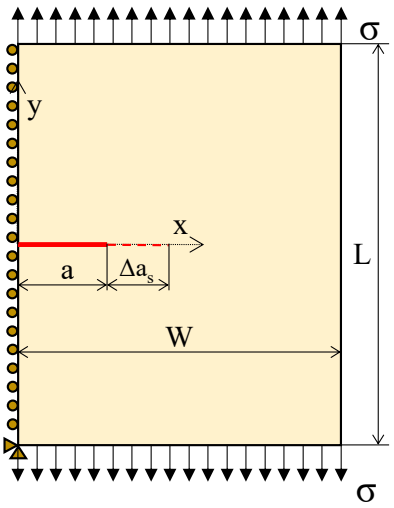


Figura 1: Ilustración del un modelo de grieta en el centro con las dimensiones y las condiciones de contorno utilizadas para la simulación numérica.

En la Fig. 2 se analizan los resultados obtenidos con el algoritmo descrito. En el eje de abscisas se representa la longitud de la grieta a medida que esta propaga desde su longitud inicial, y en el eje de ordenadas se representa la tensión remota que produce un incremento de grieta. En las iteraciones del algoritmo que implementa el PMTE-SC se analizan varios avances potenciales de grietas que satisfacen el criterio tensional para una carga remota determinada σ, pero que no satisfacen el criterio energético. Algunos ejemplos de estos casos están representados

por las cruces rojas en la Fig. 2, el algoritmo no admite los correspondientes avances potenciales de grietas como aceptables, si no que aumenta la carga en el siguiente paso para que el sistema pueda almacenar más energía potencial y así llegar a satisfacer ambos criterios, tal y como se señala en la Fig. 2 como puntos verdes.

Los resultados numéricos obtenidos con el PMTE-SC son comparados con una curva analítica obtenida a partir del CCFFM clásico (basado en la formulación presentada en [6]), se observa una muy buena coincidencia. El algoritmo puede predecir que la grieta crecerá inestablemente bajo un control de carga remota fija, tal y como se observa en los experimentos.

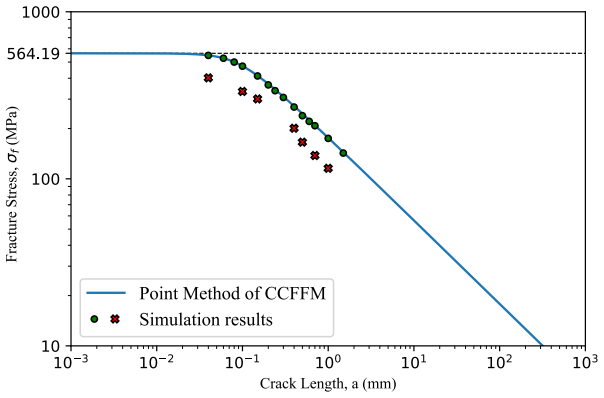


Figura 2: Comparación entre las soluciones analíticas a través del método clásico del CCFFM y los resultados numéricos del nuevo método del PMTE-SC.

4. CONCLUSIONES

En este trabajo, se ha implementado un nuevo método, propuesto en [14], para caracterizar el inicio y la propagación de grietas basado en el Criterio Acoplado de la Mecánica de Fractura Finita (CCFFM), para el crecimiento de grietas en un medio homogéneo. Este nuevo método permite modelar la aparición simultánea de varias grietas en un mismo problema. El algoritmo computacional implementado permite simular un proceso de fractura en problemas planos basado en la nueva formulación del PMTE-SC, utilizando la subrutina UINTER de ABAQUS y controlada a partir de unos scripts en Python. Además, se introdujo un modelo de grieta a través de una distribución continua de muelles lineales entre las superficies de las posibles grietas, el cual permite que la minimización de la energía total se simplifique sustancialmente, ya que el funcional de energía total (a priori no convexo) se puede considerar como un funcional convexo por separado en términos de las variables de desplazamiento y de daño.

Para evaluar la fiabilidad del algoritmo se ha analizado el problema clásico de una grieta centrada en una placa infinita sometida a tracción, desde un punto de vista numérico (con el nuevo enfoque del PMTE-SC) y analítico (con el enfoque clásico del CCFFM), arrojando resultados idénticos considerando también tamaños muy pequeños de la grieta inicial. Estos resultados abren una nueva vía para estudiar problemas más complejos de iniciación y crecimiento de múltiples grietas. Sin embargo, se necesita una investigación más profunda para optimizar el algoritmo, ya que es necesaria la mejora del módulo del criterio tensional para poder ser utilizado en casos de múltiples grietas potenciales.

AGRADECIMIENTOS

Este proyecto ha recibido financiación del Programa de Investigación e Innovación Horizonte 2020 de la Unión Europea bajo el Acuerdo de Subvención Marie Skłodowska Curie No. 861061. – Proyecto NewFrac ITN. Además, también ha sido financiado por el Ministerio de Ciencia e Innovación (PID2021-123325OB-I00), Consejería de Economía y Conocimiento de la Junta de Andalucía (Proyecto P18-FR-1928 y Contrato US-1266016-Programa Operativo FEDER Andalucía 2014-2020), Junta de Andalucía y Fondo Social Europeo (Acciones de transferencia del conocimiento AT17-5908-USE).

REFERENCIAS

[1] G.I. Barenblatt. The mathematical theory of equilibrium cracks in brittle fracture. *Advances in applied mechanics*, 7:55–129, 1962.

[2] D.S. Dugdale. Yielding of steel sheets containing slits. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 8(2):100–104, 1960.

[3] A. Needleman and V. Tvergaard. *Finite element analysis of localization in plasticity, In: Finite Elements: Special Problems in Solid Mechanics (Eds. J.T. Oden and G.F. Carey)*, pages 94–267. Prentice-Hall, 1984.

[4] A. Needleman. Some issues in cohesive surface modeling. *Procedia IUTAM*, 10:221–246, 2014.

[5] G.A Francfort and J.-J. Marigo. Revisiting brittle fracture as an energy minimization problem. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 46(8):1319–1342, 1998.

[6] D. Leguillon. Strength or toughness? a criterion for crack onset at a notch. *European Journal of Mechanics-A/Solids*, 21(1):61–72, 2002.

[7] D. Leguillon, E. Martin, O. Ševeček, and R. Bermejo. Application of the coupled stress-energy criterion to predict the fracture behaviour of layered ceramics designed with internal compressive stresses. *European Journal of Mechanics-A/Solids*, 54:94–104, 2015.

[8] I.G. García, B.J. Carter, A.R. Ingraffea, and V. Mantič. A numerical study of transverse cracking in cross-ply laminates by 3d finite fracture mechanics. *Composites Part B: Engineering*, 95:475–487, 2016.

[9] A. Doitrand, C. Fagiano, N. Carrere, V. Chiaruttini, and M. Hirsekorn. Damage onset modeling in woven composites based on a coupled stress and energy criterion. *Engineering Fracture Mechanics*, 169:189–200, 2017.

[10] J. Reinoso, A. Arteiro, M. Paggi, and P.P. Camanho. Strength prediction of notched thin ply laminates using finite fracture mechanics and the phase field approach. *Composites Science and Technology*, 150:205–216, 2017.

[11] J. Li and D. Leguillon. Finite element implementation of the coupled criterion for numerical simulations of crack initiation and propagation in brittle materials. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 93:105–115, 2018.

[12] D. Leguillon, E. Martin, O. Ševeček, and R. Bermejo. What is the tensile strength of a ceramic to be used in numerical models for predicting crack initiation? *International Journal of Fracture*, 212:89–103, 2018.

[13] E. Martin, D. Leguillon, O. Ševeček, and R. Bermejo. Understanding the tensile strength of ceramics in the presence of small critical flaws. *Engineering Fracture Mechanics*, 201:167–175, 2018.

[14] V. Mantič. Prediction of initiation and growth of cracks in composites. coupled stress and energy criterion of the finite fracture mechanics (Keynote lecture). In *ECCM-16th Europ. Conf. on Composite Mater*, pages 1–16, 2014.

[15] 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.

[16] I.G. García, M. Paggi, and V. Mantič. Fiber-size effects on the onset of fiber–matrix debonding under transverse tension: A comparison between cohesive zone and finite fracture mechanics models. *Engineering Fracture Mechanics*, 115:96–110, 2014.

NUEVA LEY DE CRECIMIENTO DE GRIETAS POR FATIGA BASADA EN LA FUNCION DE DISTRIBUCIÓN DE GUMBEL: APLICACIÓN A LA ALEACIÓN Ti-6Al-4V

B. Moreno[1*], A.S. Cruces[1], D. Camas[1], P. Lopez-Crespo[1]

[1] Area de Ciencia de Materiales e Ingeniería Metalúrgica. Universidad de Málaga
Escuela de Ingenierías Industriales Campus de Teatinos, Málaga. España
[*] Persona de contacto: bmoreno@uma.es

RESUMEN

La caracterización del crecimiento de grietas por fatiga continúa siendo un tema de interés en la evaluación de la integridad estructural de componentes mecánicos. Desde la década de 1960, se han desarrollado numerosos modelos utilizando diferentes leyes para el crecimiento de grietas en función, generalmente, del rango del factor de intensidad de tensiones. En este trabajo se propone la función de distribución de Gumbel para ajustar la forma sigmoidal de las curvas de crecimiento de grietas largas por fatiga de una aleación de titanio Ti-6Al-4V y se describe la metodología para obtener los parámetros de la función. Además, se utiliza el modelo de Walker para tener en cuenta el efecto de la relación de carga y se obtienen los parámetros de la función para cualquier relación de carga. Los resultados presentados son comparados con los obtenidos utilizando el modelo basado en el cierre de grieta implementado en el software NASGRO. Estos resultados muestran que el método propuesto es igual o mejor que el de NASGRO para correlacionar los valores experimentales y predecir los efectos de la relación de carga en la velocidad de crecimiento de grietas.

PALABRAS CLAVE: Crecimiento de grietas, Ti-6Al-4V, función de Gumbel

ABSTRACT

The characterization of fatigue crack growth continues to be a topic of interest in the evaluation of the structural integrity of mechanical components. Since the 1960s, numerous models have been developed using different laws for the crack growth as a function, generally, of the stress intensity factor range. In this paper, the Gumbel distribution function is proposed to fit the sigmoidal shape of the fatigue crack growth curve of Ti-6Al-4V titanium alloys and the methodology to obtain the function parameters is described. In addition, Walker model is used to take into account the load ratio effect and the function parameters for any load ratio are obtained. Presented results are compared with those obtained using the effective stress intensity factor range model based implemented in NASGRO software. These results show that the proposed method is equally effective or better than NASGRO one in correlating experimental values and predicting the load ratio effects on crack growth rate.

KEYWORDS: Fatigue crack growth, Ti-6Al-4V, Gumbel function

1. INTRODUCCIÓN

Históricamente el desarrollo de los métodos de análisis de fatiga ha sido promovido por un lado por la necesidad de proporcionar al ingeniero un método práctico de diseño y por otro la búsqueda de un mejor conocimiento del propio fenómeno. Atendiendo a la filosofía de diseño, de una forma muy genérica, podríamos clasificarlos en métodos clásicos o modelos de daño y métodos en base a la caracterización del crecimiento de las grietas, en los que se basa la denominada filosofía de tolerancia al daño.

En cuanto a los modelos de daño, que incluyen los métodos clásicos basados en las curvas S-N o ε-N, se puede decir que, a pesar de que gozan de un amplio consenso son claramente insuficientes porque no aportan ninguna información de la evolución de las grietas antes del fallo. A menudo en ingeniería se requiere un análisis del crecimiento de grietas, no solo en la etapa de diseño sino también en servicio, dado que se sabe por experiencia que la inspección de componentes en servicio a menudo revela la presencia de grietas. Dicho análisis es útil para determinar si la grieta puede ignorarse, si pueden establecerse periodos de inspección para su seguimiento o si es necesario reemplazar el componente de inmediato. En definitiva, es necesario para evaluar la integridad estructural de un componente. Disponer pues de métodos de cálculo fiables es preciso, no solo desde el punto de vista de la seguridad, para evitar el fallo, sino también desde el punto de vista económico por los costes que pueden suponer las reparaciones y sustituciones, o los costes indirectos derivados de una parada inmediata.

El avance más significativo en la descripción del comportamiento de crecimiento de las grietas por fatiga de los materiales se produjo con el trabajo de P. Paris [1], quien utilizó por primera vez el concepto del factor de intensidad de tensiones (K) definido en la mecánica de fractura relacionándolo con la velocidad de crecimiento de las grietas (da/dN). La figura 1 muestra los resultados del trabajo original de Paris donde puede observarse la forma sigmoidal de la curva da/dN-ΔK y en la que pueden distinguirse las tres regiones comúnmente denominadas I, II y III (a, b y c en la figura). Desde la década de 1960, se han desarrollado numerosos modelos [2-5] cuyas diferencias fundamentakes son el uso de distintas leyes de crecimiento (en algunos casos con expresiones matemáticas relativamente sencillas o bastante más complejas en otros) y el uso de distintas variables como fuerza conductora del proceso, es decir, como variable que controla la velocidad de crecimiento (generalmente ΔK, pero también K_{max}, un valor efectivo de ΔK basado en el concepto de cierre de grieta o una combinación entre ΔK y K_{max} entre otros). La más sencilla de estas leyes, conocida como ley de Paris ($da/dN = C(\Delta K)^m$), tiene la ventaja de que los parámetros C y m se obtienen fácilmente en un ajuste por mínimos cuadrados pero los inconvenientes de que sólo es válida en la región II y de que no es única sino que depende de la relación de cargas ($R=K_{min}/K_{max}$). El número de parámetros de los distintos modelos propuestos y la complejidad de ajustarlos a partir de resultados experimentales aumenta al ampliar el rango de validez a las regiones I y/o III y al considerar el efecto de R.

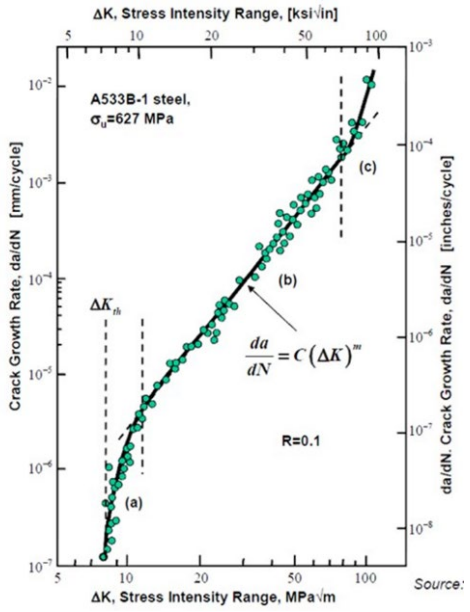


Figura 1. Resultados del trabajo original de Paris

El objetivo de este trabajo es la búsqueda de una ley de crecimiento lo más sencilla posible, que represente las tres regiones con el menor número de parámetros a ajustar con datos experimentales, que dichos parámetros tengan una interpretación o significado asociado y que sea válida para distintos valores de R. En este sentido, los trabajos de Castillo y Canteli [6-8] apuntan a la búsqueda de un modelo fenomenológico utilizando funciones de distribución acumulada de la familia de valores extremos generalizados como una posible y adecuada alternativa. En concreto, en este trabajo se analiza la capacidad de la función de distribución de Gumbel para caracterizar el crecimiento de grietas largas con distintas relaciones de carga en una aleación de titanio Ti-6Al-4V.

2. LA FUNCIÓN DE DISTRIBUCIÓN DE GUMBEL

En la figura 2 se muestra la forma sigmoidal de la función de distribución de Gumbel dada por la ecuación 1:

$$V^* = exp\left[-exp\left[\frac{\lambda - \log(da/dN)}{\delta}\right]\right] \qquad [1]$$

Donde V^* es la variable que controla la velocidad de crecimiento normalizada en el intervalo [0,1] y δ y λ son los parámetros de escala y localización del modelo.

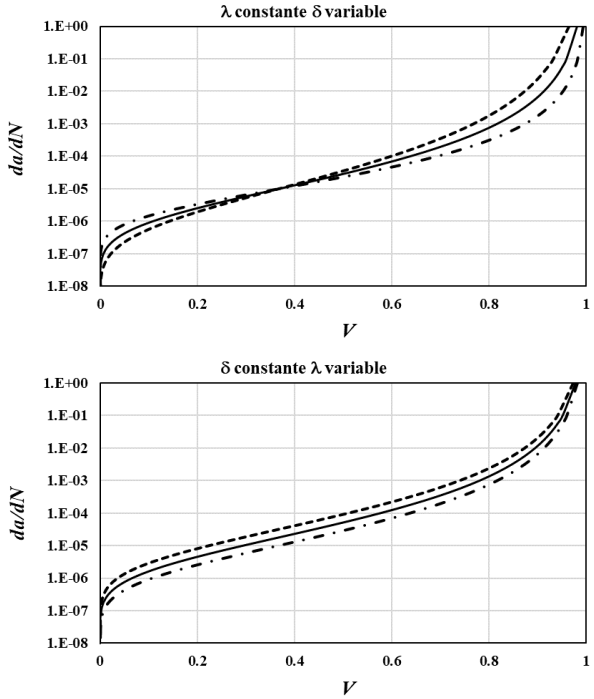


Figura 2. Forma de la función de distribución de Gumbel para distintos valores de los parámetros λ y δ.

En la figura 2 puede observarse que la función de Gumbel presenta valores asintóticos de da/dN a $-\infty$ para $V^* = 0$ y a $+\infty$ para $V^* = 1$ y una relación prácticamente lineal entre $log\ da/dN$ y V^* en una amplia región intermedia. También se observa en la figura que la pendiente en la región intermedia es función del parámetro δ mientras que la posición de las curvas depende de λ. Cabe pues esperar al igual que sucede con los parámetros C y m de la ley de Paris una dependencia de δ con el material y de λ con la relación de cargas R.

A la vista de este comportamiento cabe plantearse el uso de esta función como ley de crecimiento normalizando la variable V según la ecuación:

$$V^* = \frac{\log V - \log V_{th}}{\log V_{up} - \log V_{th}} = \frac{log(V/V_{th})}{log(V_{up}/V_{th})} \quad [2]$$

Donde V_{th} es el valor asintótico de la variable que controla la velocidad de crecimiento en la región umbral o región I y V_{up} el correspondiente valor asintótico de la variable en la región III.

Las principales ventajas de este planteamiento son:

• Puede aplicarse a cualquier variable V, normalizada entre 0 y 1, para la que la velocidad de crecimiento da/dN varíe de forma sigmoidal.

• La normalización de V evita las inconsistencias dimensionales y la problemática asociada a las unidades de los parámetros.

• Si los valores asintóticos de la variable que controla la velocidad de crecimiento (V_{th} y V_{up}) son conocidos los parámetros δ y λ se obtienen con un simple ajuste por mínimos cuadrados. En efecto, la ecuación 1 puede ser escrita como la ecuación de la recta:

$$\log(da/dN) = -\delta \ln(-\ln V^*) + \lambda \quad [3]$$

• Aún en el caso de que los valores asintóticos V_{th} y V_{up} no sean conocidos, el ajuste de la función permitiría obtenerlos si se tienen datos experimentales en las regiones extremas.

Se puede concluir fácilmente que tanto si se considera ΔK como variable que controla la velocidad de crecimiento como si se considera K_{max} como dicha variable, si los valores asintóticos cumplen la relación $\Delta K = K_{max}(1-R)$ la normalización propuesta en la ecuación 2 conduce a idénticos valores de ΔK^* y K^*_{max} y por tanto el ajuste de mínimos cuadrados de la ecuación 3 da idénticos valores de los parámetros δ y λ en ambos casos.

3. APLICACIÓN A LA ALEACIÓN Ti6Al4V

Para probar la capacidad de la función de Gumbel como ley de crecimiento se ha aplicado lo descrito en el epígrafe anterior a los resultados correspondientes a una aleación de titanio Ti-6Al-4V disponibles en la base de datos del software NASGRO [9] con el identificador P3ED12AB01A. La figura 3 muestra los resultados experimentales para cuatro valores positivos de R (0.1, 0.33, 0.5 y 0.75) junto al ajuste de dichas curvas y los parámetros de la ecuación de crecimiento propuesta en NASGRO.

En el ajuste aquí realizado se ha tomado ΔK como variable que controla la velocidad de crecimiento para comparar los resultados obtenidos con el ajuste de NASGRO.

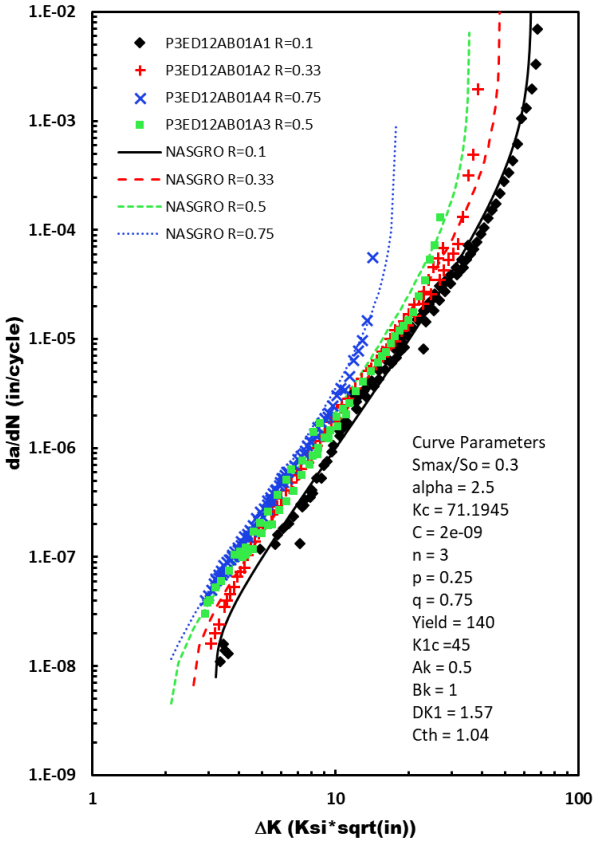


Figura 3. Datos experimentales Ti-6Al-4V y ajuste de la ecuación de crecimiento propuesta en Nasgro.

En primer lugar, se ha realizado un ajuste individual a cada una de las curvas. Para la normalización de ΔK se tomaron como valores asintóticos ΔK_{th} y ΔK_{up} aquellos que proporcionan para cada valor de R la máxima correlación lineal en el ajuste de la ecuación 3 en las regiones I y II. Dichos valores, así como el valor de los parámetros δ y λ obtenidos por un ajuste de mínimos cuadrados de la recta (ec. 3) se recogen en la tabla 1. La figura 4 muestra los ajustes de la ecuación 3 a cada curva. Puede observarse que los valores de δ, que se corresponden con las pendientes de las rectas de la figura 4, son muy similares corroborando así la interpretación de δ como un parámetro que caracteriza el material. Sin embargo, los valores de λ, que se corresponden con la posición de las rectas dependen de R como cabía esperar.

Tabla 1. Parámetros de los ajustes individuales a los datos experimentales del Ti-6Al-4V para da/dN en mm/ciclo .

R	ΔK_{th}	ΔK_{up}	δ	λ	R^2
0.10	3.5	108	1.597	-4.408	0.9892
0.33	2.9	80	1.600	-4.537	0.9950
0.50	2.3	56	1.464	-4.901	0.9933
0.75	2.0	30	1.382	-5.213	0.9976

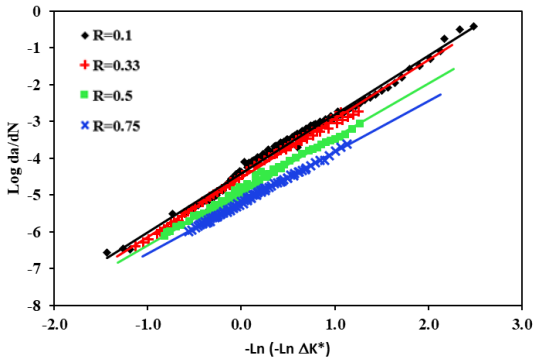


Figura 4. Ajuste de los datos experimentales

En la figura 5 se muestran como líneas de trazo continuo las funciones de Gumbel resultantes con los valores de la tabla 1 y puede observarse un excelente ajuste a los valores experimentales en las regiones I y II. En la figura superior se muestra *da/dN* en función de ΔK, en la figura inferior se muestra *da/dN* en función de K_{max} obtenidas normalizando K_{max} con los valores $K_{max,th} = \Delta K_{th}/(1\text{-}R)$ y $K_{max,up} = \Delta K_{up}/(1\text{-}R)$ y los parámetros δ y λ de la tabla 1.

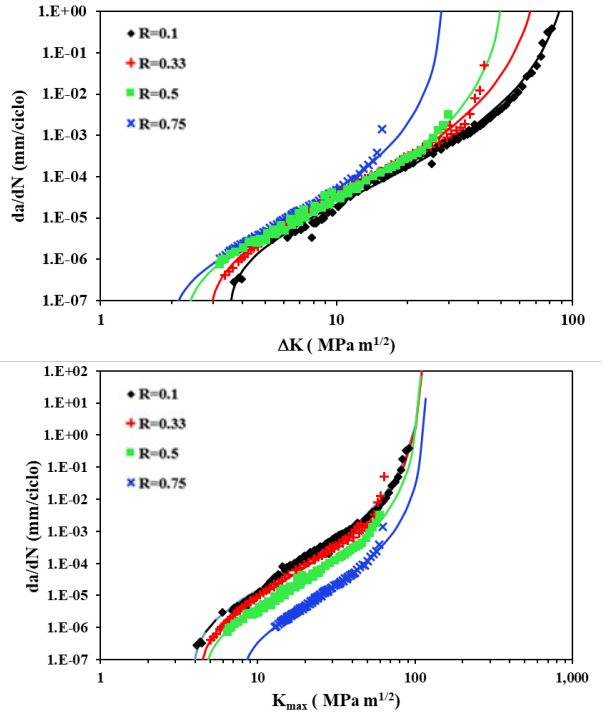


Figura 5. Funciones de Gumbel obtenidas del ajuste individual a cada curva da-dN para distintos R.

Dado que el objetivo de este trabajo es la búsqueda de una ley de crecimiento válida para distintos valores de *R*, se hace necesario encontrar la relación entre *R* y ΔK_{th}, ΔK_{up} (necesarios para la normalización) y la relación entre *R* y el parámetro λ.

Aunque el efecto de *R* en el valor umbral ΔK_{th} depende mucho del tipo de material es comúnmente aceptada una dependencia lineal entre ambos para $R > 0$.

La figura 6 muestra una razonable linealidad entre *R* y ΔK_{th} que puede ser escrita como:

$$\Delta K_{th} = \Delta K_{th,0}(1 - C_1 R) = 3.67\ (1 - 0.65\ R)\ MPa\sqrt{m}$$

Expresiones similares a la obtenida son comúnmente empleadas para distintos tipos de aceros.

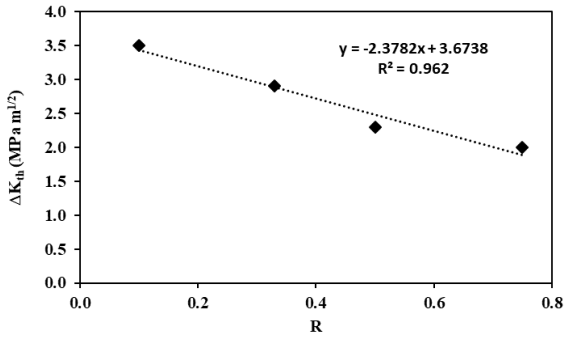


Figura 6. Relación ΔK_{th} obtenido en los ajustes - R.

En cuanto a la dependencia del valor asintótico superior con *R*, como puede observarse en la figura 5 el valor de K_{max} parece ser el mismo para cualquier *R*, resultado que es coherente con el hecho constatado de que la fractura se produce cuando el valor de *K* alcanza un valor crítico. Esto justifica la dependencia de ΔK_{up} con (1-*R*) mostrada en la figura 7, el ajuste permite obtener:

$$\Delta K_{up} = K_{max,up}(1 - R) = 119\ (1 - R)\ MPa\sqrt{m}$$

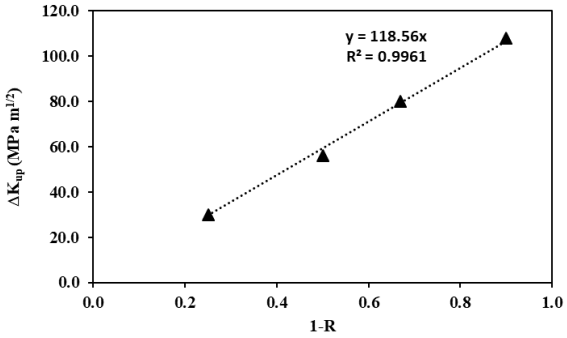


Figura 7. Relación ΔK_{up} obtenido en los ajustes - R.

Es necesario además buscar la relación entre *R* y el parámetro de localización λ. Una de las ecuaciones más utilizadas para caracterizar el efecto de *R* es la basada en la aplicación del modelo de Walker, según el cual la variable que controla la velocidad de crecimiento es $\overline{\Delta K}$:

$$\overline{\Delta K} = K_{max}(1 - R)^{\gamma}$$

donde γ es una constante del material y $\overline{\Delta K}$ es un ΔK con R=0 equivalente que causa el mismo crecimiento que la combinación K_{max}, *R*. Teniendo en cuenta la relación $\Delta K = K_{max}(1\text{-}R)$ pueden obtenerse las siguientes equivalencias:

$$\overline{\Delta K} = K_{max}(1 - R)^{\gamma} = \frac{\Delta K}{(1 - R)^{1-\gamma}} = K_{max}^{1-\gamma}\Delta K^{\gamma}$$

De la última de las equivalencias puede observarse que este modelo realmente propone como variable que controla la velocidad de crecimiento a las dos variables K_{max} y ΔK, coincidiendo con la propuesta de diversas publicaciones recientes [10-13].

Realizando el análisis de regresión múltiple propuesto en [5] a los datos experimentales en la región II de las curvas se puede obtener fácilmente el valor de $\gamma = 0.82$. La figura 8 muestra como la variable propuesta por Walker hace que se solapen todas las curvas en la región II coincidiendo con los valores para R=0.

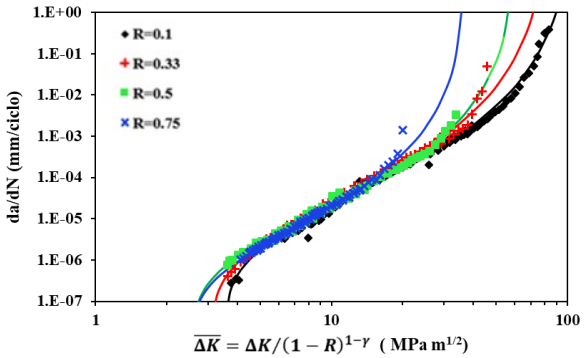


Figura 8. Aplicación del modelo de Walker.

De nuevo se puede comprobar que si la variable $\overline{\Delta K}$ se normaliza con los valores:

$$\overline{\Delta K}_{th} = \frac{\Delta K_{th}}{(1-R)^{1-\gamma}} \quad y \quad \overline{\Delta K}_{up} = \frac{\Delta K_{up}}{(1-R)^{1-\gamma}}$$

los parámetros δ y λ, obtenidos al ajustar la ecuación 3 considerando a $\overline{\Delta K}$ como la variable que controla el crecimiento de las grietas, son idénticos a los obtenidos usando ΔK o K_{max}. Esto explica además que el parámetro de localización λ pueda ser correlacionado con $(1\text{-}R)^{1-\gamma}$ como muestra la figura 9.

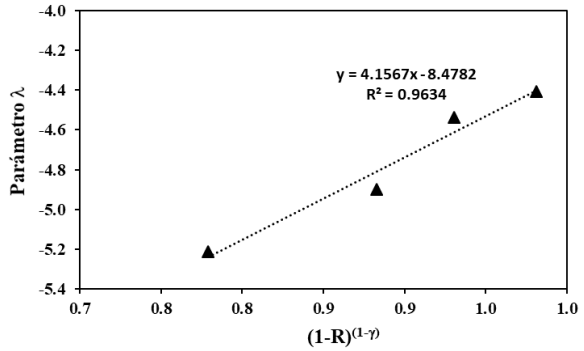


Figura 9. Relación λ obtenido en los ajustes - R.

Establecidas las relaciones entre R y ΔK_{th}, ΔK_{up} y el parámetro λ y considerando el parámetro δ el promedio de los valores mostrados en la tabla 1 se puede obtener la función de Gumbel que representa *da/dN* para cualquier valor de R. No obstante, puesto que el parámetro λ varía linealmente con $(1\text{-}R)^{1-\gamma}$, un procedimiento más riguroso es realizar un análisis de regresión múltiple en la ecuación:

$$\log(da/dN) = -\delta \ln(-\ln \Delta K^*) + \lambda_1(1-R)^{1-\gamma} + \lambda_2$$

siendo $\lambda = \lambda_1(1-R)^{1-\gamma} + \lambda_2$

Los resultados obtenidos de dicho análisis y que demuestran la calidad del ajuste figuran en la tabla 2.

Tabla 2. Parámetros del ajuste de regresión múltiple

	Coeficientes	Estadísticas de la regresión	
δ	1.539	Coeficiente de correlación múltiple	0.9944
λ_1	4.465	Coeficiente de determinación R^2	0.9888
λ_2	-8.766	R^2 ajustado	0.9887

En la figura 10 se muestran, en idéntica escala y unidades que en la figura 3, los resultados experimentales junto al ajuste realizado para compararlo con el propuesto en NASGRO. Se puede observar comparando ambas figuras que el ajuste propuesto es muy similar o incluso mejor en algún caso que el propuesto en NASGRO.

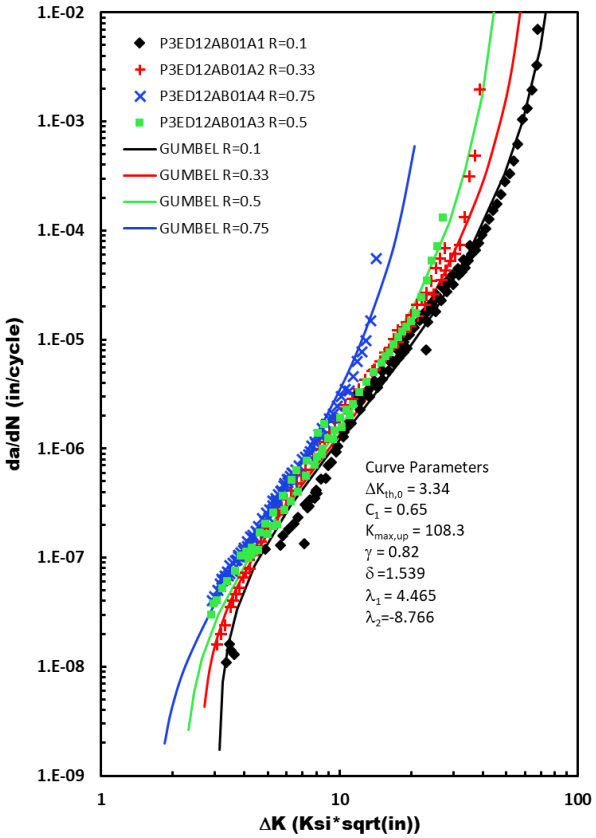


Figura 10. Datos experimentales Ti-6Al-4V y ajuste de la función de Gumbel propuesto.

4. CONCLUSIONES

Las principales conclusiones del trabajo pueden resumirse en:

• Es posible caracterizar para cualquier relación de cargas R la velocidad de crecimiento de grietas largas por fatiga para la aleación de estudio Ti-6Al-4V usando una función de distribución de Gumbel.

• El ajuste obtenido usando la función de Gumbel es igual o mejor que el propuesto en NASGRO para correlacionar los valores experimentales de velocidad de crecimiento de grietas con la variable ΔK. Además, el mismo ajuste es válido para correlacionar la velocidad de crecimiento con las variables K_{max} o ΔK de Walker.

• El número de parámetros a ajustar es pequeño en comparación con otros modelos dado el rango de validez de los resultados.

• Con la metodología propuesta la obtención de los parámetros es sencilla y requiere sólo de análisis simples de regresión lineal que pueden realizarse sin dificultad en una hoja de cálculo.

• Los parámetros de la función (δ, λ_1, λ_2, $\Delta K_{th,0}$, C_1, $K_{max,up}$, y γ tienen una interpretación o significado asociado.

- δ es el parámetro que caracteriza al material, el ajuste a conjuntos de datos individuales proporciona valores distintos, la dispersión de dicho parámetro puede ser interpretada como medida de la propia aleatoriedad del material.

- Los parámetros λ_1, λ_2 y γ determinan la dependencia de la localización de la velocidad de crecimiento con la relación de cargas R.

- El parámetro $\Delta K_{th,0}$ representa el valor umbral de ΔK para $R = 0$.

- El parámetro C_1 determina la dependencia del umbral con R.

- El parámetro $K_{max,up}$ representa el valor crítico de K que produce el crecimiento inestable de la grieta, teóricamente con una velocidad de propagación infinita.

• La normalización de la variable de la función de Gumbel hace que los parámetros δ, λ_1 y λ_2 sean idénticos empleando como variable que controla el crecimiento ΔK, K_{max} o el ΔK equivalente propuesto por el modelo de Walker.

• La normalización de la variable de la función de Gumbel evita algunas inconsistencias dimensionales y la problemática asociada a las unidades de los parámetros. Para valores experimentales expresados en distintas unidades basta hacer el cambio de unidades en los parámetros $\Delta K_{th,0}$ y $K_{max,up}$.

REFERENCIAS

[1] P. C. Paris et al, Extensive Study of Low Fatigue Crack Growth Rates in A533 and A508 Steels, Stress Analysis and Growth of Cracks, Proceedings of the 1971 National Symposium on Fracture Mechanics, Part I, ASTM STP 513 (1972) 141–176.

[2] S. M. Beden, S. Abdullah, A. K. Ariffin, Review of Fatigue Crack Propagation Models for Metallic Components, European Journal of Scientific Research 28 (2009) 364-397.

[3] T. Machniewicz, Fatigue crack growth prediction models for metallic materials. Part I: overview of prediction concepts. Fatigue Fract Engng Mater Struct 00 (2012) 1-15.

[4] T. Machniewicz, Fatigue crack growth prediction models for metallic materials. Part II: Strip yield model – choices and decisions, Fatigue Fract Engng Mater Struct 36 (2012) 361-373.

[5] N. E. Dowling, Mechanical Behavior of Material: Engineering Methods for Deformation Fracture and Fatigue, Pearson (2013).

[6] E. Castillo, A. Fernandez Canteli E, A Unified Statistical Methodology for Modeling Fatigue Damage. Springer (2010).

[7] Castillo E, Hadi AS, Balakrishnan N, Sarabia JM. Extreme value and related models with applications in engineering and science. New York: Wiley; (2005).

[8] S. Blasón, Phenomenological approach to probabilistic models of damage accumulation. Aplication to the analysis and prediction of fatigue crack growth. PhD Thesis. (2019)

[9] NASGRO, Fatigue Crack Growth Computer Program, version 6.0. Reference manual (2010).

[10] D. Kujawski, A new $(\Delta K^{+}K_{max})^{0.5}$ driving force parameter for crack growth in aluminum alloys, International Journal of Fatigue 23 (2001) 733–740.

[11] D.J. Bang, A. Ince, A short and long crack growth model based on 2-parameter driving force and crack growth thresholds, International Journal of Fatigue 141 (2020) 105870.

[12] A.H. Noroozi, G. Glinka, S. Lambert, A two parameter driving force for fatigue crack growth analysis, International Journal of Fatigue 27 (2005) 1277–1296.

[13] S. Dinda, D. Kujawski, Correlation and prediction of fatigue crack growth for different R-ratios using K_{max} and ΔK^{+} parameters, Engineering Fracture Mechanics 71 (2004) 1779–1790.

ADVANCES IN MICROSCALE RESIDUAL STRESS MEASUREMENT USING FOCUSED ION BEAM MILLING AND DIGITAL IMAGE CORRELATION

A. Dorronsoro[1,2,*], J.R. Páez[1,2], J. Navarrete[1,2], J.M. Sánchez[1,2], J.M. Martínez-Esnaola[1,2], J. Alkorta[1,2]

[1] CEIT-BRTA, Paseo Manuel Lardizabal 15, 20018 Donostia.
[2] Universidad de Navarra, Tecnun, Paseo Manuel Lardizabal 13, 20018 Donostia
[*] Persona de contacto: adlarbide@ceit.es

RESUMEN

La presencia de tensiones residuales puede tener una gran influencia en el comportamiento de los materiales, especialmente en condiciones de fatiga. En este artículo, presentamos una técnica de medida de tensiones residuales, con resolución espacial por debajo de 100 micras. La técnica consiste en mecanizar una hendidura en la superficie de la muestra con un haz de iones focalizado (FIB), y en medir los desplazamientos generados por la relajación de tensiones alrededor de la rendija. Para ello, se utiliza un algoritmo de correlación digital de imágenes (DIC) capaz de medir desplazamientos por debajo del pixel, y se comparan con los calculados en simulaciones de elementos finitos. Las primeras medidas utilizando esta técnica se hicieron en una muestra de metal duro con tensiones residuales compresivas de gran magnitud, generadas durante un proceso de rectificado. En este trabajo, se han caracterizado las tensiones residuales presentes en una muestra de acero, deformada plásticamente en un ensayo de flexión a cuatro puntos. Las tensiones son un orden de magnitud menores que en el anterior estudio. Las medidas realizadas con esta técnica se han comparado satisfactoriamente con valores obtenidos mediante la técnica $\sin^2\psi$ basada en difracción de rayos X.

PALABRAS CLAVE: correlación digital de imágenes, micromecanizado, medida de tensiones residuales, elementos finitos

ABSTRACT

The presence of residual stresses can have a paramount influence on the mechanical behaviour of materials, especially under fatigue conditions. In this paper, we present a technique for measuring residual stresses, with a spatial resolution smaller than 100 microns. The technique consists of milling a slit on a sample's surface with a focused ion beam (FIB), and on measuring the displacements caused by stress relief around the slit. For that purpose, a digital image correlation (DIC) algorithm capable of measuring sub-pixel displacements is used, and these displacements are compared to finite element simulations. Initial measurements using this technique were carried out on a hardmetal sample, where large compressive residual stresses were present due to a grinding process. In this work, the stress state of a steel sample deformed plastically on a four point bending test was characterised. Residual stresses were an order of magnitude smaller than in the previous study. Residual stresses measured using this technique were successfully compared to values obtained using the X-ray diffraction $\sin^2\psi$ technique.

KEYWORDS: digital image correlation, microscale milling, residual stress measurement, finite element method

1. INTRODUCTION

Residual stresses are critical for the mechanical performance of materials, especially under fatigue. Multiple mechanisms can cause residual stresses to arise [1]: local differences in physical properties (thermal expansion coefficient, stiffness, yield strength …) within a material, or thermomechanical processes (temperature gradients, inhomogeneous plastic deformation …). Their presence can cause premature failure: tensile residual stresses promote crack initiation and damage accumulation. Alternatively, there are situations where deliberately introduced residual stresses can benefit a system: compressive residual stresses delay fatigue crack propagation and contribute to crack closure.

Shot peening is an example of such a beneficial application of residual stresses. Techniques for measuring residual stresses are classified in two main categories: stress-relief based and diffraction based.

Stress-relief techniques rely on the controlled removal of material, which creates free surfaces. Under the presence of residual stresses, distortions would occur around the new surfaces to relax them. By measuring these displacements, residual stresses can be measured. The simplest stress-relief technique is hole-drilling, where a circular hole is machined on a surface, and displacements are detected using strain gauges. The typical probe range of this technique is macroscopic, from some millimetres to centimetres.

The residual stress measurement technique used in this work is an adaptation of hole-drilling to the microscale: the material removal is done using a focused ion beam (FIB), and displacements are detected using a digital image correlation (DIC) algorithm. Consequently, the technique is called FIB-DIC [2].

Diffraction based techniques are non-destructive, and monitor changes in the spacing between families of atomic planes. The standard X-ray diffraction (XRD) $\sin^2\psi$ technique [3] was used as a reference technique to verify the residual stress measurements obtained using the FIB-DIC technique.

Previous work using this technique consisted of measurements on a ground hardmetal sample [4,5]. Highly compressive residual stresses, of the order of ~ -1900 MPa, were measured and successfully compared to the XRD-$\sin^2\psi$ technique. In this work, the FIB-DIC technique was tested under different work conditions: the material at hand was high carbon steel, and the measured stresses were an order of magnitude smaller than in the previous study. A four point bending test was selected as study case, where an initially stress-free flat sample was bent and plastically deformed at the outermost surfaces. The residual stresses generated due to the inhomogeneous plastic deformation were characterised.

This paper is structured as follows. First, an overview of the measurement process following an FIB-DIC workflow is given, covering all the necessary steps: electron and ion microscopy, digital image correlation to measure surface displacements, and finite element simulations to relate displacements to stress values. Then, a description of the material, of the stress generation procedure (a four point bending test) and of the X-ray diffraction residual stress measurement parameters is given. Lastly, the obtained results are presented and discussed, and some brief concluding remarks are made.

2. FIB-DIC METHODOLOGY

In this section, the stages followed to obtain residual stress measurements using the FIB-DIC technique are described.

2.1. Electron and ion microscopy

The first step of the measurement process was capturing a scanning electron microscope (SEM) image of the surface. The equipment employed for the study was an FEI Quanta 3D FEG dual-beam microscope. Imaging and ion beam machining can be done in this equipment, since it has an electron column as well as a Gallium ion column. An example of one of the SEM images captured for this work is shown in figure 1, where an area of $\sim 150 \times 150$ μm^2 was imaged. The image contains a total of 4096×3773 square pixels, so that each pixel is representative of $\sim 36 \times 36$ nm^2.

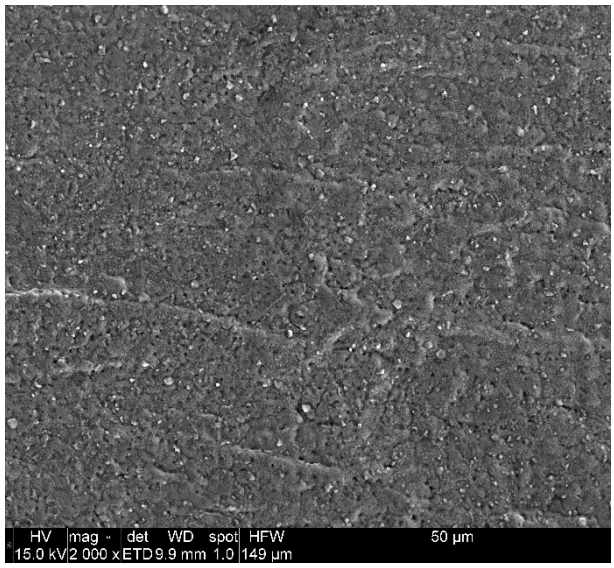


Figure 1. SEM image of the region to be measured.

A rectangular slit was then milled in the same region. The geometry of the slit (length × width × depth, $l \times w \times h$) was chosen to be $50 \times 2 \times 10$ μm^3. The depth of the slit needed to be calibrated, as described in [4]. Figure 2 shows the same region as in figure 1, after the FIB milling.

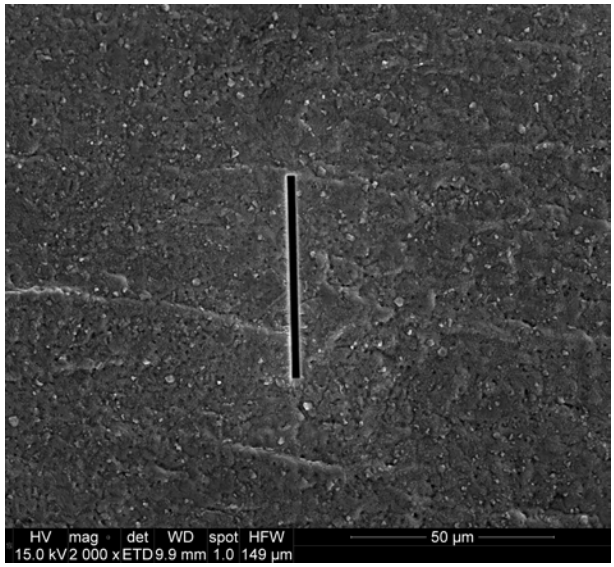


Figure 2. SEM image of the region shown in figure 1, after machining a rectangular slit using an FIB.

2.2. Digital image correlation

A digital image correlation algorithm was used to detect surface displacements around the slit. More specifically, a Fourier-based correlation algorithm [6], capable of registering sub-pixel displacements. The images were split in 64×64 square pixel regions of interest (ROIs) and their local displacements were calculated. A map was constructed from these values, as shown in figure 3.

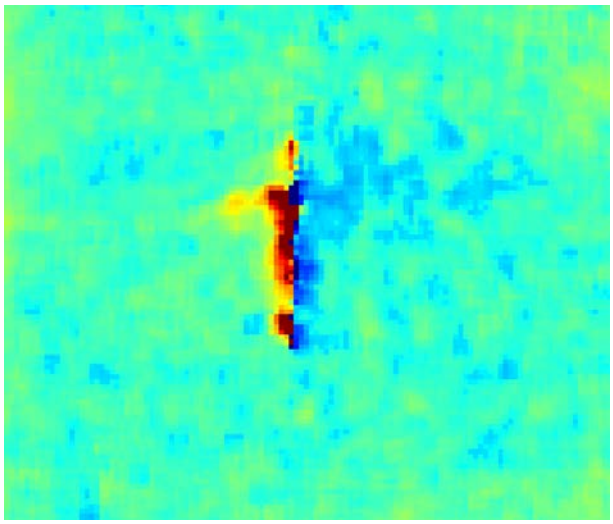


Figure 3. Displacement map calculated using the DIC algorithm, showing stress relaxation due to slit milling. (Red: right. Blue: left)

2.3. Finite element simulation

Finite element simulations of the stress relief process were carried out using ABAQUS software. A linear elastic material with the properties given in section 3.1 was chosen. The analysis is dimensionless, meaning that only the Young's modulus of the sample and geometrical aspect ratios ($l/w = 25$ and $l/d = 5$ in this work) need to be known to run the simulation. To reduce boundary effects, a model 100 times larger than the slit was chosen. A mesh containing 405 176 C3D10 elements was used, fine around the slit and gradually coarser at the boundaries (figure 4).

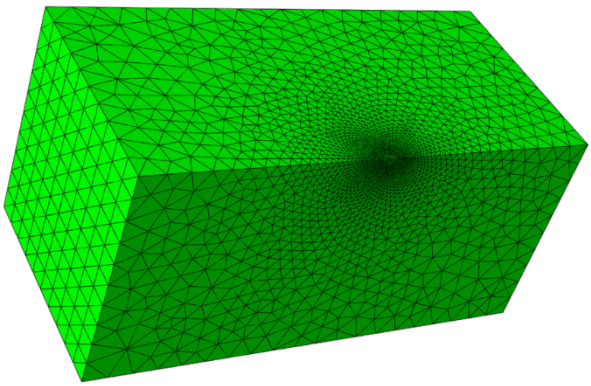


Figure 4. Mesh of the model used in the finite element simulation, containing 405 176 tetragonal elements.

The displacement profile around the slit (figure 5) was extracted, and used to fit the DIC-measured values.

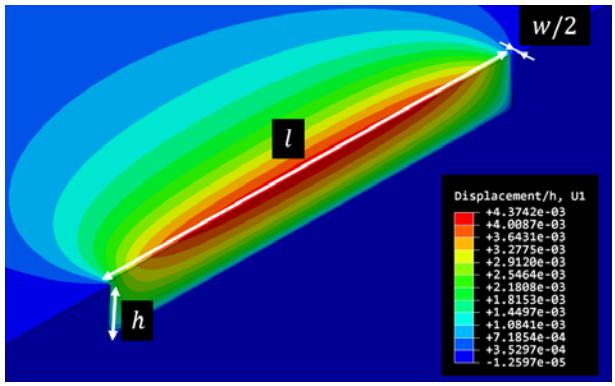


Figure 5. Displacement map of the stress relief simulation, normalised to slit depth.

3. EXPERIMENTAL PROCEDURE

This section describes the material used in the work, the stress-generation procedure and the parameters used for the XRD-$\sin^2\psi$ measurements.

3.1. Material

High carbon (0.70%C) flat rolled steel was used for this work, with a Young's modulus of 210 GPa and Poisson ratio of 0.3. The dimensions of the flat sample were: length, 65 mm; width, 7 mm; thickness, 0.9 mm. The sample was annealed, in order to minimise the presence of residual stresses.

3.2. Four point bending

The flat sample was deformed on a four point bending (4PB) setup, as depicted in figure 6.

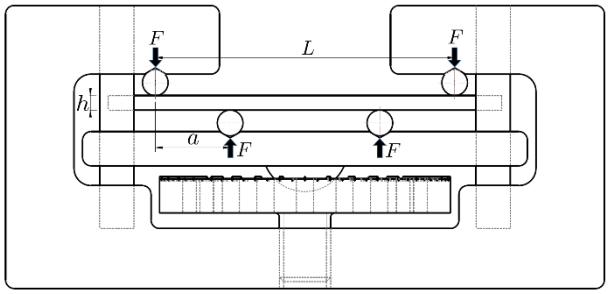


Figure 6. Four point bending test setup. The loading pins are symmetrically positioned w.r.t. the centre.

The deformation between the internal loading pins is homogeneous in the longitudinal direction, and varies linearly along the thickness. This homogeneity is desirable for the measurements. The magnitude of the maximum stress, assuming elastic behaviour, is given by

$$\sigma_{max} = \pm \frac{6Fa}{bh^2}, \quad (1)$$

where $a = {}^{L}/_{4} = 17.5$ mm is the horizontal distance between nearest top and bottom loading pins, and $b = 7.0$ mm and $h = 0.9$ mm are the width and thickness of the sample, respectively. The convex side (top in figure 6) is subjected to tensile stresses, while the concave side (bottom) is under compression. If the sample deforms plastically, a residual stress profile similar to the one shown in figure 7 is introduced upon unloading. The region loaded with tensile stresses presents compressive stresses after unloading, and vice versa.

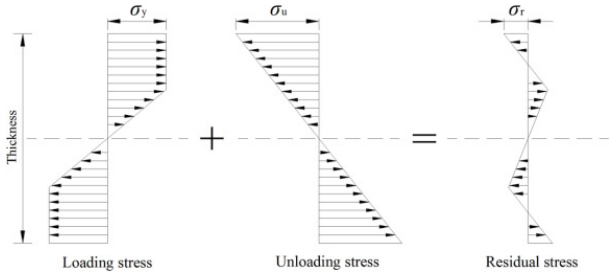


Figure 7. Generation of residual stresses on a flat sample by plastic deformation during a 4PB test.

In this paper, the residual stresses at the top and bottom faces of a flat sample deformed using the 4PB setup from figure 6 were measured.

3.3. X-ray diffraction

X-ray diffraction (XRD) $\sin^2\psi$ technique was used as a reference technique for the FIB-DIC residual stress measurements. A diffraction setup based on the Bragg-Brentano configuration was used. The measured phase was α-Ferrite, using the (2,2,2) crystal plane and Cu K_α radiation (wavelength $\lambda = 1.5406$ Å).

4. RESULTS AND DISCUSSION

Residual stresses were measured on the flat annealed sample using the XRD-$\sin^2\psi$ technique, in both the longitudinal and lateral directions. Table 1 shows that the annealing process successfully eliminated the presence of residual stresses:

Table 1. Residual stresses measurements in the longitudinal and lateral directions of an annealed steel flat sample.

Measured System	σ_{XRD} (MPa)
Annealed Longitudinal	10 ± 40
Annealed Lateral	40 ± 30

The annealed sample was deformed to an arbitrary (moderate) deformation level using the 4PB setup depicted in figure 6, and the residual stress on the top and bottom faces was measured using XRD.

The top face presented a compressive residual stress of $\sigma_{top} = -120 \pm 20$ MPa, and the stress on the bottom face was $\sigma_{bot} = 70 \pm 20$ MPa. These results are consistent with the expected behaviour from the test, as shown in figure 7. The magnitude of the stress in both faces is not the same, which could be caused by a different initial stress present in both faces before the bending test or a different yield strength in tension and compression.

Residual stresses in the same regions have been measured using the FIB-DIC technique, the results are shown in figure 8.

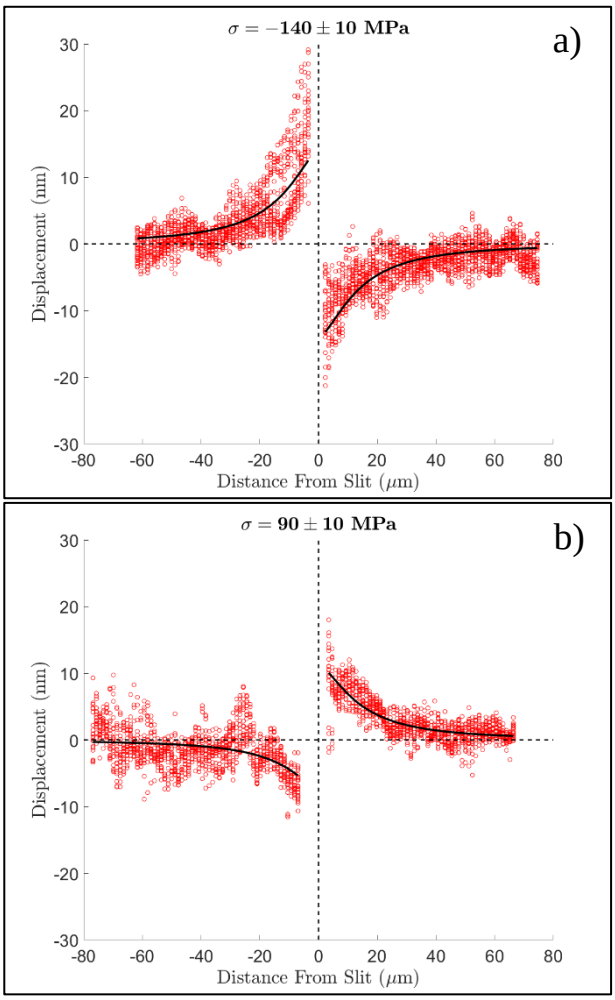


Figure 8. Measurement of residual stress on the top (a) and bottom (b) faces of the plastically deformed sample. A compressive stress was measured on the top face, and a tensile stress on the bottom face. Red dots represent DIC-measured displacements, and the black solid line is the fitting to the FEM-simulated data.

These values are compatible with the results obtained using the XRD-$\sin^2\psi$ technique. These results are summarised in table 2.

Table 2. Residual stress measurements on the top and bottom faces of the plastically deformed steel flat sample, using the XRD and FIB-DIC techniques.

Measured System	σ_{XRD} (MPa)	$\sigma_{FIB-DIC}$ (MPa)
Plastically Deformed Top Face	-120 ± 20	-140 ± 10
Plastically Deformed Bottom Face	70 ± 20	90 ± 10

5. CONCLUSION

This work has shown the validity of the FIB-DIC technique for different materials and stress ranges: the first measurements [4] were carried out on a hardmetal sample (Young's modulus $= 584$ GPa) with strong compressive residual stresses (~ -1900 MPa). In this work, the measured material was high carbon steel (Young's modulus $= 210$ GPa), and the stresses were an order of magnitude smaller, both compressive and tensile ($\sim \pm 100$ MPa). These measurements show excellent agreement with those obtained using the widely used XRD-$\sin^2\psi$ technique.

Advantages of the FIB-DIC technique are its highly local nature and sensitivity: the region captured in the SEM images had an area of $\sim 150 \times 150$ μm^2. With a pixel resolution of 4096×3773 square pixels, the area contained within each pixel was $\sim 36 \times 36$ nm^2. Thanks to the sub-pixel registration capabilities of the technique, displacements of the order of 10 nm and smaller (see figure 8b) were detected and used to successfully measure residual stresses.

On top of testing the compatibility of both residual stress measurement techniques, the stress state of the flat sample after the 4PB test was found consistent with the theoretical analysis. Discrepancies in the magnitude of the tensile and compressive stresses in the convex and concave faces were attributed to (small) nonzero initial residual stresses and/or differences in yield strength for tensile and compressive loading.

ACKNOWLEDGEMENTS

The authors would like to thank NV Bekaert SA for funding this research and for their continued support and valuable comments throughout the development of the work.

REFERENCES

[1] P.J. Withers, H. Bhadeshia, Residual stress. part 1 – measurement techniques, Mater. Sci. Technol. 17 (4) (2001) 355-365.

[2] A.M. Korsunsky, M. Sebastiani, E. Bemporad, Residual stress evaluation at the micrometer scale: analysis of thin coatings by fib milling and digital image correlation, Surf. Coat. Technol. 205 (7) (2010) 2393-2403.

[3] B.D. Cullity, Elements of X-Ray Diffraction, 2nd ed., Addison Wesley Pub. Co. Inc., 1978, pp. 447–478.

[4] A. Dorronsoro, J. Navarrete, A. Pan, E. Castaño, J.M. Sánchez, J. Alkorta, Digital image correlation after focused ion beam micro-slit drilling: A new technique for measuring residual stresses in hardmetal components at local scale, Int. J. Refract. Met. Hard Mater. 112 (2023) 106155.

[5] A. Dorronsoro, J.R. Páez, J. Navarrete, A. Pan, E. Castaño, J.M. Sánchez, J.M. Martínez Esnaola, J. Alkorta, Combination of microscale hole-drilling and digital image correlation for local measurement of residual stresses in metallic samples, Revista Española de mecánica de fractura 4 (2022) 89-94.

[6] B.S. Reddy, B.N. Chatterji, An fft-based technique for translation, rotation and scale-invariant image registration, IEEE Trans. Image. Process. 11 (3) (2002) 188-200.

FATIGA E INTERACCIÓN CON EL MEDIO AMBIENTE

ADAPTACIÓN DE UNA MÁQUINA DE FATIGA POR FLEXIÓN ROTATIVA PARA LA ESTIMACIÓN DE LA RESISTENCIA A LA FRAGILIZACIÓN POR HIDRÓGENO EN MATERIALES METÁLICOS

J.E. Muñoz-Manero[1*], J. Calaf-Chica[1], M. Preciado[1], P.M. Bravo[1]

[1] CIMa Research Group. Universidad de Burgos
Escuela Politécnica Superior. Campus Río Vena. Avda. Cantabria s-n. 09006. Burgos
[*] Persona de contacto: jmm1016@alu.ubu.es

RESUMEN

Vivimos en una sociedad cuyo modelo energético, basado en los combustibles fósiles, es insostenible desde el punto de vista económico y medioambiental. En consecuencia, resulta evidente la necesidad de encontrar nuevas alternativas energéticas. Numerosos expertos ya hablan de la conocida como "economía del hidrógeno".

Si bien es verdad que el hidrógeno como vector energético puede ser una solución, debemos afrontar los retos que supone su producción, almacenamiento y distribución. La mayor dificultad radica en la elección de los materiales utilizados, puesto que deben trabajar en una atmósfera rica en hidrógeno a alta presión. Esta circunstancia genera retos en materiales como el acero, principal componente de las vasijas de almacenamiento de hidrógeno, cuya fragilidad aumenta considerablemente como consecuencia de la difusión del H_2.

Actualmente se carece de ensayos de fatiga por flexión rotativa con fragilización in-situ debido a la ausencia de máquinas que estén adaptadas a dicha capacidad. El objeto de este trabajo es diseñar, fabricar y validar la adaptación de una máquina de fatiga por flexión rotativa integrando una celda electrolítica para la realización de ensayos bajo fragilización in-situ de hidrógeno. El reto radica en establecer la celda en un ensayo dinámico de hasta 5000 rev/min.

PALABRAS CLAVE: Hidrógeno, fragilización, fatiga, flexión rotativa, celda electroquímica.

ABSTRACT

We live in a society whose energy model, based on fossil fuels, is economically and environmentally unsustainable. Consequently, there is clearly a need to find new energy alternatives. Many experts are already talking about the called "hydrogen economy".

While it is true that hydrogen could be a solution as an energy vector, we must face the challenges of its production, storage and distribution. The biggest difficulty lies in the choice of materials, because they operate at high pressure in a hydrogen-rich atmosphere. This fact generates challenges for materials such as steel, the main component of type 1 hydrogen storage vessels, whose brittleness increases considerably as a result of H_2 diffusion.

There is currently a lack of in-situ embrittlement rotary bending fatigue tests due to the absence of testing machines adapted to this capability. The aim of this study is to design, manufacture and validate the adaptation of a rotary bending fatigue machine integrating an electrochemical cell for testing under in-situ hydrogen embrittlement. The challenge lies in establishing the cell in a dynamic test up to 5000 rev/min.

KEYWORDS: Hydrogen, embrittlement, fatigue, rotary bending, electrochemical cell.

1. INTRODUCCIÓN

Cuando se habla del futuro en términos energéticos es imposible no hacer referencia al hidrógeno. Numerosos expertos ya hablan de la conocida como "economía del hidrógeno", esto es, que dicho combustible formará parte del conjunto de vectores que sustituirán a los combustibles fósiles [1].

Al mismo tiempo que la demanda de energía aumenta, consecuencia del continuo aumento de la población mundial y de la creciente demanda de países en vías de desarrollo, las reservas de combustibles fósiles disminuyen [1]. En la Figura 1 es posible visualizar cómo la previsión de la demanda de energía es creciente mientras que la producción anual de combustibles fósiles está previsto que vaya decayendo.

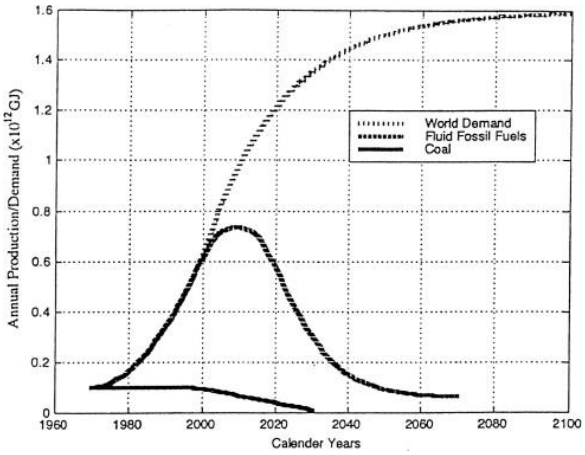


Figura 1. Previsión de producción y demanda de combustibles fósiles a futuro [2].

La Unión Europea es consciente de esta realidad, y está ejecutando un plan de impulso y desarrollo de la industria del hidrógeno como vector energético en el sector del transporte, entre otros. Prueba de ello fue la sesión parlamentaria del 21 de octubre de 2022, donde se aprobó un objetivo de reducción de emisiones de gases de efecto invernadero del 20% para 2035 y del 80% para 2050 [3].

Si bien es verdad que el hidrógeno puede ser una solución frente a los combustibles fósiles, también debemos pensar en el modo de almacenamiento, transporte y distribución. Este aspecto podría ser un condicionante a la hora de utilizar el hidrógeno. Esto es debido a que el comportamiento de algunos materiales, en especial las aleaciones metálicas en una atmósfera rica en hidrógeno a alta presión, es diferente al que muestra en condiciones normales. El tamaño del átomo de hidrógeno le permite difundirse con relativa facilidad a través del material y acumularse en defectos y límites de grano, y ello acaba motivando un proceso de degradación de su ductilidad.

La expansión del mercado del hidrógeno, y la expectativa de un incremento exponencial de su producción, abre un escenario de interés a cualquier innovación que redujera la sensibilidad a la fragilización de las aleaciones metálicas económicamente más competitivas para la fabricación de hidroductos y depósitos.

Teniendo en cuenta que la principal característica de la fragilización por hidrógeno es la pérdida de ductilidad, el nivel de alteración de la curva S-N sería un fiel reflejo de la capacidad de un material a verse afectado ante ambientes de este tipo. Dentro de las múltiples configuraciones de ensayo para estimar estas curvas S-N, se encuentra el ensayo de fatiga por flexión rotativa (ensayo FxFR), que se caracteriza por ser uno de los métodos de ensayo más óptimo desde un punto de vista de tiempos y coste del ensayo. En la actualidad no existen ensayos FxFR con fragilización in-situ de hidrógeno debido a la ausencia de máquinas que estén adaptadas a dicha capacidad. Sin embargo, los reducidos costes que suponen los ensayos de fatiga en máquinas de FxFR aunados a la rapidez con la que éstos pueden ser efectuados, han generado la motivación de este trabajo de investigación: el diseño de un sistema in-situ de fragilización por hidrógeno en una máquina de fatiga por flexión rotativa para alto número de ciclos.

2. METODOLOGÍA

2.1. Generación de hidrógeno

La dificultad en el uso de hidrógeno (H) radica en que se trata de un vector energético que debe ser producido, puesto que en la Tierra sólo se encuentra contenido en diversas moléculas como el agua y los hidrocarburos. Este problema está presente a la hora de su utilización como combustible, pero también lo vamos a encontrar a la hora de realizar ensayos de fragilización por hidrógeno.

Un ensayo de fragilización por hidrógeno consiste en estudiar el comportamiento de un material bajo atmósferas ricas en hidrógeno. Existen dos métodos para lograr la difusión de este elemento en el interior de la probeta:

i. Difusión de hidrógeno a alta presión. Este método es el más fiel con el escenario real. El material a cargar se pone en contacto con una atmósfera de hidrógeno a alta presión. En el caso de utilizar autoclave puede realizarse este proceso de carga a alta temperatura, lo que acelera el proceso de difusión del hidrógeno.
ii. Difusión del hidrógeno por carga catódica. El método se basa en el montaje de una celda electrolítica, en la que la probeta actúa como cátodo (electrodo de trabajo) y, usualmente, un electrodo de platino hace de ánodo (electrodo auxiliar), con ambos sumergidos en un electrolito conductor. La aplicación de una diferencia de potencial entre ambos electrodos hace que la solución electroquímica se descomponga y los iones de hidrógeno (protones) liberados sean atraídos electrostáticamente por el cátodo. El aumento de concentración de protones en la superficie de la probeta o electrodo de trabajo hace que se inicie un proceso de difusión del hidrógeno atómico H al interior de la probeta, logrando la carga buscada.

Existen ventajas e inconvenientes para cada método de carga. La carga por alta presión requiere una instalación más compleja y unos equipos más costosos que exigen importantes controles de seguridad. A cambio, es el método más fiel al escenario real. Por otro lado, la carga catódica se aleja del escenario real, pero refleja una sencillez y adaptabilidad del sistema muy superior. La versatilidad propia de este segundo método hace mucho más sencillo aunar el método de carga con la opción in-

situ de ensayo, que es el objetivo principal de este proyecto.

La elección de un sistema in-situ o exsitu ha de basarse en el tipo de ensayo que se pretende realizar. En los casos en los que los tiempos de ausencia de carga de hidrógeno hasta la finalización del ensayo sean lo suficientemente cortos, la opción exsitu será la más adecuada, por su mayor sencillez y bajo coste. Pero en los casos de ensayos de larga duración, este sistema con ausencia de carga durante el ensayo, no es una opción viable, ya que el hidrógeno se iría difundiendo al exterior alterándose su concentración durante el ensayo. Por ende, los ensayos de fatiga de alto número de ciclos descartan la opción exsitu. Llegados a este punto, ante la disyuntiva de elegir entre un sistema de carga por alta presión o un sistema de carga catódica, la segunda opción es la óptima. Esto se debe a que la adaptación de un sistema de alta presión de hidrógeno que contuviera a la probeta de fatiga sería una instalación sumamente costosa y con amplios retos de seguridad. Si se pretende realizar ensayos de fatiga de alto número de ciclos, la opción más recomendable, por su bajo coste, es la fatiga por flexión rotativa. En este tipo de sistemas, existe una mordaza que no se encuentra anclada en la máquina y que cede cuando la probeta alcanza el fallo. Con ello, se producen movimientos relativos y aplicaciones de pares de fuerza que hacen imposible adaptar un contenedor de alta presión en la zona de la probeta donde acontece el proceso de fatiga. Esto llevaría a que la adaptación de un sistema de carga de alta presión en una máquina de fatiga por flexión rotativa, requeriría cubrir también las propias mordazas, aspecto que introduciría nuevas dificultades. Este análisis lleva a dejar clara la elección más pertinente para los ensayos de fatiga por flexión rotativa: carga de hidrógeno in-situ por carga catódica. Éste es el sentido del actual proyecto: diseñar la adaptación de una máquina de fatiga por flexión rotativa para la carga in-situ de hidrógeno por medio de carga catódica en una celda electrolítica.

3.2. Electrolito-electrodos empleados y esquema conceptual del sistema

La difusión de hidrógeno por carga catódica se lleva a cabo por la electrólisis del agua. Para reducir la resistividad del electrolito existen múltiples opciones, con el uso de sales, ácidos o bases, junto a distintos compuestos que favorecen el proceso de difusión del hidrógeno generado al interior de la probeta. Para el presente caso se eligió una disolución ácida de ácido sulfúrico (0.5 M de H_2SO_4) junto a tiourea CH_4N_2S (4 g/l) como facilitador del proceso de difusión, en base a investigaciones precedentes [4,5].

La liberación de hidrógeno se produce en la superficie de la muestra, al estar sumergida o en contacto con la solución ácida y utilizando un potencial adecuado y controlado por medio de un potenciostato para garantizar una densidad de corriente constante de 3 mA/cm^2. La probeta a ensayar debía actuar de cátodo (electrodo negativo de trabajo), y como ánodo (electrodo positivo auxiliar) se escogió acero inoxidable AISI 316 con la finalidad de reducir al máximo la oxidación de este electrodo y cuyos iones pudieran entrar en conflicto con la generación y difusión de hidrógeno en el electrodo de trabajo. Teniendo en cuenta que el electrodo de trabajo es una probeta que se encuentra en movimiento rotativo, la celda debía crear un espacio que contuviera el electrolito, mojara ambos electrodos y, a su vez, lograra todo esto sin estar en contacto directo con la probeta en movimiento. Para lograr este objetivo se diseñó un sistema de bombeo de fluido que mantuviera de forma dinámica un volumen continuo de electrolito entre electrodo auxiliar y probeta, y fuera a la vez evacuado para verterse en un depósito que de nuevo alimentara al sistema cerrando el circuito del electrolito.

Para poder cerrar el circuito eléctrico en torno al potenciostato, se diseñó un montaje rotor-estator en el eje de la mordaza fija de la máquina. Ello obligaba a aislar eléctricamente ambos herrajes, fijo y móvil, al resto de la máquina. El uso de placas de polietileno para el aislamiento del herraje, así como arandelas poliméricas de alta resistencia para el aislamiento de sus correspondientes tornillos de amarre, fue la solución adoptada para el aislamiento eléctrico del circuito de la celda electrolítica.

La Figura 2 muestra un esquema conceptual de la celda electrolítica, y la Figura 3 y 4 representan la máquina de fatiga utilizada en este trabajo de adaptación para la fragilización in-situ de hidrógeno y celda electrolítica utilizada.

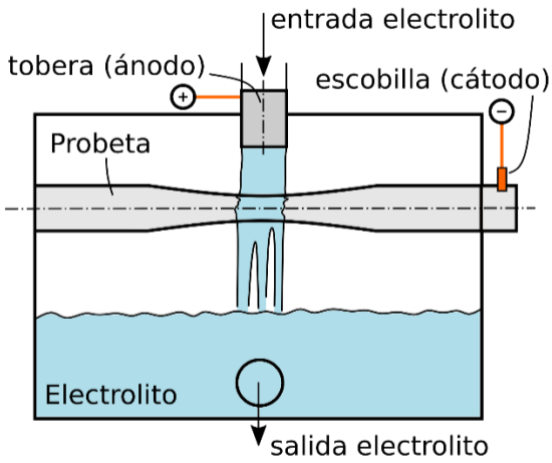


Figura 2. Esquema conceptual de la adaptación para fragilización in-situ de hidrógeno

Para la verificación experimental se fabricaron 32 probetas de fatiga según ISO 1143 (ver Figura 5) obtenidas de barra de diámetro 30 mm en acero calidad 42CrMo4 en estado normalizado (dureza 93.7 HRBW, equivalente a una resistencia a la tracción de 675 MPa). Se llevaron a cabo ensayos con distintos niveles de carga y tensión equivalente (ver Tabla 1) sin fragilización (ensayos codificados con el sufijo indicador *-x) y con

fragilización por hidrógeno bajo la configuración de difusión por carga catódica indicada en párrafos anteriores (ensayos codificados con el sufijo indicador *-H2). Para los casos *-H2 se estableció un periodo de precarga de hidrógeno de 2 horas sin carga flectora y bajo las mismas condiciones de montaje del ensayo. Una vez alcanzado el tiempo de precarga se aplicaba la carga establecida en cada caso y se efectuaba el ensayo a una velocidad de giro de 2000 rpm.

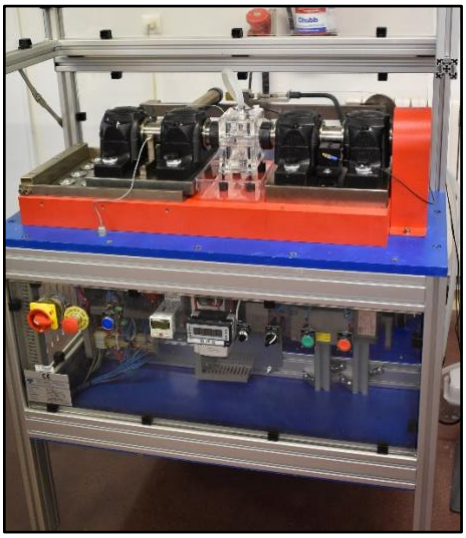


Figura 3. Vista general de la máquina de fatiga por flexión rotativa

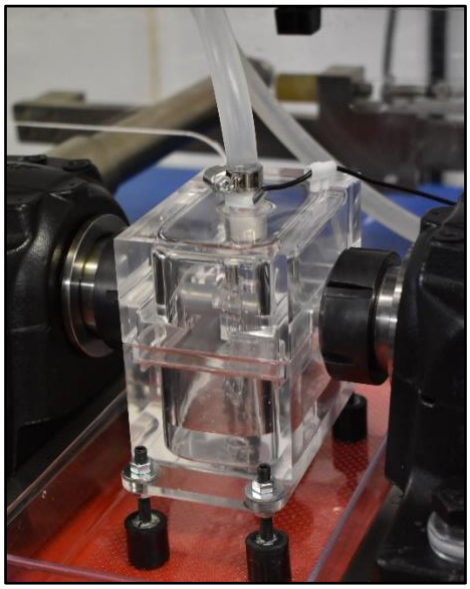


Figura 4. Celda electrolítica para carga catódica de hidrógeno

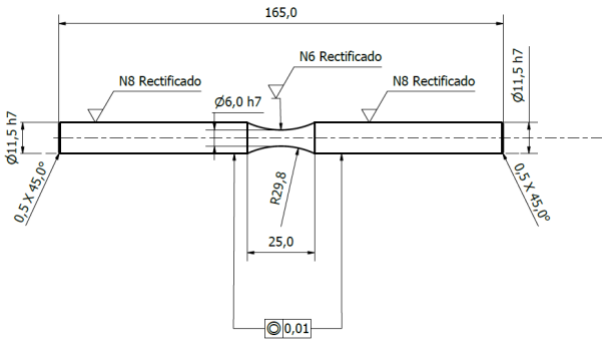


Figura 5. Geometría de las probetas de fatiga según ISO 1143

Tabla 1. Masa y tensión máxima aplicada en las probetas de fatiga

ID	masa (kg)	*S* (MPa)
S0	1.56	359.8
S1	1.82	420.5
S2	2.00	462.1
S3	2.84	656.9

4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

La figura 6 muestra el potencial eléctrico registrado por el potenciostato durante la fase de precarga (120 min) y el ensayo de fatiga. Los saltos observados en los tiempos 60 min y 100 min corresponden con el movimiento manual del eje de la mordaza fija. El sistema rotor-estator genera una diferencia de potencial de aproximadamente 0.8 V, que cambia al rotar el eje. El salto de potencial a los 120 min corresponde con el inicio del ensayo de fatiga, y el último salto de potencial al final del ensayo se debe a la rotura de la probeta y al cambio que ello provoca en la resistencia del conjunto del circuito. La intensidad que debía controlar el potenciostato, establecida en 20 mA, mostró un registro con una media a lo largo de toda la precarga y ensayo de 20.009 mA ± 0.76 μA.

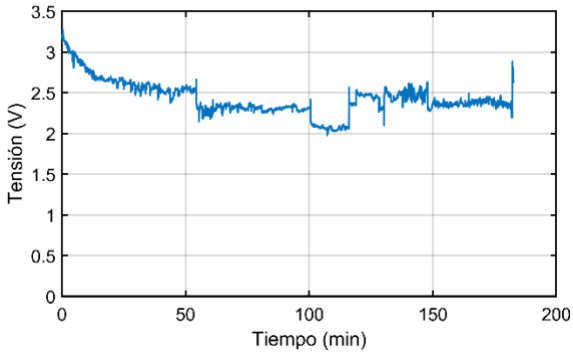


Figura 6. Tensión registrada por el potenciostato durante la fase de precarga y el ensayo de fatiga de la probeta S1

Las figuras 7 y 8 muestran los resultados de los ensayos de fatiga efectuados según las indicaciones del apartado anterior. Se observó una clara disminución de los ciclos a rotura en los cuatro casos de carga estudiados, lo que confirmó el funcionamiento correcto de la celda electrolítica y su capacidad de cargar con hidrógeno a la probeta. La figura 7 incluye los intervalos de confianza de la regresión de cada familia de datos, y la figura 8 los intervalos de confianza de los datos, todo ello al 95%.

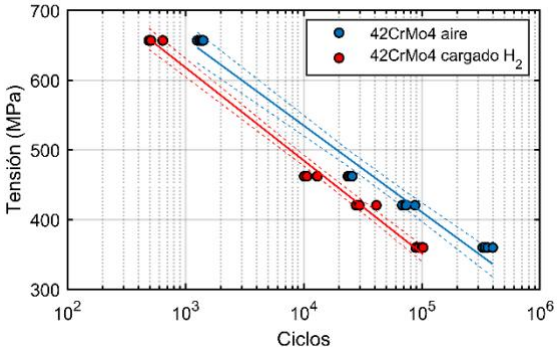


Figura 7. Curvas S-N (azul: sin carga H_2; rojo: con carga H_2) e intervalos de confianza de la regresión al 95%

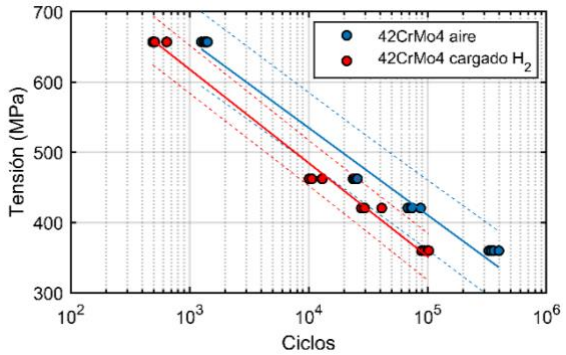


Figura 8. Curvas S-N (azul: sin carga H_2; rojo: con carga H_2) e intervalos de confianza de los datos al 95%

Las figuras 9 y 10 representan las superficies de fractura de las probetas S1-x y S1-H2, que confirman el incremento de fragilidad estimado por el registro de ciclos del ensayo de fatiga. La figura 9, correspondiente a la probeta S1-x muestra una amplia superficie de crecimiento de grieta por fatiga, con una pequeña zona de fractura final (destacada en rojo). En cambio, la figura 10, correspondiente a la probeta S1-H2, refleja una superficie de fractura final mucho más amplia y brillante. Todo ello, confirma el correcto funcionamiento de la celda de fragilización por carga catódica de hidrógeno.

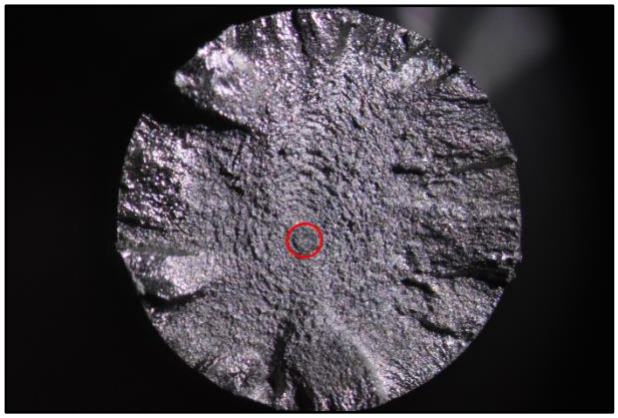


Figura 9. Superficie de fractura de la probeta S1-x

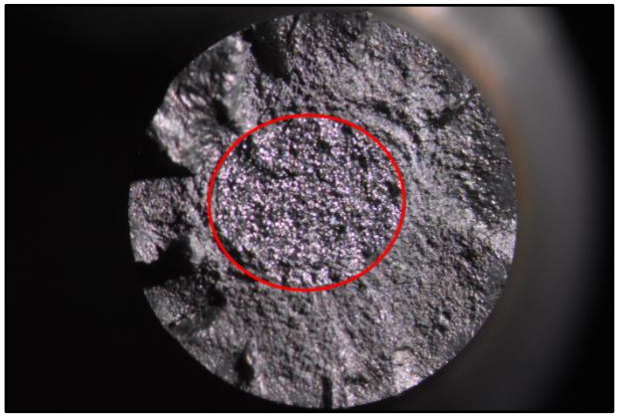


Figura 10. Superficie de fractura de la probeta S1-H2

6. CONCLUSIONES

Este trabajo pretendía diseñar y fabricar la adaptación de una máquina de fatiga por flexión rotativa para la realización de ensayos bajo carga de hidrógeno. De los resultados obtenidos se puede concluir que el sistema de celda electrolítica de chorro de electrolito es lo suficientemente estable y fiable como para generar una fragilización por hidrógeno controlada en probetas de fatiga. Con ello, se ha adaptado un sistema de fragilización por hidrógeno a una de las configuraciones de máquina de ensayos de fatiga de coste más competitivo del mercado.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al Vicerrectorado de Investigación, Transferencia e Innovación de la Universidad de Burgos la subvención concedida para el proyecto H2-Fatigue de la X Convocatoria Prueba Concepto con la que ha sido posible ejecutar este trabajo.

REFERENCIAS

[1] Hortal, M. A. & Barreras, A. L. M. (2007). El hidrógeno: Fundamento de un futuro equilibrado. Díaz de Santos.

[2] Veziroğlu, T. N. & Şahi˙n, S. (2008). 21st Century's energy: Hydrogen energy system. Energy Conversion and Management, 49(7), 1820-1831.

[3] Members of The European Parliament Have Decided to Support a Hydrogen Based Green Transition in The Transport Sector. (2022, 21 octubre). Hydrogen Central.

[4] Cauwels, M., et al. (2022). Influence of electrochemical hydrogenation parameters on microstructures prone to hydrogen-induced cracking. Journal of Natural Gas Science and Engineering, 101, 104533.

[5] Li, X., et al. (2015). Effect of cathodic hydrogen-charging current density on mechanical properties of prestrained high strength steels. Materials Science and Engineering: A, 641, 45-53.

ESTIMACIÓN DE LA VELOCIDAD DE CRECIMIENTO DE GRIETA EN PROBETAS CILÍNDRICAS SOMETIDAS A FATIGA ASISTIDA POR EL AMBIENTE EN CONDICIONES PWR MEDIANTE CAÍDA DE POTENCIAL

S. Arrieta[1*], F.J. Perosanz[2], J.M. Barcala[3], M.L. Ruiz[4], S. Cicero[1]

[1] LADICIM (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

[2] División de Combustión y Gasificación, Departamento de Energía, Centro de Investigaciones Energéticas, Medioambientales y Tecnológicas (CIEMAT), Av. Complutense 40, 28040 Madrid, España

[3] División de Instrumentación Científica, Departamento de Tecnología, Centro de Investigaciones Energéticas, Medioambientales y Tecnológicas (CIEMAT), Av. Complutense 40, 28040 Madrid, España

[4] Unidad de Biocarburantes Avanzados y Bioproductos, Departamento de Energía, Centro de Investigaciones Energéticas, Medioambientales y Tecnológicas (CIEMAT), Av. Complutense 40, 28040 Madrid, España

[*] Persona de contacto: sergio.arrieta@unican.es

RESUMEN

La técnica de caída en potencial de corriente continua (DCPD) se emplea en ensayos de crecimiento de grieta para medir la velocidad de crecimiento de grieta (CGR). El incremento de la corriente que circula por la probeta permite estimar la variación de la longitud de la grieta. En este caso, el DCPD se usó en probetas cilíndricas sólidas (sin entalla o pre-grieta), ensayadas a fatiga de bajo número de ciclos en ambiente simulado de reactor de agua a presión (PWR). Las probetas fueron ensayadas hasta el fallo por fatiga, al mismo tiempo que se medía la señal DCPD durante el proceso de fatiga. Aunque se observó la aparición de múltiples puntos de iniciación, a medida que la fatiga progresaba, una de las grietas se hacía dominante y progresaba hasta el fallo. La medida DCPD permitió estimar la CGR media de la grieta principal. Finalmente, para validar las CGR medias obtenidas, estas se compararon con la CGR media derivada de la medición del espacio entre estrías, observadas mediante microscopía electrónica de barrido (SEM) y los valores recopilados en el NUREG/CR-6909.

PALABRAS CLAVE: caída de potencial, fatiga asistida por el ambiente, velocidad de crecimiento de grieta.

ABSTRACT

The direct current potential drop (DCPD) technique may be used in crack propagation tests to measure the crack growth rate (CGR). Potential probes attached to the specimen allow the variation of the crack length to be estimated. In this research, the DCPD technique was applied to solid bar specimens (without any initial notch or crack) subjected to low-cycle fatigue testing in simulated pressurized water reactor (PWR) environment. The specimens were tested to fatigue failure under different strain amplitudes and frequencies, while also measuring the corresponding DCPD signal during the fatigue process. Although it was observed that the initiation of multiple cracks occurred, as fatigue continued, one of them became dominant and progressed to cause the failure. The DCPD technique allowed to estimate the average CGR of the dominant crack. Finally, the obtained average CGRs were validated by comparing them with average CGRs derived from striation spacing measurements, by scanning electron microscopy (SEM) and from literature values gathered in the NUREG/CR-6909.

KEYWORDS: Potential Drop, Environmentally Assisted Fatigue, Crack Growth Rate.

1. INTRODUCCIÓN

La técnica de caída de potencial de corriente continua (*direct current potential drop*, DCPD) se usa habitualmente para medir la longitud de la grieta en las pruebas de crecimiento de grietas por fatiga [1]. Su uso está especialmente indicado para materiales conductores ensayados en ambientes agresivos, donde no se pueden utilizar otras técnicas convencionales. Se han realizado ensayos de fatiga asistida por el ambiente (*environmentally assisted fatigue*, EAF) en condiciones simuladas de reactor de agua a presión (PWR) para la detección del inicio y crecimiento de grietas.

El principio físico de esta técnica se basa en la ley de Ohm y la variación de la resistencia de la probeta: la reducción de la sección provocada por la propagación de la grieta está directamente asociada a un aumento de la resistencia eléctrica de la probeta. La caída de potencial resultante está ligada a una densificación de las líneas de campo de potencial [2] y a la geometría de la probeta y de la fisura [3].

Monitorear la señal DCPD permite desarrollar un método para la estimación de la velocidad de crecimiento de grieta (*crack growth rate*, CGR) en ensayos EAF.

El desarrollo de grietas se puede dividir en tres fases [4]:

- Fase 1: Nucleación de grietas. Comprende el número de ciclos para crear una fisura de cierta longitud (p. ej., un grano) en un material no fisurado. Los micromecanismos de iniciación han sido ampliamente analizados [4]. Cuando se ensayan probetas sólidas sin defectos macroscópicos, los puntos de iniciación de grieta por fatiga se ubican en la superficie de la probeta, y una gran proporción de la vida a fatiga se consume en la fase de nucleación [5]. La técnica DCPD es capaz de detectar esta primera fase.
- Fase 2: Propagación de grietas. Incluye el crecimiento de grietas cortas y grietas largas. La primera etapa se rige por la microestructura del material y corresponde al número de ciclos requeridos para hacer crecer una grieta del tamaño del grano hasta una grieta lo suficientemente larga para ser regida por las propiedades del material; mientras que la segunda se corresponde con una etapa controlada por las propiedades del material y, en condiciones de fatiga de alto número de ciclos, la mecánica de fractura elástica lineal convencional (*linear elastic fracture mechanics*, LEFM) es válida (p. ej., ley de París [6]). En esta segunda etapa, la propagación es estable y continua, las estrías de fatiga generalmente están bien definidas y el proceso se puede analizar mediante DCPD. Las estrías producidas por la propagación de grietas [7] se pueden observar mediante microscopía electrónica de barrido (SEM). El espaciamiento entre ellas se emplea para estimar su CGR (da/dN).
- Fase 3: Fallo. La propagación de grietas por fatiga se vuelve inestable y la sección restante no soporta la carga aplicada, produciendo la fractura final. Esta etapa no es analizada, ya que los ensayos se detuvieron al alcanzar una cierta caída de carga.

Los resultados obtenidos con DCPD se han validado comparándolos con las expresiones del NUREG/CR-6176 [8] y NUREG/CR-6909 [9] para la fatiga en ambiente PWR, y con la medida de distancia entre estrías obtenidas a partir de imágenes SEM.

El apartado 2 presenta el material y los métodos utilizados, el apartado 3 recoge los resultados obtenidos, el apartado 4 esboza las principales conclusiones.

2. MATERIALES Y MÉTODOS

2.1. Material y método de ensayo

Los ensayos de fatiga asistida por el ambiente se llevaron a cabo en probetas cilíndricas sólidas de acero inoxidable austenítico 304L. Su geometría se muestra en la Figura 1a. Este tipo de probetas no están específicamente diseñados para estimar la velocidad de crecimiento de grietas (como sí lo están las probetas de tensión compacta (CT)). En las probetas cilíndrias sólidas, la longitud calibrada es uniforme y no contiene ningún defecto o entalla, lo que significaba que la ubicación del lugar de iniciación de grieta es incierta a priori.

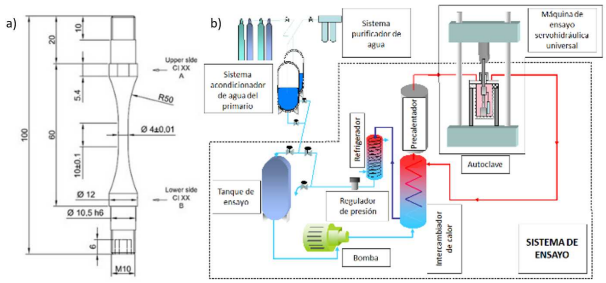


Figura 1. (a) Geometría de la probeta; (b) Diagrama del circuito de ensayo.

Se realizaron ensayos de fatiga con control de deformación con diferentes condiciones de carga y frecuencias (condiciones de ensayo y ambientales se muestran en la Tabla 1 y Tabla 2, respectivamente). En todos los casos, la relación de deformación es R = -1. Estos ensayos no están estandarizados, por ello, se han realizó siguiendo las normas ASTM E606 [10] e ISO 12106 [11], tan estrictamente como fue posible. Una descripción pormenorizada del programa de ensayos se encuentra en el Proyecto INCEFA-PLUS [12].

Tabla 1. Parámetros de ensayo.

Test	Diámetro (mm)	Amplitud de deformación (ε_m, %)	Velocidad de deformación a tracción (ε, $\%s^{-1}$)	Frecuencia (Hz)
CI6	3.79	0,60	0.01	0.0076
CI11	3.99	0,60	0.01	0.0076
CI12	3.99	0.23	0.01	0.0198
CI15	3.98	0,60	0.01	0.0076
CI16	4.00	0,60	0.01	0.0076
CI18	3.99	0.30	0.01	0.0152
CI19	3.75	0,60	0.01	0.0076
CI20	3.60	0.30	0.01	0.0152
CI22	3.65	0.23	0.01	0.0198

Tabla 2. Ambiente simulado PWR.

Parámetro	Valor
Temperatura	300 ºC
Presión	150 bar
Contenido de litio	2 ± 0,2 ppm LiOH
Contenido boro	1000 ± 100 ppm H_3BO_3
Hidrógeno disuelto	25 ± 5 cc(STP)H_2/kg
pH (300 °C)	≈6.95
Conductividad (25 °C)	≈30 µS/cm
Oxígeno	<5 ppb

El ensayo mecánico de fatiga se realizó en una máquina de ensayos universal (MICROTEST Serie EFH). El diagrama del circuito de ensayos se muestra en la Figura 1b. Las medidas de DCPD se realizaron con un Celians 3310/SUIV-FISSURE-5309. Se soldaron dos cables de níquel de 1 mm de diámetro (por descarga de capacitor), por encima y por debajo de la longitud calibrada. Para la medición de caída de potencial, se condujo una corriente constante de 1 A, que era digitalizada por el sistema de adquisición de datos. Además, se colocó junto a la probeta una muestra de referencia del mismo material, pero sin estar sometido a carga, para eliminar las pequeñas fluctuaciones de la señal causadas por razones internas o externas.

2.2. De las medidas de DCPD a la geometría de grietas

La caída de potencial permite obtener una expresión que relaciona la tensión eléctrica con el patrón de carga aplicado, el avance del frente de grieta y, finalmente, con el correspondiente factor de intensidad de tensiones, cuando sea necesario. En los ensayos realizados, el lugar de iniciación de la grieta estaba en la superficie y avanzaba hacia el centro. La longitud final de la grieta se midió físicamente una vez finalizado el ensayo EAF.
Los cambios en el voltaje que circula a través de la probeta están directamente relacionados con el crecimiento de la grieta por fatiga (ver Figura 2). Así, a partir de la medida de la variación de corriente fue posible estimar la velocidad de crecimiento de la grieta. Para esto, en primer lugar, se empleó la siguiente expresión [13]:

$$\Delta DCPD_{signal} = \frac{1}{2}\left\{\ln\left(\frac{V_{test}}{V_{test0}}\right) - \ln\left(\frac{V_{ref}}{V_{ref0}}\right)\right\} \quad (1)$$

donde V_{test} es el potencial medido en la longitud calibrada a lo largo del ensayo, V_{test0} es el valor inicial de V_{test} (t=0), V_{ref} es el potencial medido en la muestra de referencia durante el ensayo y V_{ref0} es el valor inicial de V_{ref} (t=0).

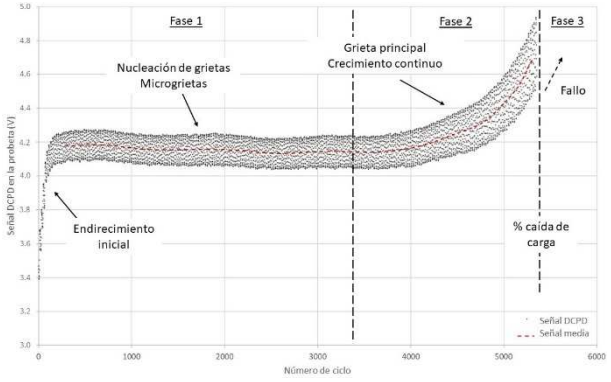


Figura 2. Evolución de la señal DCPD en un ensayo EAF y diferentes regiones de fisura.

La señal DCPD que se muestra en la Figura 2 identifica las diferentes etapas del desarrollo de la grieta. Al inicio del ensayo (Fase 1), se observó un incremento en la señal debido al aumento en la resistividad de la longitud calibrada, lo que puede estar relacionado con el endurecimiento del material y la aparición microgrietas [9]. Posteriormente, la señal se estabilizó. Esta meseta se puede identificar con la nucleación de grietas. Una vez que una grieta alcanzó la longitud suficiente, la velocidad de crecimiento de grieta se aceleró (Fase 2, según ecuación (2)) y la resistencia de la muestra aumentó debido a la reducción de la sección transversal. El ensayo se detuvo antes de la separación total de la probeta (Fase 3), después de alcanzar cierto porcentaje de caída de carga. Para aplicar la ecuación (2), la señal se suavizó considerando la línea media (línea roja discontinua). La línea resultante, incluyendo la parte estabilizada de la Fase 1 y toda la Fase 2, se ajustó mediante una ley exponencial.

$$\frac{dDCPD_{signal}}{dN} > 0 \quad (2)$$

A continuación, con el objetivo de establecer una correlación entre la señal DCPD medida y la extensión de la fisura, se requiere un modelo geométrico del frente de grieta durante su propagación. En el modelo propuesto, la fisura es perpendicular a la dirección de la carga y fue definida por la intersección de dos circunferencias. En este análisis, basándonos en la revisión bibliográfica y en las superficies de fractura analizadas, el frente de grieta considerado fue el definido por la intersección de dos circunferencias que se cortan perpendicularmente [14].

El área fisurada (S_c) se estimó de la siguiente manera:

$$S_c = \frac{R^2}{\sin\left(\frac{Y}{2a}\right)} - \sqrt{s_1(s_1-Y)(s_1-Y)^2} + \frac{a^2}{\sin\left(\frac{Y}{2a}\right)} - \sqrt{s_2(s_2-Y)(s_2-a)^2}$$
$$s_1 = \frac{Y+2R}{2};\ s_2 = \frac{Y+2a}{2} \quad (3)$$
$$Y = \frac{\sqrt{a^2(4R^2-a^2)}}{R}$$

La sección resistente (S_r) se puede derivar fácilmente de la ecuación (4):

$$S_r = \pi R^2 - S_c \quad (4)$$

La estimación de la longitud de grieta mediante este modelo geométrico permite determinar cómo disminuye la sección resistente (S_r) en función de la longitud de grieta.

Finalmente, para completar el modelo de crecimiento de grieta, fue necesario medir la longitud final de la grieta (a_f).

A continuación, se acoplan la variación de la señal DCPD con el tiempo y el modelo geométrico de crecimiento de grieta, permitiendo una estimación de la longitud de grieta en función del del tiempo transcurrido (número de ciclos). Ajustando la curva $1/S_r$ hasta la longitud final de grieta, medida al acabar el ensayo, con el valor máximo de señal de caída de potencial (ΔV), fue posible derivar

una correlación entre la señal DCPD y la longitud instantánea de la grieta fisura.

La relación entre la señal DCPD y la velocidad de crecimiento de grieta instantánea requeriría correcciones adicionales para mejorar la precisión correspondiente [15]. Las correcciones mencionadas requieren de procesos de calibración que no fue posible realizar por las particulares y agresivas condiciones experimentales, por lo que el análisis de CGR realizado se centró en valores medios, no en valores instantáneos. Por tanto, el proceso de calibración se limitó a medir la longitud final de grieta y en asumir un valor razonable para la longitud inicial de grieta: 200 µm (a_0, [16]). Esto es consistente con la estimación de inicio y crecimiento de grieta propuesto en NUREG/CR-6909.

3. RESULTADOS

La Figura 3 muestra un ejemplo de la evolución de la longitud de grieta con el número de ciclos (una vez finalizada la fase de iniciación). La Tabla 4 muestra los resultados de velocidad de crecimiento de grieta calculados a partir de la señal DCPD, combinando la caída de potencial y el modelo de crecimiento de grieta. Estos resultados son valores promedio a lo largo del proceso de propagación, obtenidos como se muestra en la Figura 3 (línea roja discontinua). Es posible validar estas predicciones comparándolas con la CGR obtenida a partir de la separación entre estrías (imágenes SEM, ver Figura 4) y la frecuencia del ciclo. Los diferentes valores medidos de CGR se encuentran todos en el mismo orden de magnitud, siendo consistentes con la dispersión común en estas medidas. Además, tales diferencias aparecieron tanto en las mediciones de SEM como en las de señal DCPD, lo que demuestra la consistencia de la metodología propuesta.

Tabla 4. Parámetros de ensayo y velocidades de crecimiento de grieta, calculadas mediante señal DCPD y fractografía SEM.

Test	Caída de carga (%)	Longitud final de grieta (mm)	CGR medio (DCPD) (mm/s)	CGR medio (SEM) (mm/s)
CI6	100	3,321	$3{,}79\cdot10^{-5}$	$3{,}51\cdot10^{-5}$
CI11	31	1,907	$1{,}98\cdot10^{-5}$	$1{,}79\cdot10^{-5}$
CI12	36	2,422	$1{,}14\cdot10^{-5}$	-
CI15	35	3,734	$1{,}64\cdot10^{-5}$	-
CI16	50	2,760	$1{,}81\cdot10^{-5}$	-
CI18	32	2,175	$1{,}33\cdot10^{-5}$	$1{,}29\cdot10^{-5}$
CI19	39	2,366	$3{,}72\cdot10^{-5}$	$1{,}74\cdot10^{-5}$
CI20	35	2,033	$2{,}06\cdot10^{-5}$	$2{,}12\cdot10^{-5}$
CI22	51	2,727	$2{,}36\cdot10^{-5}$	$2{,}25\cdot10^{-5}$

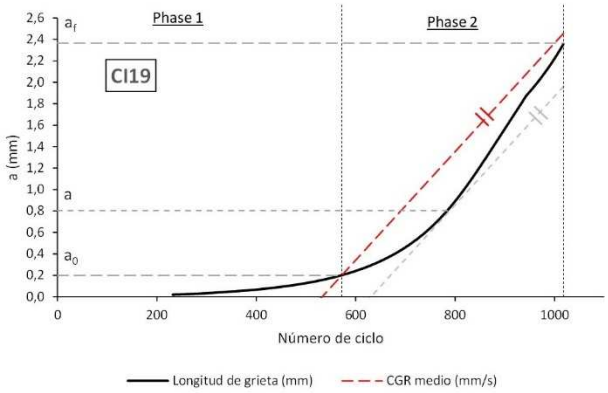


Figura 3. Estimación de la evolución de la grieta a partir de la señal DCPD y del modelo geométrico.

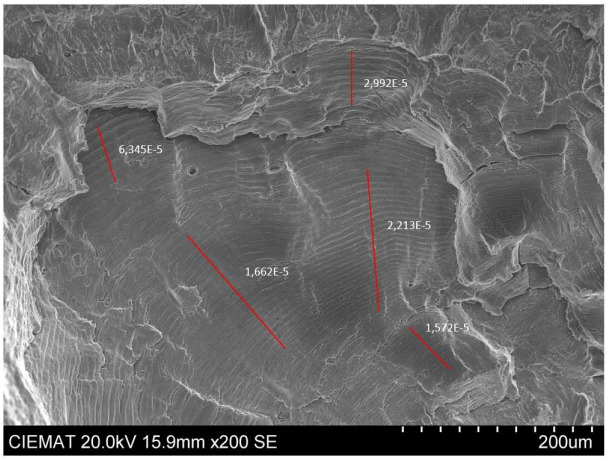


Figura 4. Imágenes SEM de superficies de fractura, medición de separación entre estrías y velocidades de crecimiento de grietas resultantes (CGR, mm/s).

La figura 5 muestra la correlación entre la CGR obtenida de las estimaciones de DCPD y la medición de la separación entre estrías. Los valores de CGR mediante medición de la separación entre estrías representan un valor promedio, obtenido a partir de mediciones en distintas zonas de la superficie de fractura. La correlación entre ambos valores fue buena en la mayoría de los casos, aunque apareció un resultado dispar (CI19), aún fue del mismo orden de magnitud.

Las velocidades instantáneas de crecimiento, estimadas por fractografía SEM son razonables teniendo en cuenta las áreas donde se han medido y los valores recogidos en la literatura [17], dando lugar a los valores medios de CGR que se muestran en la Tabla 4.

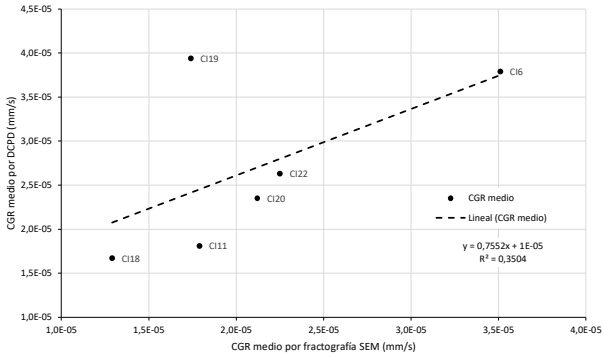


Figura 5. Correlación entre las estimaciones DCPD y la medida de separación entre estrías.

La CGR derivada de la señal DCPD y la fractografía SEM también se compararon con las velocidades de crecimiento de grietas por fatiga en ambiente PWR propuestas en NUREG/CR-6909 (ver Figura 6) para aceros inoxidables austeníticos. Las expresiones para CGR en el aire (ecuación (5)) y CGR en ambiente (ecuación (6)) obtenidas en [8], [9]:

$$CGR_{air}=3.43 \cdot 10^{-12} S(R) \Delta K^{3.3} / T \quad (5)$$

$$CGR_{env}=CGR_{air} + 4.5 \cdot 10^{-5} (CGR_{air})^{0.5} \quad (6)$$

donde S(R) es función de la relación de carga (S(R) = 1), ΔK es el rango del factor de intensidad de tensiones y T_r es el tiempo de subida de carga en el ciclo de fatiga.

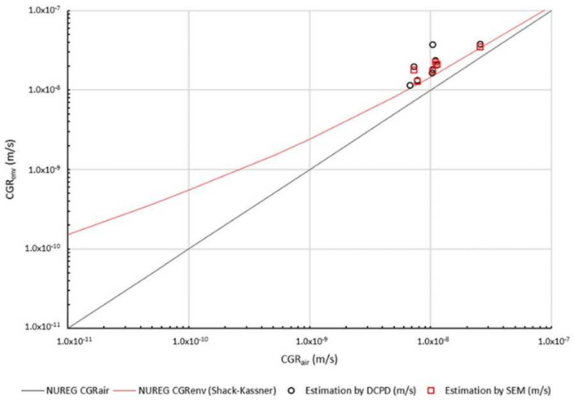


Figura 6. CGRs (obtenidas mediante DCPD y fractografía SEM) comparadas con las curvas propuestas en NUREG/CR-6909 (aire y ambiente PWR).

Para comparar las CGR experimentales obtenidas por DCPD y fractografía con las estimaciones proporcionadas por NUREG/CR-6909, aunque las condiciones de ensayo son elastoplásticas, se realizó una aproximación al factor de intensidad de tensión [18]:

$$\Delta K = F \Delta\sigma \sqrt{\pi a} \quad (7)$$

donde Δσ es la amplitud de tensiones, a es la longitud de grieta y F es un factor geométrico que depende de las geometrías de la probeta y de la grieta [14]:

$$F = 0.92 \frac{\pi}{2} \sqrt{\frac{\tan\frac{\pi a}{2D}}{\frac{\pi a}{2D}}} \frac{1}{\cos\frac{\pi a}{2D}} \left[0.752+2.02\frac{a}{D}+0.37\left(1-\sin\frac{\pi a}{2D}\right)^3\right] \quad (8)$$

donde a es la longitud de grieta y D el diámetro de la probeta.

Dado que este análisis se enfocó en la velocidad media de crecimiento de grieta, la longitud de grieta (a) utilizada para estimar el factor de intensidad de tensión (ΔK) fue la correspondiente a una CGR instantánea igual a la CGR media (ver Figura 3).

La Figura 6 muestra las estimaciones de CGR obtenidas en las probetas cilíndricas al utilizar la señal DCPD y las fractografías SEM, comparándolas con las predicciones del NUREG/CR-6909 (línea roja para ambiente PWR, línea negra para aire). Se pueden hacer algunas observaciones:

- Existe buena correlación entre los valores medidos por fractografía y los estimados por DCPD.
- Los valores estimados están por encima de la curva Shack-Kassner [8], que corresponde a ambientes con oxígeno. Esto concuerda con el hecho de que la CGR en ambientes con bajo contenido de oxígeno (PWR) aumenta cuando se compara con la CGR en ambientes con mayor contenido de oxígeno (reactor de agua en ebullición, BWR) [19].

4. CONCLUSIONES

Este trabajo presenta un procedimiento para estimar la velocidad de crecimiento de grietas por fatiga en probetas sólidas (sin entalla o pre-grieta) ensayadas en ambiente PWR mediante la técnica DCPD [20]. Estas condiciones de ensayo están asociadas con problemas específicos, como la incertidumbre sobre los lugares de iniciación de grieta y las dificultades experimentales propias de entornos acuosos y agresivos. El procedimiento experimental propuesto y un modelo analítico permitieron una fácil y rápida determinación de la velocidad de crecimiento de grietas por fatiga.

La metodología propuesta mide la señal DCPD durante el ensayo de fatiga, determina la longitud final de la grieta, asume una longitud inicial de grieta (200 μm) y relaciona la señal DCPD con un modelo geométrico de grieta. De esta forma se puede obtener tanto la evolución de la longitud de grieta con el número de ciclos, como el valor medio de la velocidad de crecimiento de grieta (CGR). Las estimaciones de velocidad media de crecimiento de grieta se han comparado con las obtenidas mediante la medición del espacio entre estrías de fatiga en la superficie de la fractura y con los valores CGR propuestos en NUREG/CR-6176 y NUREG/CR-6909, proporcionando una precisión razonable en ambos casos. Por lo tanto, se ha demostrado que es posible obtener estimaciones prácticas de CGR medio en ambiente PWR.

AGRADECIMIENTOS

Este proyecto ha recibido financiación del programa de investigación y formación de Euratom 2014-2018 bajo el acuerdo de subvención nº 662320 (INCEFA-PLUS) y el Programa de Investigación y Capacitación de Euratom 2019-2020 bajo el acuerdo de subvención No. 945300 (INCEFA-SCALE).
Los autores desean agradecer a la División de Materiales de Interés Energético (CIEMAT) involucrado en la realización de análisis y caracterización SEM.

REFERENCIAS

[1] ASTM, "E647-00, Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates," *ASTM International*. ASTM International, 2000.

[2] R. O. Ritchie, G. G. Garrett, and J. P. Knott, "Crack-growth monitoring: Optimisation of the electrical potential technique using an analogue method," *Int. J. Fract. Mech.*, vol. 7, no. 4, p. 462, 1971, doi: 10.1007/BF00189118.

[3] L. Doremus, Y. Nadot, G. Henaff, C. Mary, and S. Pierret, "Calibration of the potential drop method for monitoring small crack growth from surface anomalies – Crack front marking technique and finite element simulations," *Int. J. Fatigue*, vol. 70, pp. 178–185, Jan. 2015, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2014.09.003.

[4] ASM International, *ASM Handbook, Volume 19: Fatigue and Fracture*. USA: ASM International, 1997.

[5] G. J. Deng, S. T. Tu, Q. Q. Wang, X. C. Zhang, and F. Z. Xuan, "Small fatigue crack growth mechanisms of 304 stainless steel under different stress levels," *Int. J. Fatigue*, vol. 64, pp. 14–21, Jul. 2014, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2014.01.027.

[6] A. Carpinteri, "Shape change of surface cracks in round bars under cyclic axial loading," *Int. J. Fatigue*, vol. 15, no. 1, pp. 21–26, 1993, doi: 10.1016/0142-1123(93)90072-X.

[7] C. Laird and G. C. Smith, "Crack propagation in high stress fatigue," *Philos. Mag. A J. Theor. Exp. Appl. Phys.*, vol. 7, no. 77, pp. 847–857, 1962, doi: 10.1080/14786436208212674.

[8] W. J. Shack, T. F. Kassner, and E. Technology, "NUREG/CR-6176; ANL-94/1; Review of environmental effects on fatigue crack growth of austenitic stainless steels." 1994, doi: 10.2172/985102.

[9] O. K. Chopra and G. L. Stevens, "NUREG/CR-6909,Rev.1; Effect of LWR Water Environments on the Fatigue Life of Reactor Materials. Final Report," 2018.

[10] ASTM, "Standard Test Method for Strain-Controlled Fatigue Testing," *E606/E606M-12*, 2004, doi: 10.1520/E0606-04E01.Copyright.

[11] ISO, "Metallic materials - Fatigue testing - Axial-strain-controlled method; ISO/FDIS 12106:2016(E)," vol. 2016, 2016.

[12] INCEFA-PLUS Consortium *et al.*, *INCEFA-PLUS findings on Environmental Fatigue*. INCEFA-PLUS Project, 2020.

[13] M. B. Toloczko, M. J. Olszta, Z. Zhai, and S. M. Bruemmer, "Stress Corrosion Crack Initiation Measurements of Alloy 600 in PWR Primary Water," in *17th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Sytems - Water Reactors*, 2015, pp. 1–20.

[14] A. Levan and J. Royer, "Part-circular surface cracks in round bars under tension, bending and twisting," *Int. J. Fract.*, vol. 61, no. 1, pp. 71–99, 1993, doi: 10.1007/BF00032340.

[15] H. Johnson, "Calibrating the Electric Potential for Studying Slow Crack Growth," *Mater. Res. Stand.*, vol. 5, pp. 442–445, 1965.

[16] O. K. Chopra, W. J. Shack, and J. Muscara, "Mechanism of Fatigue Crack Initiation in Austenitic Stainless Steelsin Light Water Reactor Environments," in *17th International Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology (SMiRT17)*, 2003, p. 8.

[17] D. Tice, N. Platts, K. Rigby, J. Stairmand, and D. Swan, "Influence of PWR Primary Coolant Environment on Corrosion Fatigue Crack Growth of Austenitic Stainless Steel," in *Volume 1: Codes and Standards*, Jan. 2005, pp. 193–205, doi: 10.1115/PVP2005-71563.

[18] I. S. Raju and J. C. Newman Jr., "Stress-Intensity Factors for circunferential surface cracks in pipes and rods under tension and bending loads," Hampton, VA, USA, 1985.

[19] W. J. Mills, "Accelerated and retarded corrosion fatigue crack growth rates for 304 stainless steel in an elevated temperature aqeous environment," 2013.

[20] S. Arrieta, F. J. Perosanz, J. M. Barcala, M. L. Ruiz, and S. Cicero, "Using Direct Current Potential Drop Technique to Estimate Fatigue Crack Growth Rates in Solid Bar Specimens under Environmental Assisted Fatigue in Simulated Pressurized Water Reactor Conditions," *Metals (Basel).*, vol. 12, no. 12, p. 2091, Dec. 2022, doi: 10.3390/met12122091.

CRECIMIENTO DE GRIETA POR FATIGA ASISTIDA POR HIDRÓGENO: PRE-CARGA VS. ENSAYOS IN-SITU EN AMBIENTES GASEOSOS

A. Zafra[1*], G. Álvarez[1,2], G. Benoit[3], G. Henaff[3], E. Martinez-Pañeda[1], C. Rodríguez[2], J. Belzunce[2]

[1]Department of Civil and Environmental Engineering, Imperial College London, London SW7 2AZ, UK
[2] SIMUMECAMAT Research Group. Universidad de Oviedo Edificio Departamental Oeste. 7.1.10. Campus Universitario de Gijón. 33203 Gijón. España
[3]Institut Pprime, UPR 3346 CNRS ENSMA Université de Poitiers, Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique, Téléport 2, 1 Avenue Clément Ader, BP 40109, F-86961 Futuroscope Chasseneuil, France
[*] Persona de contacto: a.zafra@imperial.ac.uk

RESUMEN

En este trabajo se investigan las implicaciones de realizar ensayos de crecimiento de grieta por fatiga en un ambiente de hidrógeno gaseoso (ensayos *in-situ*) o en aire empleando probetas previamente expuestas a hidrógeno gaseoso (ensayos e*n-situ* en probetas precragdas). Se han empleado soldaduras del acero 42CrMo4 - candidato para la futura infraestructura de transporte de hidrógeno - lo que ha permitido comparar el comportamiento del acero base con el de la zona afectada térmicamente. Los resultados muestran diferencias significativas entre ambas metodologías de ensayo y ambas regiones de la soldadura. Específicamente, la velocidad de crecimiento de grieta aumentó más de un orden de magnitud cuando los ensayos se realizaron *in-situ*, frente a ensayos realizados *ex-situ*. Independientemente de la técnica experimental empleada, la zona afectada térmicamente mostró una mayor susceptibilidad al fenómeno de fragilización por hidrógeno. Estas diferencias son discutidas y racionalizadas con la ayuda de análisis mediante elementos finitos y microscopía electrónica de barrido. Los micromecanismos de fractura asociados a la presencia de hidrógeno fueron similares para ambas metodologías: descohesión entre las intercaras de lajas martensíticas en el acero base y una combinación de descohesión entre lajas y fractura intergranular, con abundante fisuración secundaria, en la zona afectada térmicamente.

PALABRAS CLAVE: Fragilización por hidrógeno, crecimiento de grieta por fatiga, soldaduras, ensayo in-situ, pre-carga de hidrógeno.

ABSTRACT

We investigate the implications of conducting hydrogen-assisted fatigue crack growth experiments in a hydrogen gas environment (in-situ hydrogen charging) or in air (following exposure to hydrogen gas). The study is conducted on welded 42CrMo4 steel, a primary candidate for the future hydrogen transport infrastructure, allowing us to additionally gain insight into the differences in behaviour between the base steel and the coarse grain heat affected zone. The results reveal significant differences between the two testing approaches and the two weld regions. The differences are particularly remarkable for the comparison of testing methodologies, with fatigue crack growth rates being more than one order of magnitude higher over relevant loading regimes when the samples are tested in a hydrogen-containing environment, relative to the pre-charged samples. Aided by finite element modelling and microscopy analysis, these differences are discussed and rationalised. Independent of the testing approach, the heat affected zone showed a higher susceptibility to hydrogen embrittlement. Interestingly, similar microstructural behaviour is observed for both testing approaches, with the base metal exhibiting martensite lath decohesion while the heat affected zone experienced martensite lath decohesion, intergranular fracture and profuse secondary cracking.

KEYWORDS: Hydrogen embrittlement, fatigue crack growth rate, welds, H2 in-situ testing, H2 pre-charging, H2 in-situ testing.

1. INTRODUCCIÓN

El interés por comprender las interacciones hidrógeno-metal está creciendo significativamente debido al papel que va a desempeñar este gas en la transición energética. Debido a su relativamente baja densidad energética, un modelo energético basado en el hidrógeno requiere de una infraestructura que opere con presiones del orden de 30-50 MPa para ser rentable. Por lo tanto, el principal desafío para su implementación radica en asegurar la integridad estructural de los componentes de almacenamiento y transporte de hidrógeno, ya que se

sabe que pequeñas concentraciones de este elemento pueden reducir la tenacidad a la fractura y la resistencia al crecimiento de grietas por fatiga de los aceros a través de un fenómeno conocido como fragilización por hidrógeno [1]. Dado que dicha fragilización depende en gran medida de la microestructura y la resistencia del material, una adecuada selección del acero juega un papel esencial para minimizar la ocurrencia de este fenómeno.

Los aceros martensíticos CrMo de media resistencia estan siendo considerados los principales candidatos para el almacenamiento y transporte de hidrógeno debido a su bajo coste y a su extendido uso en las industrias petroquímica y nuclear. Más allá de la selección del material, el proceso de fabricación también es importante al evaluar la integridad estructural en presencia de hidrógeno. El uso de la soldadura, por ejemplo, está muy extendido a pesar de que los elevados aportes térmicos provocan heterogeneidades microestructurales, crecimeinto de grano, tensiones residuales, variaciones locales de las propiedades mecánicas y pequeños defectos como cavidades, poros y grietas. Todos estas alteraciones microestructurales deben considerarse cuidadosamente, ya que el hidrógeno es especialmente dañino en microestructuras duras, con una alta densidad de defectos estructurales [1]. Por lo tanto, es necesario comprender la interacción microestructura-hidrógeno en componentes soldados y en condiciones tecnológicamente relevantes.

En estudios experimentales, el hidrógeno se suele introducir artificialmente en el material (a) desde un ambiente gaseoso o (b) electroquímicamente desde una solución acuosa rica en hidrógeno. Aunque el último enfoque es el más popular debido a su simplicidad, actualmente existe un interés creciente en ensayos que imiten las condiciones reales de servicio y puedan proporcionar datos fiables de la velocidad del crecimiento de grieta por fatiga en altas presiones de hidrógeno. Por otro lado, existen dos formas de evaluar experimentalmente la influencia del hidrógeno gaseoso en la velocidad del crecimiento de grieta por fatiga:

• Ensayos mecánicos *in-situ* en hidrógeno gaseoso a alta presión. Este enfoque es el más representativo de las condiciones de servicio, donde el crecimiento de grieta es asistido principalmente por hidrógeno externo. Sin embargo, requiere el uso de complejas instalaciones.

• Ensayos *ex-situ* en aire después de precargar las muestras en hidrógeno gaseoso. Esta metodología es relativamente más simple y menos costosa, sin embargo, no suele reporducir las condiciones de operación reales de los componentes.

Ambos enfoques han sido ampliamente utilizados en la literatura de forma individual pero, a excepción del trabajo de Ogawa et al. [2] sobre aceros austeníticos, no existe un trabajo donde se comparen directamente sus características y resultados en aceros ferríticos CrMo, que muestran difusividades de hidrógeno varios órdenes de magnitud mayores y donde es de esperar que la sensibilidad al método de ensayo sea mayor.

Por lo tanto, el primer objetivo de este trabajo es combinar pruebas experimentales *in-situ* y *ex-situ* con análisis de elementos finitos para arrojar luz sobre las similitudes y diferencias entre estas dos metodologías en aceros CrMo y comprender la influencia de todas las variables de ensayo involucradas (frecuencia, rango del factor de intensidad de tensiones, etc.). El segundo objetivo de este trabajo es investigar la susceptibilidad de una soldadura del acero 42CrMo4 al crecimiento de grietas por fatiga asistido por hidrógeno, comparando el comportamiento del acero base con el de la zona aftectada termicamente de grano grueso, para la cual no existen practicmanente datos fiables en la literatura.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Este trabajo se ha realizado empleando un acero 42CrMo4 (0.42%C-0.98%Cr-0.22%Mo). El acero base (BS) fue austenizado a 845ºC durante 45 min, templado en agua y revenido a 700ºC durante 2h. Sobre el BS se depositó un cordón de soldadura mediante soldeo convencional aplicando un input térmico de ~2 kJ/mm. Después de una exhaustiva caracterización micro-mecánica de las distintas zonas generadas en la soldadura, y con el fin de replicar la zona aftectada termincamente de grano grueso en probetas con dimensiones estándar, el citado BS fue austenizado a 1200ºC durante 20 min, templado en aceite y revenido a 700ºC durante 2 horas (CGHAZ). Para más información el lector es referido a [3].

La microestructura de ambos aceros, BS y CGHAZ, es martensita revenida, siendo la principal diferencia entre ellas el tamaño de grano austenítico (microstructura más fina en el BS). La dureza (HV30), tamaño de grano austenítico (PAGS) y propiedades mecánicas de ambos se resumen en la Tabla 1. Las propiedades mecánicas de ambos aceros son practicamente idénticas, siendo el PAGS mucho mayor en la CGHAZ.

Tabla 1. Dureza, tamaño de grano austenítico y propiedades mecanicas del BS y CGHAZ [3].

Grado	HV30	PAGS (μm)	σ_{ys} (MPa)	σ_{ut} (MPa)	A (%)
BS	207	20	622	710	22.6
CGHAZ	230	150	600	750	23.6

La influencia del hidrógeno en el comportamiento a fatiga de una soldadura del acero 42CrMo4 (BS y CGHAZ), se evaluó mediante ensayos de velocidad de crecimiento de grieta por fatiga empleando (i) probetas pre-cargadas con hidrógeno y ensayadas *ex-situ* y (ii) ensayos *in-situ* en una atmósfera de hidrógeno a presión. La diferencia entre ambas metodologías se muestra en la Figura 1.

(i) En primer lugar se realizaron ensayos de crecimiento de grieta por fatiga *ex-situ* sobre probetas compactas (CT) de 48 mm de ancho y 10 mm de espesor, preagrietadas por fatiga hasta una relación longitud de

grieta/ancho, a/W=0.15. Las probetas fueron precargadas con hidrógeno durante 21 h en un ambiente gaseoso a 19.5 MPa de presión y 450ºC y posteriormente ensayadas al aire (a temperatura ambiente) en una máquina servohidrúlica MTS (250 kN). Los ensayos se iniciaron en un rango de factor de intensidad de tensiones $\Delta K_0 \approx$30-35 MPa$\sqrt{m}$. En todos los casos se empleó una relación de carga R=0.1, y una frecuencia nominal de 10 Hz en el caso de las probetas sin hidrógeno y de 1 y 0.1 Hz en el caso de las probetas pre-cargadas con hidrógeno. La medida del avance de la grieta en el ensayo se realizó por el método de la flexibilidad con la ayuda de un extensómetro tipo CTOD.

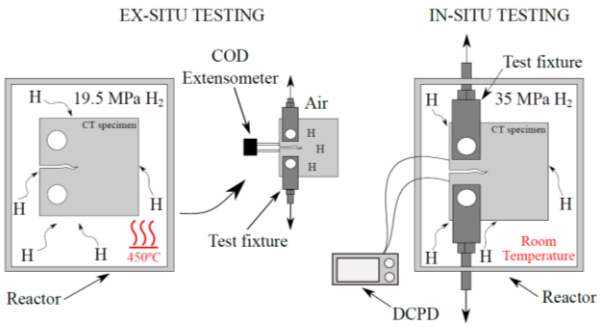


Figura 1. Metodologáis de ensayo empleadas.

(ii) También se realizaron ensayos de crecimeinto de grieta por fatiga *in-situ* en 35 MPa de hidrógeno gaseoso a temperatura ambiente (*Hycomat* test bench desarrollado por Pprime Institute, Poitiers, France). En este caso, las probetas CT tenían un ancho de 40 mm y un espesor de 10 mm y fueron pregrietadas hasta a/W=0.17. El ΔK_0 fue de ~30 MPa$\sqrt{m}$ y la R=0.1. Al igual que los ensayos *ex-situ*, se aplicaron frecuencias de 1 y 0.1 Hz. El crecimeinto de grieta durante el ensayo se midió empleando microscopía óptica y DCPD.

En ambas metodologías, una vez finalizado el ensayo y rota la probeta, se midieron las longitudes inicial y final de grieta, permitiendo corregir los valores de ΔK medidos. Los micromecanismos de fractura operativos se identificaron sobre las superficies de fractura de las muestras haciendo uso de microscopía electrónica de barrido (SEM JEOL-JSM5600).

3. RESULTADOS

3.1. Ensayos in-situ

Las curvas de velocidad de crecimiento de grieta por fatiga (da/dN vs. ΔK) para ambas zonas de la soldadura ensayadas *ex-situ* sobre probetas sin precargar y precargadas con hidrógeno, se muestran en la Figura 2.

En primer lugar se observa que las probetas sin precargar (sin hidrógeno) del BS y CGHAZ muestran un comportamiento a fatiga muy similar, estando sus superficies de fractura caracterizadas por la presencia de estrías dúctiles.

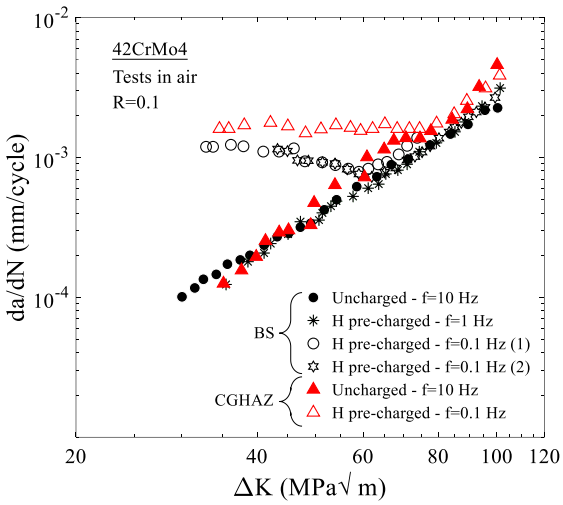


Figura 2. Curvas de velocidad de crecimiento de grieta por fatiga (da/dN vs. ΔK) obtenidas durante ensayos ex-situ en probetas sin cargar y precargadas con hidrógeno.

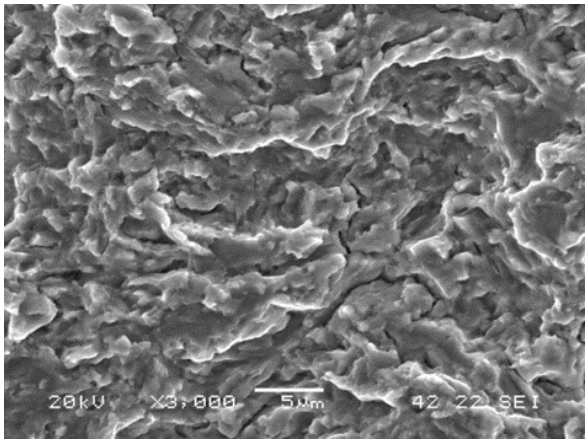
Respecto a las muestras precargadas con hidrógeno se puede destacar, en primer lugar, que los experimentos realizados en muestras de BS a 1 Hz mostraron una curva de fatiga idéntica a la de las muestras sin precargar (también se observaron estrías dúctiles en la superficie de fractura), mientras que la velocidad de crecimiento de grieta por fatiga aumentó considerablemenete al reducir la frecuencia de ensayo a 0.1 Hz. Dado que el objetivo de este trabajo es estudiar el fenómeno de fragilización por hidrógeno, los experimentos en muestras precargadas de la CGHAZ se realizaron solamente a 0.1 Hz.

Tanto en el BS como en la CGHAZ, los experimentos realizados a 0.1 Hz muestran que, para valores de ΔK bajos y medios, un contenido inicial de hidrógeno de ~1,8 wppm en la probeta es suficiente para aumentar la velocidad de creciemitno de grieta en aproximadamente un orden de magnitud respecto a las probetas sin hidrógeno. También es interesante mencionar que bajo esta frecuencia, el da/dN se mantiene prácticamente constante desde el inicio del ensayo ($\Delta K \approx$30-35MPa$\sqrt{m}$) hasta un valor de ΔK de ~60-70 MPa$\sqrt{m}$, cuando las curvas convergen con la de las muestras sin precargar, después de aproximadamente 30 h de ensayo.

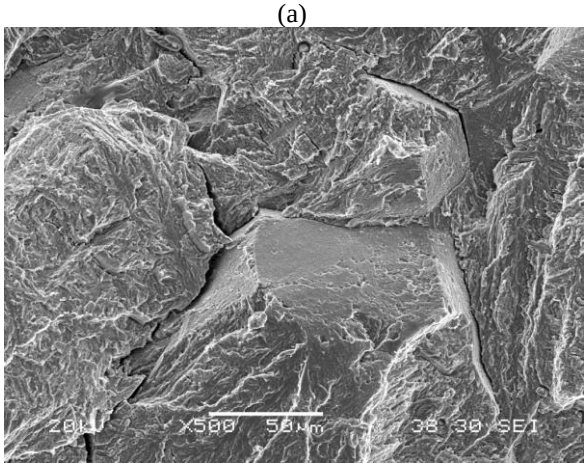
Este incremento de la velocidad de crecimeinto de grieta en las probetas precargadas del BS y la CGHAZ ensayadas a 0.1 Hz se debe a una alteración de los mecanismos de fractura debida a la presencia de hidrógeno: las superficies de fractura ya no presentan estrías dúctiles (claro indicativo de una deformación plástica limitada durante el proceso de fractura) si no que se observan mecanismos de fallo frágiles como quasi-clivajes y fractura intergranular (ver Figura 3).

En el caso del BS (Figura 3a), solamente se han observado quasi-clivajes. En aceros martensíticos CrMo este tipo de fractura está asociada a la disminución de la

resistencia cohesiva de las intercaras entre lajas martensíticas debido a la acumulación local de hidrógeno [6], por lo que se denomina MLD (martensitic lath decohesion). Por otro lado, las superficies de fractura de la CGHAZ (Figura 3b) se caracterizan por una combinación de MLD y fractura intergranular (IG). La preponderancia de un mecanismo sobre el otro dependerá tanto de la tensión local como de la acumulación local de hidrógeno en estas intercaras internas. Además, abundantes grietas secundarias se han observado a lo largo de los bordes de grano austeníticos de la CGHAZ, lo que se atribuye a una alta localización de hidrógeno en estas intercaras ubicadas delante de la grieta principal, donde la tensión hidrostática es máxima.



(a)



(b)

Figura 3. Superficies de fractura de probetas del (a) BS y (b) la CGHAZ ensayadas ex-situ a 0.1 Hz sobre probetas precargadas.

3.2. Ensayos in-situ

Las curvas de velocidad de crecimiento de grieta por fatiga (da/dN vs. ΔK) para ambas zonas de la soldadura ensayadas *in-situ* en 35 MPa de hidrógeno gaseoso se muestran en la Figura 4. En ambas zonas de la soldadura se observó un aumento notable de la velocidad de crecimiento de grieta por fatiga, entre 12 y 20 veces.
En contraste con el comportamiento observado en muestras precargadas (Figura 2), el hidrógeno modificó los valores de da/dN en todo el rando de ΔK estudiado y para todas las frecuencias de ensayo, 0.1 y 1 Hz. De hecho, los resultados muestran muy poca (o ninguna) sensibilidad a la frecuencia de carga (curvas de 0.1 y 1 Hz prácticamente superpuestas).

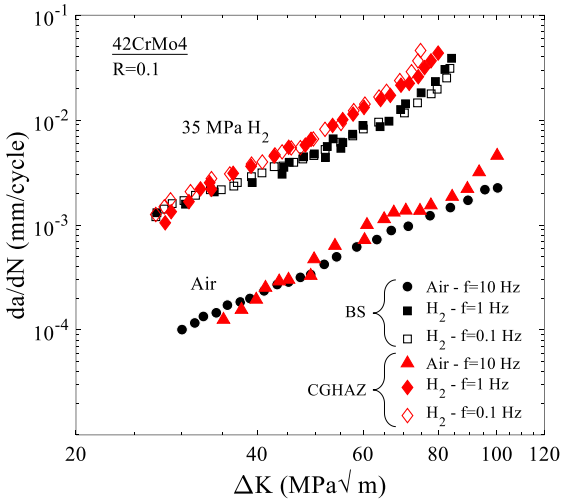


Figura 4. Curvas de velocidad de crecimiento de grieta por fatiga (da/dN vs. ΔK) obtenidas durante ensayos in-situ en 35 MPa de hidrógeno gaseoso.

Si se compara el comportamiento del BS y la CGHAZ, los resultados presentados en la Figura 4 muestran que las curvas de fatiga correspondientes a la CGHAZ siempre se encuentran por encima de las del BS, siendo las diferencias entre las correspondientes curvas bastante pequeñas para valores bajos de ΔK pero aumentando progresivamente a medida que crece el tamaño de grieta (mayores valores de ΔK). Los mecanismos de fractura observados en las superficies de fractura del BS y la CGHAZ ensayadas *in-situ* en 35 MPa de hidrógeno a 1 y 0.1 Hz fueron similares a los anteriormente descritos en las probetas ensayadas *ex-situ* a 0.1 Hz: MLD para el BS y una combinación entre MLD y fractura IG para la CGHAZ, independientemente de la frecuencia y del ΔK aplicados. También se observó una abundante fisuración secundaria en la CGHAZ para niveles altos de ΔK, lo que podría explicar la mayor velocidad de crecimiento de grieta de esta zona con respecto al BS para estos valores.

4. DISCUSIÓN

4.1. Influencia de la metodología de ensayo

La Figura 5 muestra las curvas da/dN vs. ΔK obtenidas bajo todas las condiciones de ensayo empleadas. Como se había anticipado, el empleo de diferentes metodologías de ensayo ha dado lugar a diferencias significativas en el comportamiento a fatiga a pesar de que todos los ensayos comenzaron a un ΔK similar y se realizaron a la misma frecuencia. La principal diferencia a destacar es que las probetas precargadas mantienen un da/dN constante en valores intermedios de ΔK mientras que los resultados obtenidos en condiciones *in-situ* muestran la tendencia lineal típica del comportamiento de propagación de la ley de París (etapa II).

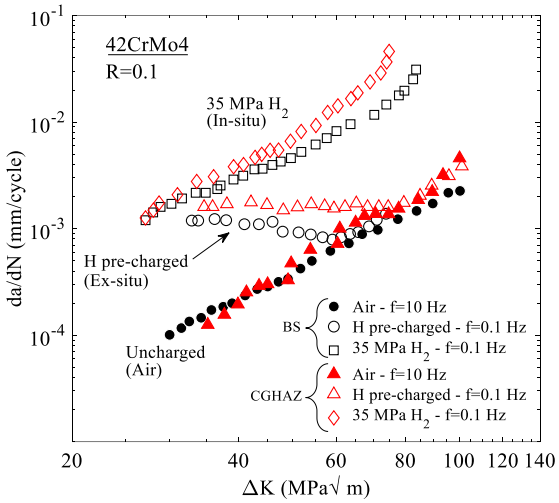


Figura 5. Comparación de las metodologías de ensayo in-situ y ex-situ.

Con el fin de explicar este comportamiento, se han llevado a cabo simulaciones deformación-difusión de elementos finitos empleando el modelo desarrollado en [4], obteniéndose la distribución de hidrógeno a 1 µm delante del frente de grieta (distancia crítica típica para el agrietamiento asistido por hidrógeno) para una frecuencia de 0.1 Hz, una relación de carga R=0.1 y un rango de factor de intensidad de tensión constante $\Delta K=40 MPa\sqrt{m}$. Los resultados, obtenidos para el BS, extrapolables a la CGHAZ, se muestran en la Figura 6.

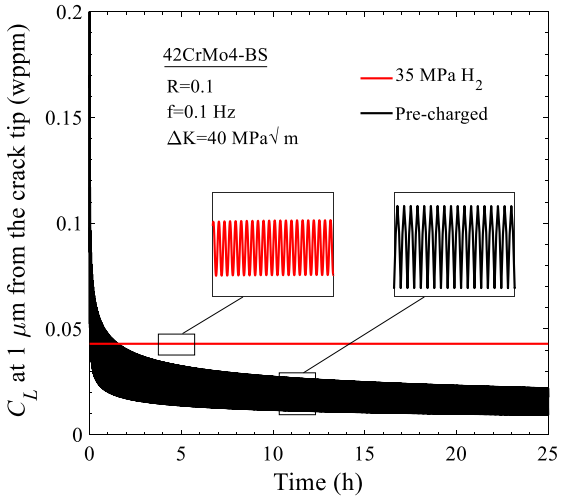


Figura 6. Predicción mediante elementos finitos de la concentración de hidrógeno a una distancia de 1 µm del frente de grieta para ambas metodologías de ensayo.

Para las muestra precargada, la concentración de hidrógeno inicial en la lattice es de ~1 wppm (determinada mediante desorción térmica y simulación con elementos finitos) y se consideró la pérdidda de hidrógeno durante el ensayo. Por otro lado, el contenido de hidrógeno asociado a un ambiente de 35 MPa de hidrógeno se determinó utilizando la ley de Sievert y la ecuación de Noble-Able (Ecuación (1)), incorporando la dependencia de la solubilidad con la tensión hidrostática.

$$C_L = S_0\, exp\left(\frac{-E_s}{RT}\right) exp\left(\frac{\bar{V}_H \sigma_h}{RT}\right)\sqrt{p_{H_2} exp\left(\frac{b\, p_{H_2}}{RT}\right)} \qquad (1)$$

Donde para aceros BCC el término pre-exponencial S_0 es 104.47 mol $H_2/(m^3\sqrt{MPa})$, E_s=28600 J/mol es la energía de solución, R=8.314 J/(mol K) la constante universal de los gases, T la temperatura, $\bar{V}_H=2\times10^{-3}$ m^3/mol el volumen molar parcial del hidrógeno, σ_h la tensión hidrostática, p_{H_2} es la presión externa de hidrógeno y b una constante con valor 15.84.

En primer lugar se puede observar que en ambos casos, y de acuerdo con las expectativas, la concentración de hidrógeno de la lattice varía cíclicamente debido al papel que juega σ_h en la difusión de hidrógeno en la lattice. En segundo lugar se observa que la concentración de hidrógeno en las muestras precargadas cae rápidamente por debajo de la correspondiente a las condiciones de carga *in-situ*. La tasa de pérdida de hidrógeno es mayor al comienzo del ensayo y va disminuyendo lentamente hasta alcanzar una pequeña cantidad de hidrógeno a parti de las 25 h de ensayo. Esto concuerda con los resultados experimentales, donde se observaba que las curvas de las probetas precargadas con hidrógeno convergen con las de las probetas sin hidrógeno después de aproximadamente 30 h. Sin embargo, para las muestras ensayadas *in-situ* la concentración de hidrógeno permanece aproximadamente constante durante todo el experimento. Por lo tanto, se constata que las principales diferencias entre las metodologías *in-situ* y *ex-situ* radican en la disminución progresiva de la concentración de hidrógeno en la zona de proceso delante del frente de grieta en los ensayos *ex-situ* de muestras precargadas.

4.2. Influencia de la frecuencia

La redistribución del hidrógeno dentro de cada ciclo de fatiga observado en la Figura 6 también explica la mayor influencia de la frecuencia en los ensayos *ex-situ* respecto a las condiciones *in-situ*. En este último caso, una fuente permanente de hidrógeno está disponible cerca de la zona del proceso de fractura (el hidrógeno es absorbido a través d ela grieta), mientras que en el primero, el hidrógeno necesario para provocar la decohesión de las intercaras internas y acelerar el crecimiento de grieta, debe alcanzarse atrayendo el hidrógeno de la propia probeta que se encuentre alrededor de la zona de proceso. En este caso, cuanto menor sea la frecuencia de ensayo, mayor será el tiempo dentro de cada ciclo de fatiga que el hidrógeno tiene para acumularse en la zona altamente tensionada del frente de grieta, facilitando que se alcance una concentración crítica de hidrógeno [5].

4.3. Influencia de la microestructura

Se ha demostrado que la velocidad de crecimiento de grietas por fatiga es considerablemente mayor en la CGHAZ, donde el micromecanismo de fractura siempre

fué una combinación de MLD y fractura IG con abundantes grietas secundarias, independientemente de la metodología empleada. Teniendo en cuenta las similares propiedades mecánicas del BS y la CGHAZ (Tabla 1), este comportamiento se puede atribuir a la microestructura más grosera de la CGHAZ. Un mayor tamaño de grano austenítico se traduce en una disminución de la densidad de intercaras internas por lo que bajo contenidos de hidrógeno similares, la concentración de átomos de hidrógeno en estas intercaras será mucho mayor. Se debe tener en cuenta que los defectos microestructurales como las dislocaciones, que son importantes trampas de hidrógeno, tienden a acumularse en estas intercaras, aumentando aún más este efecto localizador. Además, un tamaño de grano más fino produce una resistencia adicional al crecimiento de la grieta ya que esta tiene que propagarse a lo largo de un camino más tortuoso.

5. CONCLUSIONES

En este trabajo se han realizado ensayos de crecimiento de grietas por fatiga para comparar las dos metodologías típicamente empleadas en la caracterización de la fatiga asistida por hidrógeno (ensayos *in-situ* y ensayos *ex-situ* sobre probetas precargadas) y evaluar el comportamiento de una soldadura de acero 42CrMo4. Por primera vez se han realizado simulaciones de fatiga mediante elementos finitos que consideran la salida de hidrógeno durante los ensayos de fatiga *ex-situ*. La combinación de experimentos y simulaciones ha permitido obtener las siguientes conclusiones:

• La velocidad de crecimiento de grieta medida en probetas del BS y la CGHAZ siempre fue mayor en probetas ensayadas *in-situ* que *ex-situ*.

• Se ha demostrado la menor sensibilidad a la frecuencia y al valor de ΔK en los ensayos realizados *in-situ*, done existe una fuente externa que proporciona hidrógeno de forma ilimitada y continua a la zona de fractura, frente a los ex-*situ*, donde solamente se dispone del hidrógeno pre-cargado en la muestra, que es máximo al comienzo del ensayo y se va reduciendo progresivamente durante el transurso del mismo.

• El hidrógeno modificó los micromecanismos de fractura por fatiga de forma similar en los ensayos *ex-situ* e *in-situ*: desde estrías dúctiles en probetas libres de hidrógeno hasta quasi-clivajes y fractura intergranular en presencia de hidrógeno.

• La fractura integranular, así como abundantes fisuras secundarias, solamente fueron detectadas en la microestructura de la CGHAZ debido a su microestructura más grosera.

Estos resultados sugieren que los aceros CrMo de media resistencia son una alternativa prometedora para la fabricación de la futura infraestructura de hidrógeno, especialmente en aquellos casos en los que el uso de aceros API-X no representen una opción segura. Sin embargo, se debe tener precaución al caracterizar la susceptibilidad por hidrógeno de estos aceros, especialmente a fatiga, ya que la tan extendida metodología *ex-situ* puede proporcionar estimaciones no conservadoras.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen al Ministerio de Ciencia, Innovación y Universidades de España la financiación redibida para llevar a cabo el proyecto RTI2018-096070-B-C31 (H2steelweld) y al Gobierno Francés por el programa "Investissements d'Avenir" LABEX INTERACTIFS [ANR-11-LABX-0017-01]. A. Zafra y G. Álvarez agradecen al Ministerio de Universidades de España por las Becas Postdoctorales Margarita Salas [MU-21-UP2021-030] financiadas a través del programa Next Generation EU. E. Martínez-Pañeda agradece el apoyo de UKRI Future Leaders Fellowship [MR/V024124/1]. Finalmente, los autores desean agradecer el apoyo técnico prestado por los Servicios Científico-Técnicos de la Universidad de Oviedo para el uso del SEM JEOLJSM5600.

REFERENCIAS

[1] C. San Marchi, B.P. Somerday, Technical Reference for Hydrogen Compatibility of Materials. Sandia Report 2012.

[2] Y. Ogawa, S. Okazaki, O. Takakuwa, H. Matsunaga, The roles of internal and external hydrogen in the deformation and fracture processes at the fatigue crack tip zone of metastable austenitic stainless steels. Scr. Mater. 157 (2018) 95–9.

[3] A. Zafra, G. Alvarez, J. Belzunce, JM Alegre, C. Rodríguez, Fracture toughness of coarse-grain heat affected zone of quenched and tempered CrMo steels with internal hydrogen: fracture micromechanisms. Eng. Fract. Mech. 241 (2021) 107433.

[4] A. Golahmar, P.K. Kristensen, C.F. niordson, E. Martínez-Pañeda, A phase field model for hydrogen-assisted fatigue. Int. J. of Fatigue 154 (2022) 106521.

[5] R. Fernández-Sousa, C. Betegón, E. Martínez-Pañeda, Analysis of the influence of microstructural traps on hydrogen assisted fatigue. Acta Mater. 199 (2020) 253-63

[6] A. Nagao, M. Dadfarnia, B.P. Somerday, P. Sofronis, R.O. Ritchie, Hydrogen-enhanced-plasticity mediated decohesion for hydrogen-induced intergranular and "quasi-cleavage" fracture of lath martensitic steels. J. Mech. Phys. Solids 112 (2018) 403–30.

PREDICCIONES DE LÍMITES DE FATIGA BIAXIALES EN COMPONENTES ENTALLADOS USANDO LA DIRECCIÓN DE GRIETA EXPERIMENTAL

V. Chaves[1*], J. A. Balbín[1,2], A. Navarro[1]

[1] Departamento de Ingeniería Mecánica y Fabricación, Escuela Técnica Superior de Ingeniería, Universidad de Sevilla Camino de los Descubrimientos s/n. 41092 Sevilla. España.
[2] Departamento de Ingeniería Minera, Mecánica, Energética y de la Construcción, Escuela Técnica Superior de Ingeniera, Universidad de Huelva, Campus Universitario de El Carmen, 21007 Huelva, España
[*] Persona de contacto: chavesrv@us.es

RESUMEN

Se han usado varios modelos propuestos en la literatura para predecir el límite de fatiga de componentes con entallas sometidos a carga cíclica biaxial. Las predicciones de estos modelos se basan en las tensiones elásticas a lo largo de una línea considerada representativa de la dirección de la grieta. La línea utilizada en los modelos cambia considerablemente, siendo para un modelo la dirección del Modo I, para otro la dirección del Modo II y para otros dos una dirección mixta Modo I-II, a pesar de que, evidentemente, la dirección experimental de la grieta es única. En los últimos años se ha realizado un estudio experimental de direcciones de grieta en probetas cilíndricas con agujero circular de tres materiales sometidas a carga cíclica axial, torsional y biaxial en fase, obteniéndose direcciones similares para los tres materiales y cercanas al Modo I. Los modelos analizados dan, en general, buenas predicciones, aunque utilizan direcciones completamente diferentes entre sí y a las experimentales. Las predicciones de los modelos utilizando, de manera forzada, las direcciones experimentales medidas son buenas en la mayoría de los casos, lo que revela una sorprendente insensibilidad de dichos modelos a las hipótesis principales en que se basan sus propias formulaciones.

PALABRAS CLAVE: Fatiga multiaxial, Límite de fatiga, Carga biaxial, Entalla, Dirección de grieta

ABSTRACT

Several models from the literature were used to predict the fatigue limit in notched components subjected to biaxial cyclic loading. The predictions of these models are based on the elastic stresses along a line, which is considered to be representative of the crack direction. The line used in the models changes considerably, being for one model the direction of Mode I, for another the direction of Mode II and for two others a mixed direction Mode I-II, despite the fact that, evidently, the experimental direction of the crack is unique. In recent years, a study of experimental crack directions for three materials has been carried out in cylindrical specimens with a circular hole subjected to cyclic axial, torsional and in-phase biaxial loading, providing similar directions for the three materials and close to Mode I. The analysed models give, in general, good predictions, although they use completely different directions from each other and from the experimental ones. The predictions of the models using, in a forced way, the measured experimental directions are good in most cases, which reveals a surprising insensitivity of these models to the main hypotheses on which their own formulations are based.

KEYWORDS: Multiaxial fatigue, Fatigue limit, Biaxial loading, Notch, Crack direction

1. INTRODUCCIÓN

La rotura por fatiga se produce generalmente desde las entallas de los componentes. Existen en la literatura diversos modelos para predecir el límite de fatiga en componentes con entallas sometidos a carga cíclica multiaxial. En este trabajo se han analizado varios de los más habituales. En los modelos analizados, las predicciones se realizan en base a las tensiones elásticas a lo largo de una línea cuya longitud es del orden de la del parámetro de grieta pequeña de El Haddad, a_0. Esta línea utilizada en los modelos se considera representativa de la dirección de la grieta en su parte inicial. En los modelos analizados, la dirección de la línea utilizada cambia considerablemente de unos a otros, siendo para un modelo la dirección del Modo I,

para otro la dirección del Modo II y para otros dos una dirección mixta entre la del Modo I y Modo II, dependiendo del tipo de material. Por tanto, se emplean una gran diversidad de direcciones a pesar de que, evidentemente, la dirección experimental de la grieta es única para una geometría, unas condiciones de carga y un material dados. Esta diversidad de direcciones utilizadas en los modelos se podría deber principalmente a la falta de datos experimentales concluyentes sobre la dirección en que la grieta crece desde la entalla, especialmente en su parte inicial.

En los últimos años se ha realizado un amplio estudio de la dirección de la grieta experimental en probetas cilíndricas con agujero circular sometidas a carga cíclica axial, torsional y biaxial en fase, con especial atención a la parte inicial de la grieta. Se ensayaron tres materiales, un acero inoxidable [1], un acero al carbono [2] y una aleación de aluminio [3]. Se obtuvieron los límites de fatiga de las probetas entalladas y se estudiaron las direcciones experimentales de las grietas, aunque sólo para las probetas sometidas a fatiga a alto número de ciclos, con una vida por encima de 10^5 ciclos. En este trabajo se muestra un análisis de los resultados experimentales obtenidos. También se muestra la predicción de los límites de fatiga con los modelos de fatiga multiaxial para entallas estudiados y se comparan las direcciones experimentales promedio de las grietas con las direcciones de las líneas utilizadas por los modelos. Además, se muestran las predicciones de los modelos utilizando, de forma forzada, como línea para la predicción la dirección experimental promedio obtenida para cada caso. El objetivo es analizar la capacidad de adaptación de cada uno de los modelos al uso de la dirección experimental para realizar las predicciones, lo cual podría ser muy recomendable en un futuro próximo, confiando en que se tenga una amplia base de datos de direcciones experimentales de fatiga en entallas.

2. MATERIALES Y ENSAYOS

Los tres materiales analizados son un acero inoxidable AISI 304L, un acero al carbono S355 y una aleación de aluminio 7075-T6. El tamaño de grano d medio de los tres materiales es 0.08, 0.033 y 0.015 mm, respectivamente. Los límites de fatiga a tracción σ_{FL} y a torsión τ_{FL} de estos materiales para R_σ=-1 se muestran en la Tabla 1, además de sus longitudes de El Haddad $a_0 = (1/\pi)(\Delta K_{th}/\Delta\sigma_{FL})^2$, siendo ΔK_{th} el valor umbral de ΔK para el crecimiento de grieta por fatiga y $\Delta\sigma_{FL}$ el rango del límite de fatiga del material, y de sus tamaños de grano medio d. Para el caso de la aleación de aluminio, los valores de σ_{FL} y τ_{FL} se corresponden con una vida estimada de un millón de ciclos, al no tener los aluminios un límite de fatiga definido. El valor de la relación τ_{FL}/σ_{FL} ha sido usado por diversos autores como indicador de ductilidad en fatiga. En este caso es 0.91, 0.76 y 0.58 para el AISI 304L, S355 y Al7075-T6, respectivamente, así que el AISI 304L puede considerarse como un material frágil en fatiga, el 7075-T6 un material dúctil en fatiga (con un valor de un material tipo von Mises), y el material S355 con un comportamiento intermedio dúctil-frágil en fatiga. La composición química y otras propiedades de estos materiales pueden consultarse en [1], [2] y [3], respectivamente.

Tabla 1. Propiedades de los materiales estudiados

Material	σ_{FL} (MPa)	τ_{FL} (MPa)	a_0 (mm)	d tamaño de grano (mm)
AISI 304L [1]	316	288	0.18	0.08
S355 [2]	275	208	0.16	0.033
Al 7075-T6 [3]	258	149	0.072	0.015

La geometría de la probeta entallada consiste en un tubo de pared delgada de 1.5 mm de espesor con un agujero pasante de radio R en la sección central de la probeta. Se han estudiado varios radios de agujero, comprendidos entre 0.4 y 1.7 mm. En la Figura 1 se muestra la geometría de la probeta, en este caso para un radio de agujero R = 0.5 mm (diámetro de 1 mm).

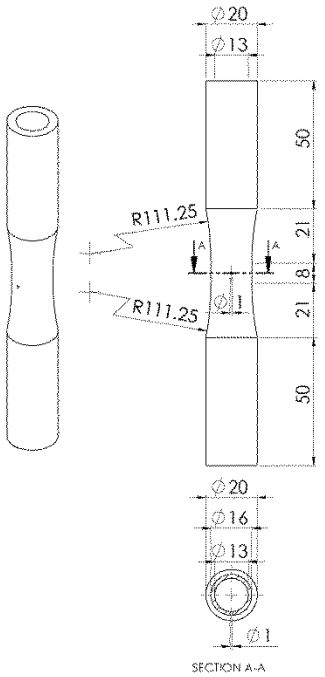


Figura 1. Geometría de la probeta entallada con agujero circular pasante.

Se realizaron ensayos de tipo axial, torsional y biaxial en fase (en este caso con tensiones remotas aplicadas $\sigma_y^\infty = \tau^\infty$), todos ellos con R_σ=-1. Los de tipo axial se hicieron en una máquina resonante (100-150 Hz) y los de tipo torsional y biaxial en una máquina servohidráulica (6-10 Hz). Los ensayos se detenían

cuando se obtenía una grieta larga de, al menos, varios mm o al alcanzar un cierto número de ciclos (run-out). Para el acero inoxidable AISI 304L se estableció el run-out en $3.5x10^6$ ciclos, para el acero S355 en $5x10^6$ ciclos y para el aluminio 7075-T6 en $5x10^6$ ciclos para los ensayos de torsión y biaxiales y en $50x10^6$ ciclos para los ensayos axiales.

3. LÍMITES DE FATIGA DE LAS PROBETAS ENTALLADAS

Los resultados de los ensayos de fatiga de las probetas entalladas se utilizaron para construir las curvas S-N y calcular los límites de fatiga. En la Tabla *2* se muestra los límites de fatiga experimentales, expresados en amplitud de tensión, para las probetas entalladas, incluyendo los 3 materiales, varios radios de agujero R y los 3 tipos de carga, siendo en total 15 valores. Para el aluminio de nuevo se han tomado los valores de la resistencia a fatiga correspondiente a un millón de ciclos. En la Tabla *2* se incluyen también las predicciones con los modelos, lo que se explicará más adelante en el documento.

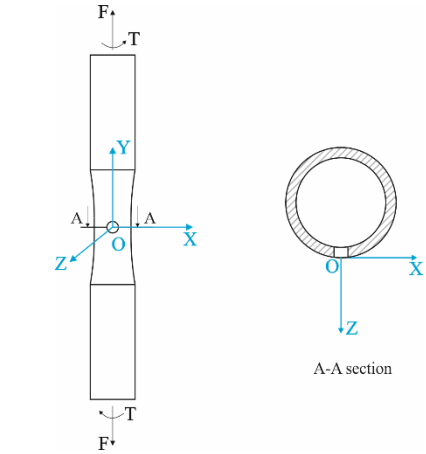
4. DIRECCIONES DE GRIETA EXPERIMENTALES

En ese apartado se muestran los valores experimentales de la posición del punto donde se inicia la grieta y de la dirección de la grieta en su parte inicial, medidos en la superficie exterior de la probeta.

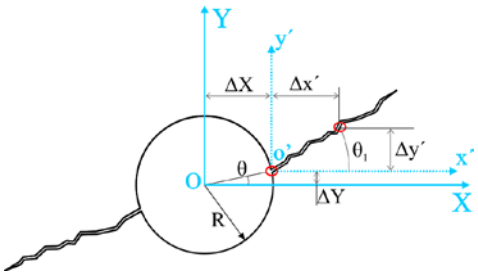
Sólo se muestran los valores para aquellas probetas que rompieron por encima de los 10^5 ciclos, consideradas dentro de la denominada fatiga a alto número de ciclos. Experimentalmente se observó que para los tres materiales todas las grietas nacían del agujero circular, y a ambos lados del agujero, como era de esperar, por ser una concentración de tensiones. En la Figura 2(a) se muestra el sistema de coordenadas para definir la dirección de la grieta, con origen en el centro del agujero circular en la superficie exterior de la probeta. En la Figura 2(b) se muestra un esquema de una grieta y las variables implicadas para definir la dirección de la grieta. El punto donde se inicia la grieta en el contorno del agujero circular se define mediante el ángulo θ, y la dirección de la grieta en su tramo inicial se define con el ángulo θ_1. El ángulo θ_1 se midió para una longitud de grieta a de 0.50 mm, 0.08 y 0.15 mm para las probetas de AISI 304L, S355 y Al7075-T6, respectivamente, siendo $a = \sqrt{(\Delta x')^2 + (\Delta y')^2}$. Estos valores de las longitudes de grieta equivalen en longitud a $2.8a_0$, $0.5a_0$ y $2.1a_0$, respectivamente, o expresado en función del tamaño de grano promedio, $6.2d$, $2.4d$ y $10d$, respectivamente. Estos valores se han considerado representativos de la dirección de la grieta en la parte inicial de la misma. Como se verá más adelante en la descripción de los modelos, éstos utilizan para hacer la predicción una línea cuya longitud es de este orden de magnitud.

Tabla 2. Límites de fatiga de las probetas entalladas.

Material	*R*, radio del agujero (mm)	Tipo de carga	Límite de fatiga de probetas entalladas, σ_{FL}^N o τ_{FL}^N (MPa)				
			Experimental	Predicciones de los modelos			
				MWCM+PM (Modo I)	MWCM+PM (Modo II)	Carpinteri et al.	N-R biaxial
AISI 304L [1]	0.5	Axial	148	125.6	124.7	149.1	145.0
	1	Axial	154	118.4	116.0	128.6	118.7
	1.5	Axial	151	114.7	112.6	121.5	110.3
	0.5	Torsión	133	107.9	104.1	124.5	124.6
	1	Torsión	130	94.5	91.2	102.1	96.0
	0.5	Biaxial	117	73.1	71.5	85.7	84.5
S355 [2]	0.4	Axial	175	127.2	121.8	134.1	142.4
	0.75	Axial	152	112.4	107.8	117.2	117.9
	1.7	Axial	138	101.2	98.7	105.8	102.4
Al 7075-T6 [3]	0.5	Axial	95	105.1	100.1	96.6	119.6
	1	Axial	94	95.5	92.8	91.2	110.0
	1.5	Axial	85	92.3	90.5	89.5	107.3
	0.5	Torsión	75	82.5	77.7	74.9	94.5
	1	Torsión	67	73.3	70.8	69.6	83.8
	0.5	Biaxial	65	58.8	55.7	53.7	66.6
Error promedio (%)				**17.5 %**	**18.1 %**	**12.1 %**	**18.7 %**



(a)



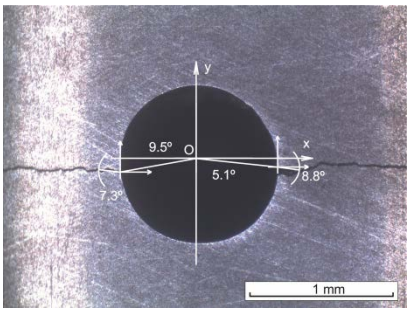
(b)

Figura 2. Ejes de coordenadas (a) y esquema de la grieta (b) para calcular el punto de iniciación y la dirección de la grieta.

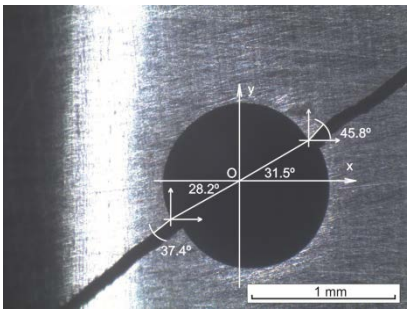
En la Figura 3 se muestran fotos representativas de las grietas para carga axial, torsional y biaxial. En este caso corresponden al material Al 70775-T6 y a un radio de agujero R = 0.5 mm. En la Tabla 3 se muestra un resumen de los promedios de los ángulos experimentales θ y θ_1 para los tres materiales, los tres tipos de carga y los diversos radios de agujero estudiados. En total se analizaron los ángulos de 106 probetas. Se observa que para los tres materiales, en promedio, el punto de iniciación de las grietas está cercano al punto de máxima tensión principal máxima en el contorno del agujero, i.e. θ = 0º para carga axial, θ = 32º para carga biaxial y θ = 45º para carga torsional. La dirección de la grieta en su parte inicial, medida en el tramo de longitud a, es para los tres materiales, en promedio, cercana a la dirección de tensión principal máxima, i.e. θ = 0º para carga axial, θ = 32º para carga biaxial y θ = 45º para carga torsional. No se aprecia por tanto un efecto del tipo de material en la dirección promedio de la grieta.

5. BREVE DESCRIPCIÓN DE LOS MODELOS PARA LÍMITE DE FATIGA BIAXIALES EN COMPONENTES ENTALLADOS

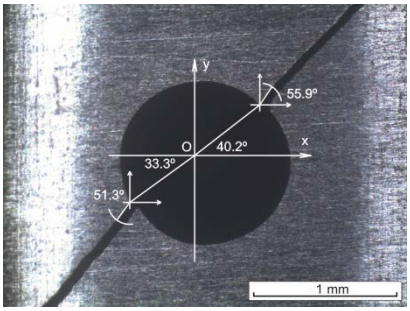
A continuación se describen brevemente varios modelos para predecir el límite de fatiga en componentes entallados bajo carga biaxial.



(a)



(b)



(c)

Figura 3. Ejemplo de direcciones de grieta experimentales en el Al 7075-T6 para: (a) carga axial, (b) carga biaxial, (c) carga torsional.

Tabla 3. Ángulos experimentales promedio para los materiales, carga y radios de agujero estudiados.

Material	R, radio del agujero (mm)	Tipo de carga	Ángulos experimentales promedio	
			θ	θ_1
AISI 304L [1]	0.5	Axial	-0.3º	4.4º
	1	Axial	1.3º	1.3º
	1.5	Axial	0.9º	0.9º
	0.5	Torsión	46.8º	45.2º
	1	Torsión	45.9º	42.2º
	0.5	Biaxial	29.0º	32.0º
S355 [2]	0.4	Axial	0.3º	-1.0º
	0.75	Axial	0.4º	0.4º
	1.7	Axial	-0.5º	-5.1º
Al 7075-T6 [3]	0.5	Axial	-1.5º	1.2º
	1	Axial	-1.1º	-0.4º
	1.5	Axial	-0.1º	2.4º

	0.5	Torsión	42.4º	47.4º
	1	Torsión	45.2º	48.3º
	0.5	Biaxial	29.2º	36.6º

5.1. Modelo combinado de Susmel y Taylor (MWCM+PM) [4] [5]

Consiste en combinar el método de plano crítico propuesto por Susmel para sólidos sin entalla bajo carga multiaxial, denominado Modified Wholer Curve Method (MWCM) [4], con la teoría de distancia crítica (TCD) de Taylor para entallas bajo carga axial [5]. En primer lugar se localiza el punto de tensión principal máxima en el contorno de la entalla (hot-spot). A continuación se traza una línea recta desde ese punto que representa la dirección de la grieta. Existen dos variantes del modelo: la variante de Modo I, en la que la línea se traza perpendicular al contorno de la entalla en el hot-spot; y la variante de Modo II, en la que la línea se traza a 45º respecto a la línea de la variante Modo I. Si dentro de los métodos de TCD se elige el point method PM, el punto para realizar la predicción se ubica en la línea recta a una distancia del hot-spot de $a_0/2$. En ese punto se calcula el plano crítico como aquel que tiene el mayor valor de la amplitud de la tensión tangencial τ_a. La tensión normal a ese plano en el punto se denomina $\sigma_{n,max}$. A partir de esas dos tensiones, el límite de fatiga del componente entallado se alcanza cuando se cumple el siguiente criterio:

$$\tau_a + \left(\tau_{FL} - \frac{\sigma_{FL}}{2}\right)\frac{\sigma_{n,max}}{\tau_a} = \tau_{FL} \quad (1)$$

5.2. Modelo combinado de Carpinteri et al. [6]

Este modelo es cualitativamente similar al modelo anterior. De nuevo la predicción se basa en la tensión en un punto a una distancia $a_0/2$ del hot-spot. En este caso la línea donde se ubica este punto depende del material y se define mediante el ángulo δ respecto a la línea normal al contorno de la entalla en el hot-spot. El valor de δ se calcula mediante la siguiente ecuación:

$$\delta = \frac{3\pi}{8}\left[1 - \left(\frac{\tau_{FL}}{\sigma_{FL}}\right)^2\right] \quad (2)$$

A continuación se calcula la tensión normal N y tangencial C a la línea en el punto a $a_0/2$ del hot-spot, calculándose el límite de fatiga del componente entallado con el siguiente criterio de tensión equivalente $\sigma_{eq,a}$:

$$\sigma_{eq,a} = \sqrt{N^2 + \left(\frac{\sigma_{FL}}{\tau_{FL}}\right)^2 C^2} = \sigma_{FL} \quad (3)$$

5.3. Modelo Navarro-Ríos biaxial (N-R biaxial) [7]

El modelo de Navarro-Ríos es un modelo microestructural que analiza la interacción de la grieta y su zona plástica asociada con las barreras microestructurales, como los bordes de grano. Matemáticamente, la grieta, su zona plástica y la barrera microestructural se modelan como una línea recta mediante una distribución de dislocaciones. Se calcula la tensión remota necesaria para que la grieta supere las sucesivas barreras, siendo el máximo de estos valores el límite de fatiga del componente entallado. La ecuación para calcular la tensión remota para superar la barrera *i*-ésima, localizada en la línea recta representativa de la grieta a una distancia de *i* granos desde el punto de iniciación de la grieta, es la siguiente:

$$\frac{\sigma_3^i}{m_{\sigma i}^* \cdot \tau_c} + \frac{\tau_3^i}{m_{\tau i}^* \cdot \tau_c} = 1 \quad (4)$$

Los parámetros σ_3^i y τ_3^i representan las tensiones tangenciales y normales en la barrera *i*-ésima, calculadas mediante el equilibrio de la distribución de dislocaciones en la línea de grieta, para la geometría entallada y las cargas aplicadas. Los parámetros $m_{\sigma i}^* \cdot \tau_c$ and $m_{\tau i}^* \cdot \tau_c$ representan las tensiones normales y tangenciales requeridas para superar la barrera *i*-ésima y se ajustan para cada material, a partir de los límites de fatiga axial y torsional, σ_{FL} y τ_{FL}, y el diagrama de Kitagawa-Takahashi del material. Una característica de este modelo es que la línea de grieta no se establece a priori, como en los modelos anteriores, sino que se calcula como aquella para la que se requiere la tensión mínima para superar las sucesivas barreras.

6. PREDICCIONES CON LOS MODELOS

En la Tabla 2 se muestran las predicciones de los límites de fatiga de las probetas entalladas para los tres materiales, los tres tipos de carga y los diversos radios de agujero estudiados con los modelos explicados en el apartado anterior. En general, los modelos dan unas predicciones cercanas a las experimentales, con un error promedio menor del 20% para todos los modelos, lo cual se considera un error razonable en fatiga. El menor error promedio se da para el modelo de Carpinteri et al., de un 12.1%. En el caso del modelo N-R biaxial en la mayor parte de los casos la barrera que define el límite de fatiga es una de las primeras, casi siempre dentro de los 10 primeros granos.

Respecto a la línea de grieta usada en los modelos, los tres modelos de plano crítico usan el ángulo θ = 0º para carga axial, θ = 32º para carga biaxial y θ = 45º para carga torsional, valores muy cercanos a los valores promedio experimentales mostrados en la Tabla 3. En el caso del ángulo θ_1, la variante de Modo I utiliza un valor θ_1 = 0º, que es cercano al experimental promedio. Sin embargo la variante de Modo II utiliza un valor θ_1 = 45º, que está muy alejado del valor experimental promedio. Para el modelo de Carpinteri et al., el ángulo θ_1 depende del material, siendo cercano al experimental para el AISI 304L, más alejado para el S355 y bastante alejado para Al 7075-T6. Para el modelo N-R biaxial el valor del ángulo θ obtenido mediante el barrido de

direcciones es cercano al valor experimental para los tres materiales. En cuanto al valor de θ_1 se obtiene en general un valor intermedio entre la dirección de Modo I y Modo II, y por tanto alejado del experimental, que es cercano al de Modo I.

7. PREDICCIONES CON LOS MODELOS USANDO LA DIRECCIÓN EXPERIMENTAL

Un ejercicio interesante es realizar la predicción con los modelos imponiendo la dirección promedio obtenida experimentalmente. En la Tabla 4 se muestran los errores promedio de las predicciones de los modelos usando los ángulos promedio experimentales θ y θ_1, diferenciando para los tres materiales. En el modelo MWCM+PM las dos variantes se funden en una sola. Sus predicciones, y por tanto sus errores, son parecidas a las obtenidas con la variante Modo I y la variante Modo II. Esa poca sensibilidad del modelo a la dirección utilizada se debe a que las tensiones usadas en el modelo, τ_a y $\sigma_{n,max}$ cambian muy poco al cambiar la dirección de la línea. En el modelo de Carpinteri et al. sí hay diferencias importantes al cambiar la dirección de la línea en los valores de las tensiones del criterio, *N* y *C*, pero el aumento de una de ellas se compensa con la disminución de la otra, dando lugar a una predicción parecida. En cuanto al modelo N-R biaxial, las predicciones son parecidas para para el AISI 304L y S355, siendo muy diferentes para el Al7075-T6. Las tensiones del criterio, σ_3^i y τ_3^i, cambian mucho al cambiar la dirección de la línea. En el caso del AISI 304L y del S355, los parámetros del criterio, $m_{\sigma i}^* \cdot \tau_c$ and $m_{\tau i}^* \cdot \tau_c$, no se diferencian mucho entre sí, así que el aumento de una de las tensiones se compensa con la disminución de la otra al introducirlas en el criterio, dando lugar a una predicción parecida. Sin embargo, para el Al7075-T6, los parámetros $m_{\sigma i}^* \cdot \tau_c$ and $m_{\tau i}^* \cdot \tau_c$ tienen valores muy diferentes entre sí, no habiendo compensación al aplicar el criterio, dando predicciones muy diferentes. Por tanto, aunque las predicciones del N-R biaxial son las mejores para el AISI 304L y el S355, resultan ser inaceptables para el Al 7075-T6.

Tabla 4. Error promedio (%) de las predicciones de los modelos usando los ángulos experimentales θ y θ_1.

Material	Error promedio (%) usando los ángulos experimentales θ y θ_1		
	MWCM+ PM	Carpinteri et al.	Biaxial N-R
AISI 304L	23,4 %	14,7 %	14,3 %
S355	26,7 %	25,2 %	5,7 %
Al 7075-T6	8,3 %	6,5 %	175,7 %
Error total promedio:	18,0 %	13,5 %	77,1 %

8. CONCLUSIONES

En este trabajo se muestran los límites de fatiga experimentales de probetas con agujero para tres materiales, así como las direcciones de las grietas en su parte inicial. No se aprecia un efecto del material en la dirección de la grieta. Las predicciones de los límites de fatiga con varios modelos proporcionan buenos resultados, a pesar de usar líneas muy diferentes para hacer las predicciones. Las predicciones de los modelos imponiendo las direcciones de grieta experimentales promedio dan, en general, buenas predicciones, abriendo la posibilidad a que en un futuro se utilicen las direcciones experimentales en los modelos.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer a la Unión Europea, al gobierno español y a la Junta de Andalucía por su apoyo económico mediante el proyecto PID2020-117407GB-I00(FEDER/Ministerio de Ciencia e Innovación-Agencia Estatal de Investigación) y P18-FR-4306 (‘‘Fondo Europeo de Desarrollo Regional (FEDER) y Consejería de Economía, Conocimiento, Empresas y Universidad de la Junta de Andalucía, dentro del Programa Operativo FEDER 2014–2020’’).

REFERENCIAS

[1] V. Chaves, G. Beretta and A. Navarro, E*ng Fract Mech*, vol. 174, pp. 139-154, 2017.

[2] J. A. Balbín, V. Chaves, N. O. Larrosa, C. Madrigal and A. Navarro, *Int. J. fatigue*, vol. 165, p. 107117, 2022.

[3] V. Chaves, G. Beretta, J. A. Balbín and A. Navarro, *Int. J. fatigue*, vol. 125, pp. 222-236, 2019.

[4] L. Susmel, Multiaxial notch fatigue, Woodhead Publishing, 2009.

[5] D. Taylor, The theory of critical distances, Elsevier, 2007.

[6] A. Carpinteri, A. Spagnoli, S. Vantadori and D. Viappani, *Eng. Fract. Mech*, vol. 75, pp. 1864-1874, 2008.

[7] V. Chaves, A. Navarro, G. Beretta and C. Madrigal, *Theor Appl Fract Mec*, vol. 73, pp. 27-38, 2014.

COMPARATIVE STUDY OF REFERENCE AND ADDITIVELY MANUFACTURED 316L STAINLESS STEEL: EFFECT OF CONVENTIONAL AND SEVERE SHOT PEENING TREATMENTS ON MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL FEATURES

[1*]P. Ebrahimzadeh, [1,2*]L.B. Peral, [2]A. Díaz, [2]J.M. Alegre, [2]I.I. Cuesta, [1]I. Fernández-Pariente

[1] SIMUMECAMAT Research Group. Universidad de Oviedo
[2] Structural Integrity Research Group (GIE). Universidad de Burgos

[*] Persona de contacto: ebrahimzadeh.pejman80@gmail.com & lbperal@ubu.es

RESUMEN

Los componentes fabricados mediante fusión selectiva por láser (SLM) se caracterizan por poseer un elevado nivel de tensiones residuales de tracción y una elevada rugosidad superficial. Estos factores juegan un papel perjudicial en el comportamiento mecánico y en la resistencia frente a la corrosión de los componentes impresos. Por ello, es recomendable aplicar tratamientos térmicos de post-procesado y en algunos casos tratamientos superficiales, como el shot peening (SP), sobre las piezas impresas con el fin de mejorar su comportamiento en servicio.

En el presente trabajo, el grado de acero AISI 316L fabricado mediante impresión 3D (fusión selectiva por láser) ha sido sometido a tratamientos de shot peening convencionales (CSP) y severos (SSP). Se ha analizado la influencia de estos tratamientos en la microestructura, nivel de dureza, tensiones residuales y endurecimiento cristalino (FWHM). Los resultados obtenidos en el acero impreso, se comparan con los obtenidos en la misma calidad de acero, denotada como 'material de referencia' y fabricada por extrusión.

PALABRAS CLAVE: impresión 3D, AISI316L, SSP, tensiones residuales.

ABSTRACT

Austenitic stainless steel components, manufactured by Selective Laser Melting (SLM) technique, are commonly characterized by the presence of tensile residual stresses and rougher surface which can play a detrimental role on the mechanical and corrosion performance. Therefore, it is important to apply post-processing treatments such as heat treatments and shot peening treatments to improve mechanical and corrosion performance.

In the present work, additively manufactured 316L specimens were subjected to different shot peening (SP) treatments: conventional (CSP) and severe (SSP). Identical shot peening methodology was also applied to reference samples in order to assess the comparable response. After applying the mentioned SP treatments, microstructural analysis were carried out in the reference and additively manufactured specimens. To complete the analysis, surface topography, residual stresses and microhardness profiles were also studied.

KEYWORDS: 3D printing, AISI316L stainless steel, SSP, residual stresses.

1 INTRODUCCIÓN

La fusión selectiva por láser (SLM – Selective Laser Melting) es un método de fabricación aditiva (AM) que facilita la producción de geometrías metálicas complejas. En el proceso de SLM, se utiliza un láser como fuente de energía para fundir y fusionar el polvo de metal capa por capa de cara a construir el componente final. Aunque se pueden fabricar diferentes aleaciones metálicas mediante la tecnología mencionada, el acero inoxidable austenítico 316L es de gran interés debido a su excelente resistencia a la corrosión, buen comportamiento mecánico y biocompatibilidad [1]. Debido a sus buenas propiedades, el acero inoxidable 316L es ampliamente utilizado en diversas industrias, como la aeroespacial, la biomédica, o la industria nuclear. Sin embargo, cuando nos centramos en la fabricación de este acero mediante la tecnología de SLM, las fuertes temperaturas que se pueden alcanzar de forma localizada durante el proceso de fusión y la rápida solidificación que tiene lugar durante el propio proceso, dan como resultado que las aleaciones metálicas producidas por esta técnica, se caractericen por poseer una microestructuras con cierto grado de porosidad, inclusiones de óxidos o subestructuras celulares [2]. Además, el enfriamiento súbito, en condiciones de no equilibrio, que se produce durante el proceso de fusión/deposición de material, da lugar a la contracción del mismo que, al mismo tiempo, es inhibida por las capas ya depositadas, lo que da como resultado la formación de tensiones residuales de tracción en los componentes impresos [3]. Optimizar los parámetros del proceso como son la potencia del láser o la velocidad de impresión es trascendental para controlar

los campos de tensiones residuales obtenidos en las piezas impresas ya que influirán posteriormente en el comportamiento mecánico y en la resistencia del material frente a la corrosión. Aunque de forma generalizada se suelen realizar tratamientos térmicos de aliviado de tensiones, también se podrían modificar las tensiones residuales cercanas a la superficie mediante el empleo de tratamientos superficiales como el shot peening (SP). Los tratamientos convencionales (CSP) y particularmente los severos (SSP), en los que se emplean mayores tiempos de cobertura, permiten inducir mayores tensiones residuales de compresión, lo que contribuye a mejorar el comportamiento a fatiga [4]. También se ha reportado que los tratamientos severos pueden inducir transformación de fases y refinar la estructura del grano, llegando incluso a formar una estructura con nanogramos [5] en la capa más superficial lo que dará lugar a un aumento en el nivel de dureza en las capas más superficiales.

En el presente trabajo se ha estudiado la influencia de los tratamientos de shot peening convencionales (CSP) y severos (SSP) en la topografía superficial, microdureza, tensiones residuales y endurecimiento (FWHM) de un acero inoxidable austenítico AISI316L obtenido por fabricación aditiva. Los resultados se comparan con los obtenidos en el mismo grado de acero, denotado en este trabajo, como material de referencia (no impreso).

2 MATERIAL

Se recibieron barras cilíndricas de 30 mm de diámetro del grado de acero AISI316L (referencia) que fueron austenizadas a una temperatura de 1050ºC durante un tiempo de 45 minutos y acto seguido, fueron templadas en agua. La composición química del material se muestra en la Tabla 1. Una vez aplicado el tratamiento térmico, se cortaron trozos de 8 mm de espesor para aplicar los tratamientos de SP.

Tabla 1. Composición química. AISI316L referencia (%peso)

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo
0.08	1	2	17	12	2.25

Los resultados se comparan con los obtenidos en la misma calidad de acero pero en este caso, fabricado por impresión 3D mediante la tecnología de fusión selectiva por láser 'Selective Laser Melting (SLM)'. Los parámetros de impresión, se recogen en Tabla 2. Se imprimieron muestras cilíndricas de 10 mm de espesor y 15 mm de diámetro que posteriormente, fueron sometidas a los tratamientos de SP que se describen a continuación.

Tabla 2. Parámetros de impresión - SLM

Potencia láser (w)	Velocidad de impresión (mm/s)	Distancia entre pasadas (mm)
225	650	0.01

3 METODOLOGÍA

3.1 Tratamientos de Shot Peening

En el presente trabajo se ha empleado un tratamiento de shot peening convencional (CSP) y otro severo (SSP) con un factor de cobertura considerablemente mayor. Previamente, se ha caracterizado la intensidad del tratamiento. Para ello, se utilizaron probetas Almen tipo 'A'. Se empleó una presión de 2 bares, un ángulo de impacto de 90º y una distancia de 230 mm entre la boquilla de disparo y la probeta. Se emplearon proyectiles de acero inoxidable de 600 µm de diámetro que poseen una dureza de 88HRB (170 HB). Bajo estas condiciones, la intensidad Almen obtenida fue de 12A (Figura 1). Por tanto, el tratamiento de CSP se ha aplicado bajo una intensidad Almen de 12A y un factor de cobertura del 100% mientras que, el tratamiento de SSP se aplicó bajo la misma intensidad Almen pero en este caso, con una cobertura del 3000%, como se explica posteriormente.

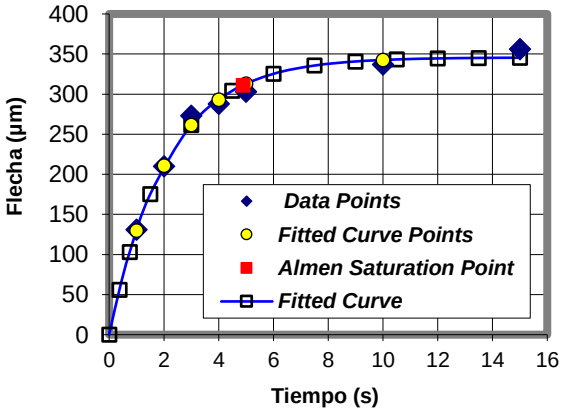
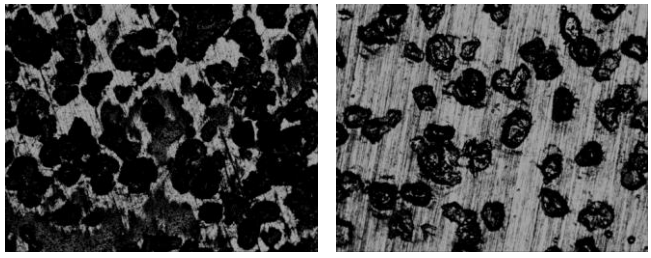


Figura 1. Caracterización de la intensidad del tratamiento de shot peening. Intensidad Almen 12A

Para determinar el factor de cobertura (C), las muestras fueron sometidas inicialmente a un tratamiento de shot peening (12A) durante un tiempo de 1s. La cobertura lograda durante ese tiempo de impacto se evidencia en la Figura 2. La menor cobertura lograda en el grado impreso por SLM se explica en virtud de su mayor dureza (Figura 4).



(a) *(b)*

Figura 2. Análisis del factor de cobertura. (a) Material de referencia, C~60% tras 1s. (b) Material impreso, C~44% tras 1s de SP

A partir del análisis mostrado en la Figura 2, se calculó el tiempo necesario (t) para lograr una cobertura (C) del 100% mediante la ecuación de Avrami, ecuación 1, donde A_r representa el factor de ritmo de cobertura que puede ser calculado acorde a los datos mostrados anteriormente en la Figura 2.

$$C\ (\%) = 100 \cdot [1 - \exp(-A_r \cdot t)] \qquad (1)$$

De esta manera y una vez conocido el parámetro 'A_r', los tiempos de impacto necesarios para lograr una cobertura del 100 y 3000% pueden ser calculados. Estos se muestran en la Tabla 3.

Tabla 3. Tiempos necesarios (s) para lograr una cobertura del 100% (CSP) y del 3000% (SSP) bajo una intensidad Almen de 12A en el acero AISI316L referencia e impreso por SLM

Grado	CSP (100%)	SSP (3000%)
Referencia	4.2	126
3D-SLM	7.0	202

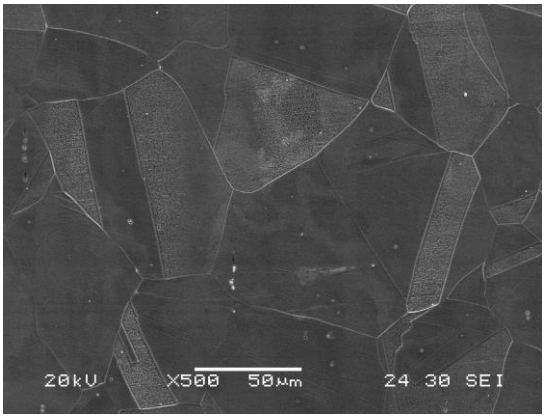
3.2 Tensiones Residuales y FWHM

Las tensiones residuales y el parámetro FWHM (Full Width at Half Maximum) relacionado con el endurecimiento de la red cristalina tras la deformación se han determinado mediante la técnica de difracción de rayos X con la ayuda de un difractómetro Stresstech 3000-G3R. Para la determinación de las tensiones residuales y del FWHM se empleó la técnica del $sen^2\psi$. El plano cristalográfico difractado fue el {220} correspondiente a la red de la austenita, con un ángulo de difracción (2θ) de 128.8º. Para estudiar la evolución de las tensiones residuales en profundidad, se empleó la técnica de electropulido. Para ello, se empleó un electrolito compuesto por 96% de ácido acético y 4% de perclórico. Se utilizó un voltaje de 45V.

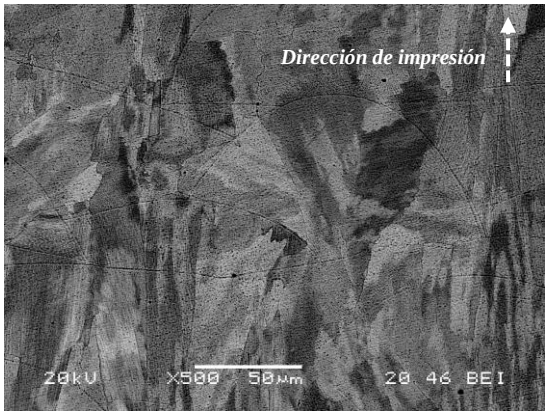
4 DISCUSIÓN Y RESULTADOS

4.1 Microestructura y perfiles de microdurezas

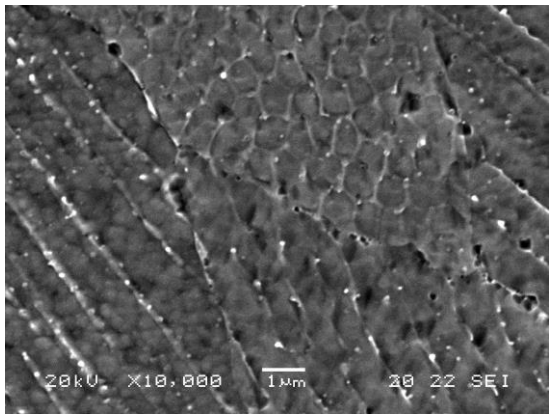
En la Figura 3 se muestra la microestructura de los grados de acero estudiados, materiales de referencia e impreso. En la Figura 3 (a) se muestra la microestructura del grado de acero de referencia, obtenida tras el tratamiento térmico descrito con anterioridad. Se ha determinado un tamaño de grano austenítico de ~60 µm. En la Figura 3(b) y (c) se muestra la microestructura del material impreso mediante SLM. Se pueden distinguir las diferentes capas en las que se observa un crecimiento de grano columnar en la dirección paralela a la de impresión (Figura 3(b)). En el interior de los granos, se aprecia una subestructura celular (Figura 3(c)) con un tamaño promedio de 0.75µm. Esta subestructura se forma debido al entrecruzamiento de dislocaciones asociadas con la segregación de Cr y Mn [6,7]. En la Figura 4**,** se muestra el perfil de microdurezas. Se puede apreciar que la microdureza obtenida a nivel superficial aumenta considerablemente tras el tratamiento de SSP en ambos grados de acero, alcanzándose un espesor de capa afectado por el tratamiento de aproximadamente 300 µm. Se aprecia también que la dureza del núcleo del material aumenta en el material impreso mediante SLM ($255HV_{200}$).



(a)



(b)



(c)

Figura 3. (a) Material de referencia. (b) y (c) Material impreso mediante SLM. Para revelar la microestructura, las muestra fueron atacadas con Kalling's No.2 (2 gr $CuCl_2$ + 40 ml HCl + 50 ml Ethanol) durante un tiempo de 125 segundos

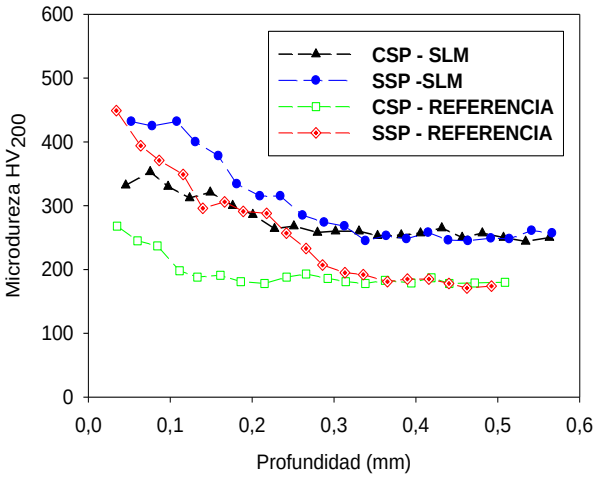
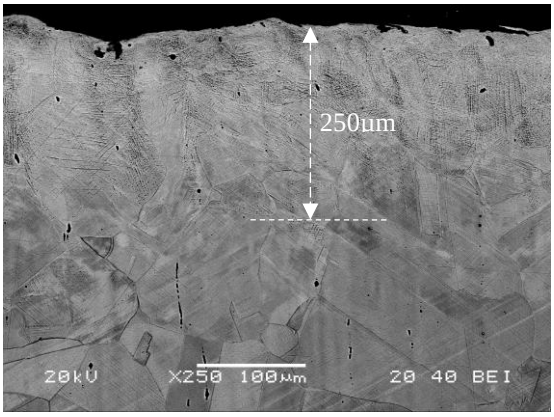
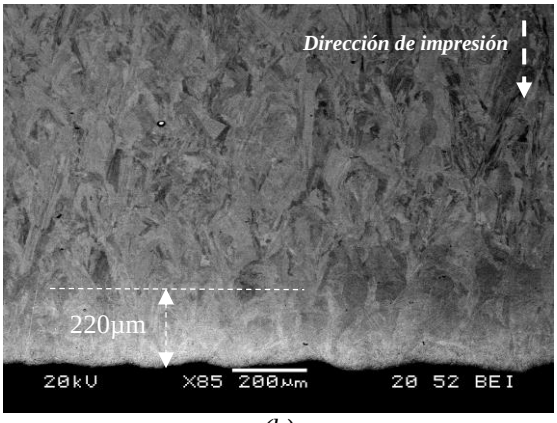


Figura 4. Perfiles de microdurezas

En la Figura 5 se puede apreciar el espesor de capa deformado (200-300µm) tras aplicar los tratamientos severos de shot peening (SSP) en el material de referencia y en el impreso.



(a)



(b)

Figura 5. Sección transversal de la muestra. (a) Material de referencia sometido a un tratamiento superficial de SSP (12A, 3000%). (b) Material impreso sometido a un tratamiento superficial de SSP (12A, 3000%)

4.2 Rugosidad Superficial

En la Tabla 4 se muestran los valores de la rugosidad obtenidos en la muestra referencia e impresa tras los citados tratamientos de shot peening, convencionales (CSP) y severos (SSP).

Tabla 4. Rugosidad superficial (µm)

		R_a	R_z	R_{max}
Referencia	CSP	5.4	31	39
	SSP	5.5	40	41
3D-SLM	3D	6.0	31	40
	3D+CSP	5.5	27	37
	3D+SSP	5.0	24	28

Tras el proceso de impresión 3D, las muestras presentaron un nivel de rugosidad relativamente elevado (R_a~6µm). Este valor es ligeramente superior al encontrado en el material de referencia tras los tratamientos de CSP y SSP. Sin embargo, en el caso del materials impreso (3D-SLM) el nivel de rugosidad disminuye tras aplicar el SP, principalmente, en el tratamiento severo, con una cobertura del 3000% que equivale a un tratamiento de 202s (12A), lo que permite disminuir el nivel de rugosidad que las muestras presentaban inicialmente

4.3 Tensiones residuales y FWHM

En la Tabla 5, se muestran las tensiones residuales en la dirección radial, circunferencial y longitudinal que presentan las muestran cilíndricas tras el proceso de impresión. Por otro lado, el parámetro FWHM se recoge en la Tabla 6.

Tabla 5. Tensiones residuales (MPa) medidas en superficie tras el proceso de impresión, vía SLM

Dirección radial	-176 ± 71
Dirección circunferencial	+131 ± 74
Dirección axial	+45 ± 50

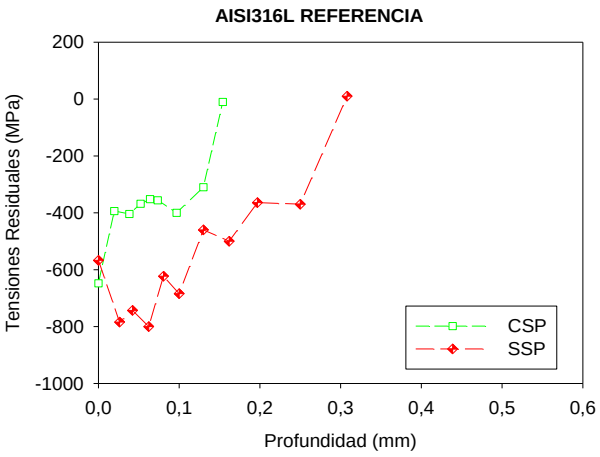
Tabla 6. Parámetro FWHM (º) medido en superficie tras el proceso de impresión, vía SLM

Dirección radial	1.7 ± 0.2
Dirección circunferencial	1.4 ± 0.25
Dirección axial	1.4 ± 0.21

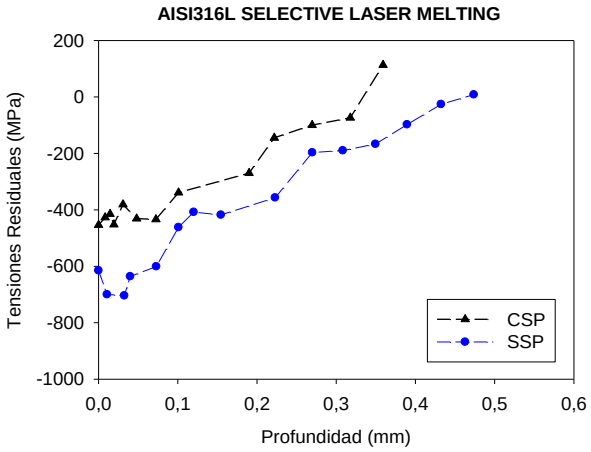
Se puede observar que excepto en la dirección radial de las muestras, donde se ha determinado la existencia de tensiones residuales de compresión, las tensiones residuales medidas en la dirección circunferencial y axial son predominantemente de tracción.

En la Figura 6, se muestra la evolución de las tensiones residuales determinadas en profundidad mediante la

técnica de difracción de rayos X, tanto en el material de referencia (Figura 6(a)) como en el impreso (Figura 6(b)) tras aplicar los tratamientos de SP.



(a)

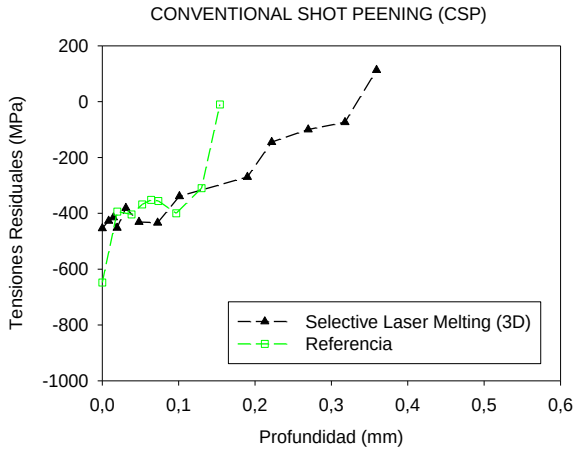


(b)

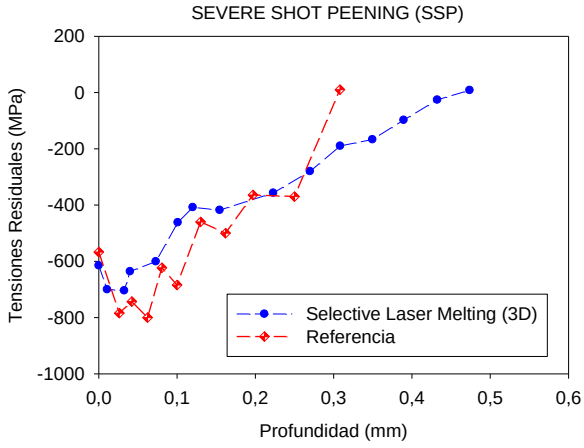
Figura 6. Evolución de las tensiones residuales en profundidad. (a) Material de referencia. (b) Material impreso

En ambas calidades de acero se puede apreciar como el tratamiento severo es capar de inducir un nivel de tensiones residuales que aumenta hasta un valor de -750 MPa en las primeras capas. El espesor de capa afectado también aumenta considerablemente tras el SSP (12A, 3000% de cobertura). En la Figura 7, se compara el campo de tensiones residuales inducido en ambas calidades, referencia y material impreso. Tras los citados tratamientos convencionales (CSP) y severos (SSP) de shot peening, se puede apreciar como el espesor total de capa afectado por los tratamientos aumenta ligeramente en el material impreso.

El FWHM obtenido tras los citados tratamientos se muestra en la Figura 8. Se puede apreciar un fuerte aumento del parámetro FWHM, principalmente, tras aplicar los tratamientos severos (SSP). Esta variación se observa en las primeras 200 µm del material lo que encaja con las observaciones microestructurales mostrada previamente en la Figura 5. Un efecto similar se ha reportado previamente a partir del análisis de los perfiles de microdurezas y tensiones residuales.



(a)



(b)

Figura 7. Tensiones residuales inducidas tras los tratamientos convencionales (a) y severos (b).

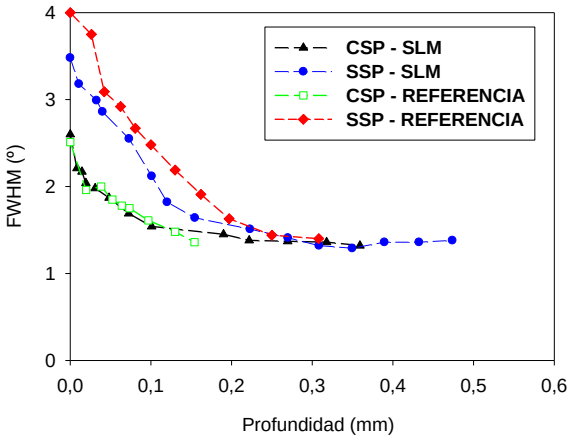


Figura 8. Parámetro FWHM (Full Width at Half Maximum).

En el caso de las muestras sometidas a los tratamientos severos, la fórmula de Scherrer (ecuación 2) puede ser

utilizada para estimar el tamaño de grano (GS). Esta ecuación puede ser utilizada para aquellos casos en los que se obtiene un tamaño de grano nanocristalino, lo que es esperado en los casos de los tratamientos de SSP [8].

$$GS = \frac{\mathbf{0.9}\cdot\boldsymbol{\lambda}}{\boldsymbol{FWHM}\cdot\boldsymbol{cos\theta}} \qquad (2)$$

λ representa la longitud de onda Kα del Cr (0.2291 nm) empleado para determinar el parámetro FWHM en el plano {220} y θ es el ángulo de difracción (2θ=128.8º).

Tabla 7. Tamaño de grano (GS) en la capa superficial tras el tratamiento de SSP

Grado de acero	FWHM (º) en {220}	GS (nm)
Referencia	4	7
3D-SLM	3.5	8

Estos valores son claramente inferiores a la dimensión de la subestructura medida en el material obtenido por SLM, poniendo de manifiesto la capacidad de los tratamientos de shot peening severos para inducir refinamiento de grano.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer la financiación recibida por la Junta de Castilla y León a través del proyecto BU-002-P20, cofinanciado con fondos FEDER. Los autores también desean agradecer la financiación recibida dentro de los proyectos PID2021-124768OB-C21 y TED2021-130413B-I00 financiados por el gobierno de España. L.B. Peral agradece la financiación recibida a través de su contrato postdoctoral MU-21-UP2021-030 (Margarita Salas) financiado por la Universidad de Oviedo a través de la Next Generation EU.

Los autores agradecen el apoyo técnico de los Servicios Científico-Técnicos de la Universidad de Oviedo.

REFERENCIAS

[1] Bartolomeu F, Buciumeanu M, Pinto E, Alves N, Carvalho O, Silva FS, et al. 316L stainless steel mechanical and tribological behavior—A comparison between selective laser melting, hot pressing and conventional casting. Addit Manuf 2017;16:81–9.

[2] Cruz V, Chao Q, Birbilis N, Fabijanic D, Hodgson PD, Thomas S. Electrochemical studies on the effect of residual stress on the corrosion of 316L manufactured by selective laser melting. Corros Sci 2020;164.

[3] Mercelis P, Kruth J. Residual stresses in selective laser sintering and selective laser melting. Rapid Prototyp J 2006;12:254–65.

[4] Maleki E, Unal O, Guagliano M, Bagherifard S. Analysing the Fatigue Behaviour and Residual Stress Relaxation of Gradient Nano-Structured 316L Steel Subjected to the Shot Peening via Deep Learning Approach. Metals and Materials International 2022;28:112–31.

[5] Gundgire T, Jokiaho T, Santa-aho S, Rautio T, Järvenpää A, Vippola M. Comparative study of additively manufactured and reference 316 L stainless steel samples – Effect of severe shot peening on microstructure and residual stresses. Mater Charact 2022;191..

[6] Chao Q, Cruz V, Thomas S, Birbilis N, Collins P, Taylor A, et al. On the enhanced corrosion resistance of a selective laser melted austenitic stainless steel. Scr Mater 2017;141:94–8.

[7] Qian M, DuPont JN. Microsegregation-related pitting corrosion characteristics of AL-6XN superaustenitic stainless steel laser welds. Corros Sci 2010;52:3548–53.

[8] Bagherifard S, Fernandez-Pariente I, Ghelichi R, Guagliano M. Severe Shot Peening to Obtain Nanostructured Surfaces: Process and Properties of the Treated Surfaces. Handbook of Mechanical Nanostructuring, Weinheim, Germany: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA; 2015, p. 299–323.

COMPORTAMIENTO EN FATIGA DE UNA ALEACIÓN DE Ti-6Al-4V FABRICADA MEDIANTE BINDER JETTING

J.M. Alegre[a*], A. Díaz[a], R. García[b], L.B. Peral[a], M. Lorenzo[a], I.I. Cuesta[a]

[a]*University* of Burgos. Escuela Politécnica Superior, Av de Cantabria s/n, 09006, Burgos, Spain

[b]*HIP Innovation Center, Hiperbaric S.L., C. Condado de Treviño, 6, 09001, Burgos, Spain*

[*] Persona de contacto: jalegre@ubu.es

RESUMEN

El Binder Jetting (BJ) es una técnica de fabricación aditiva basada en la generación de una pieza mediante la unión selectiva de polvo por medio de un adhesivo y posterior proceso de sinterización a alta temperatura para densificar el material y obtener piezas con propiedades mecánicas aceptables. Debido a la gran porosidad inicial del material tras el sinterizado se suelen aplicar post-tratamientos de prensado isostático en caliente (HIP) para aumentar la densidad del material y mejorar las propiedades mecánicas y de fatiga del componente resultante. Este trabajo estudia el comportamiento en fatiga de una aleación de Ti-6Al-4V, fabricada mediante BJ, y sometida a dos procesos HIP diferentes: uno a 920ºC/100MPa durante 4h, y otro a alta presión pero menor temperatura (HIP-HPLT) a 850ºC/200MPa durante 2h. Se estudia el efecto del HIP sobre la densificación, la microestructura, el comportamiento mecánico y las propiedades a fatiga. Los micromecanismos de fatiga y fractura indican que el contenido en oxígeno generado por la descomposición del ligante durante los procesos de sinterización juega un papel crítico en las propiedades mecánicas resultantes, reduciendo la ductilidad y la vida a fatiga, y alejándose del comportamiento obtenido por otras técnicas de fabricación aditiva como el SLM.

PALABRAS CLAVE: Ti-6Al-4V, Binder Jetting, Hot Isostatic Pressing, propiedades a fatiga.

ABSTRACT

Binder Jetting (BJ) is an additive manufacturing technique based on the generation of a part by selective bonding of powder by means of an adhesive, and subsequent high temperature sintering process to densify the material and obtain parts with acceptable properties. Due to the high initial porosity of the material after sintering, hot isostatic pressing (HIP) post-treatments can be applied to increase the density of the material and improve the mechanical and fatigue properties of the resulting component. This work analyses the fatigue behaviour of a Ti-6Al-4V alloy, fabricated by BJ and subjected to two different HIP processes, one at 920ºC/100MPa for 4h, and a second one at high pressure but lower temperature (HIP-HPLT) at 850ºC/200MPa for 2h. The effect of HIP on the densification, microstructure, mechanical behaviour, and fatigue properties is studied. Fatigue and fracture micromechanisms indicate that the oxygen content generated by the decomposition of the binder during the sintering processes plays a critical role in the resulting mechanical properties, reducing the ductility and fatigue life, and moving away from the behaviour obtained by other additive manufacturing techniques such as SLM.

KEYWORDS: Ti-6Al-4V, Binder Jetting, Hot Isostatic Pressing, fatigue properties.

1. INTRODUCCION

La fabricación aditiva por inyección de aglutinante, o *binder jetting* (BJ), es una técnica mediante la cual un agente líquido aglutinante se deposita selectivamente sobre un polvo metálico para formar una geometría tridimensional. A continuación, se somete a dicha pieza a un proceso de curado o *debonging* a temperatura relativamente baja (< 400ºC) para eliminar el aglutinante y producir una pieza "en verde" de baja resistencia y alta porosidad, seguida de un proceso de sinterización a una temperatura ligeramente inferior al punto de fusión del constituyente principal, para densificar el material. El proceso BJ presenta muchas similitudes con el proceso de moldeo por inyección de metal (MIM) [1]. Las técnicas MIM y BJ del Ti-6Al-4V muestran tras la sinterización las mismas características de microestructura y una porosidad residual muy similar [2].

Esta técnica presenta una serie de ventajas sobre otros procesos de fabricación aditiva [3], tales como ser compatible con prácticamente cualquier material en polvo (metales, cerámicos,…), no requerir de ninguna estructura de soporte para la generación de la geometría, altas

tasas de producción y grandes volúmenes de piezas fabricadas, así como evitar los problemas relacionados con las tensiones residuales y los cambios microestructurales inherentes a las técnicas basadas en la fusión por láser. En el proceso BJ, sólo se utiliza algo de calor a baja temperatura durante el proceso de curado (normalmente menos de 450°C), y el proceso final de sinterización a alta temperatura de la pieza verde es un proceso bien controlado y homogéneo. Por lo tanto, se minimizan las tensiones residuales y las distorsiones inducidas térmicamente.

Sin embargo, el proceso BJ de Ti-6Al-4V presenta varios inconvenientes en comparación con otros procesos AM, principalmente relacionados con la alta porosidad de la pieza fabricada y la microestructura de grano grueso que se deriva del proceso de sinterización, así como la elevada reducción de tamaño después del proceso de sinterización lo que hace complejo un adecuado control de las dimensiones finales de la pieza.

Otro inconveniente importante de las técnicas BJ se deriva de la alta reactividad del titanio con algunos elementos a altas temperaturas, especialmente con el oxígeno. Dicho contenido en oxígeno puede venir derivado de los restos del aglomerante utilizado y no eliminado durante el ciclo de debinding y sinterización. La cantidad de constituyentes aglutinantes residuales en los componentes MIM se controla mediante los requisitos químicos de la norma ASTM F2885-1 [4], la cual limita el contenido de oxígeno de las aleaciones de Ti a un máximo del 0,35% en peso, ya que el alargamiento disminuye rápidamente cuando el contenido de oxígeno supera este valor. Además, las demás impurezas, como el C y el N, que suelen contaminarse a partir de los ligantes poliméricos durante el debinding y la sinterización, también influyen en las propiedades mecánicas de las aleaciones de Ti-6Al-4V fabricadas mediante MMC y BJ. Los efectos globales de estos elementos intersticiales pueden expresarse en forma de oxígeno equivalente utilizándose típicamente la ecuación de Ogden [5]**.** Dicho contenido de oxígeno equivalente para las aleaciones de Ti debe limitarse a 0,4 % en peso.

La porosidad intrínseca al proceso de BJ es un factor limitante de su comportamiento mecánico. Las piezas verdes recién impresas presentan una densidad relativa inferior de ~60% de la densidad libre de poros o densidad absoluta (PFD). Tras la etapa de sinterización, la densificación del material aumenta hasta ~95% PFD, pero esta porosidad interna sigue siendo alta y, aunque la pieza tiene cierta resistencia estructural, no es adecuada para soportar tensiones exigentes como la fatiga.

Por lo tanto, suelen ser necesarias etapas adicionales de postprocesado, como el prensado isostático en caliente (HIP), para que las piezas impresas con BJ alcancen unas propiedades aceptables.

Existen numerosos estudios de los beneficios del tratamiento HIP sobre los defectos, la microestructura y las propiedades mecánicas de la aleación Ti-6Al-4V fabricada mediante técnicas como el SLM [6–14].

El ciclo HIP típico utilizado para aleaciones Ti-6Al-4V fabricadas por SLM consiste en calentar a una temperatura en el rango 900-920°C (por debajo de la temperatura β-transus) y a una presión de 100-120 MPa, durante un tiempo de mantenimiento entre 2 y 4 horas en atmósfera de argón, y normalmente seguido de un enfriamiento en horno. Por otro lado, algunos estudios han demostrado el beneficio de los tratamientos HIP a temperaturas más bajas (820-850ºC) pero a más altas presiones (200MPa) combinadas con un enfriamiento rápido para limitar los efectos de engrosamiento microestructural y mejorar la vida en fatiga de la pieza fabricada [9,14].

El objetivo principal de este trabajo es precisamente estudiar los efectos del postratamiento de HIP sobre la densificación del material, la microestructura y las propiedades a tracción y fatiga, de una aleación Ti-6Al-4V fabricada mediante el proceso de BJ.

2. MATERIAL Y MÉTODOS EXPERIMENTALES

El material utilizado en esta investigación es una aleación Ti-6Al-4V. Las probetas se fabricaron utilizando una tecnología de BJ de alta precisión desarrollada por Höganäs AB (Digital Metal®). El aglutinante es un polímero soluble en agua. La impresión se realiza a temperatura ambiente sin atmósfera protectora. Una vez terminadas, las piezas se sacan del lecho de polvo y se sinterizan para aumentar su resistencia y densificación. El acabado superficial medio fue de Ra 7 μm tras la sinterización y de Ra 4 μm tras el granallado. El grosor de la capa era de 42 μm.

El proceso de sinterización consta de dos etapas. En primer lugar, se quema el aglutinante calentándolo en un ambiente de argón durante tres horas a 295°C (*debinding*), seguida de una purga de gas argón. En segundo lugar, el Ti-6Al-4V se sinteriza calentándolo a 1350°C durante tres horas, seguido de un enfriamiento en horno. Se produce una contracción cercana al 20% durante la sinterización. El nivel de oxígeno medido en las muestras después de la sinterización fue de 0,35%.

Las probetas se dividieron en tres lotes diferentes: (1) lote en condiciones iniciales después del sinterizado, (2) un lote sometido a un postratamiento de HIP a 920ºC / 100 MPa durante 4 h seguido de un enfriamiento en horno, y (3) un lote sometido a un postratamiento de HIP a una temperatura de 850ºC / 200 MPa durante 2 h y después un enfriamiento forzado para reducir el tiempo de enfriamiento.

Posteriormente todas las probetas fueron mecanizadas y acabadas a su geometría final después de las etapas de sinterización o HIP, obteniendo una rugosidad superficial Ra entre 0,61 y 0,88 μm.

Los ensayos de tracción monotónica para las condiciones de material analizadas se realizaron utilizando probetas cilíndricas según norma ASTM E8M [15], utilizando probetas cilíndricas de 6 mm de diámetro. Para el análisis de fatiga se utilizaron las probetas presentadas en la Figura 1.

Para el análisis metalográfico, se utilizó el reactivo de Kroll (100 mL de agua destilada, 2 mL de HF y 4 mL de HNO3) para revelar la microestructura de las muestras pulidas y rectificadas en húmedo.

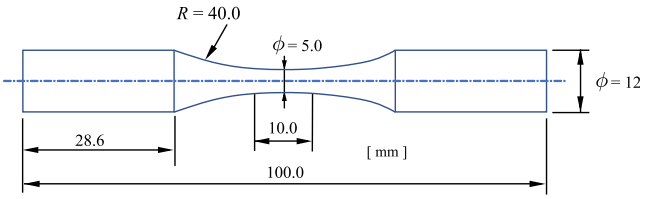


Figura 1. Dimensiones de las probetas de fatiga (mm).

3. RESULTADOS Y ANÁLISIS

Microstructura y porosidad

La Figura 2 presenta la microestructura de las diferentes condiciones analizadas. Para la condición *as-sintered* se observa una distribución de porosidad uniformemente repartida, con huecos de diferente forma y tamaño. La matriz presenta una estructura típica laminar de fase α y bordes de grano de fase β entre dichas láminas.

Después de los procesos de HIP prácticamente todos los huecos internos son eliminados, consiguiente una estructura interna con un elevado grado de densificación (Figura 2). Sin embargo, en la Figura 3 se aprecia, como los huecos conectados con la superficie no son sellados por este proceso, al no encontrarse sometidos a los elevados estados de compresión hidrostática durante el proceso. En este trabajo, las probetas son mecanizadas después del tratamiento, eliminado esta capa, y estudiando el comportamiento en fatiga del material base.

El tamaño de las colonias de α es de aproximadamente 110 µm. El tamaño medio de las lajas de fase α es aproximadamente de 6 µm (Tabla 1) características similares a las del material MIM Ti-6Al-4V [1].

La densidad relativa de las muestras se ha medido según el principio de flotación de Arquímedes, de acuerdo con la norma ASTM B311 [16], y tomando como referencia una densidad relativa el Ti-6Al-4V de 4.43 g/cm^3. Se ha utilizado una balanza electrónica AJH-420 CEN de precisión con 0.001g. Tras la sinterización, la densidad relativa medida fue del 96%. Se volvió a medir la densidad relativa de las muestras sinterizadas y sometidas al proceso HIP tras el mecanizado, y se obtuvo un valor del 96% y del 99,9%.

Tabla 1. Espesores de las láminas de α después de los diferentes procesos.

Condición	Grosor de las láminas de α
As-sintered	5.63 µm
HIP 920ºC / 100MPa	7.26 µm
HIP 850ºC / 200 MPa	6.37 µm
SLM [13]	(~1 µm)

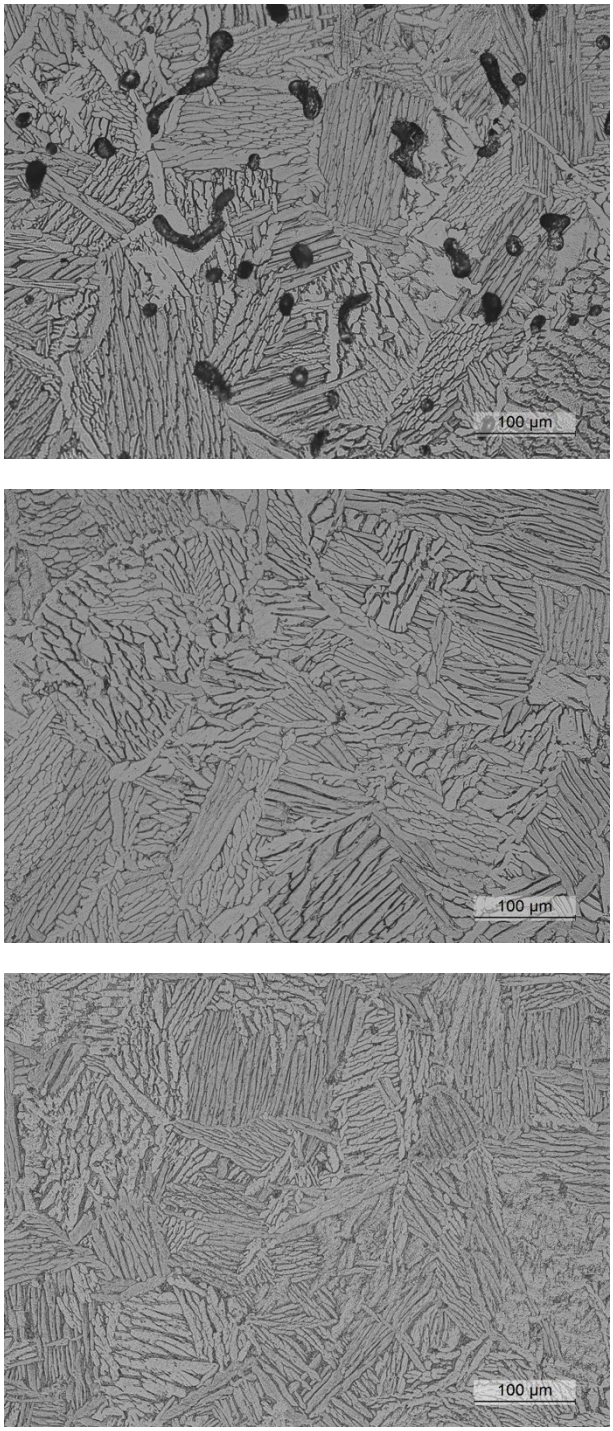


Figura 2. Microestructura de las tres condiciones analizadas: (a) Sinterizado, (b) HIPed a 920ºC / 100MPa / 4h, (c) HIPed a 850ºC / 200MPa / 2h.

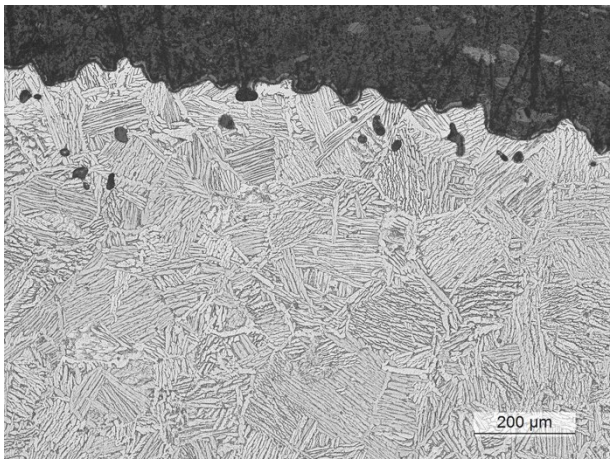


Figura 3. Porosidad no sellada en la proximidad de la superficie (BJ+HPLT).

Propiedades a tracción

Los resultados de los ensayos de tracción para las tres condiciones analizadas se presentan en la Figura 4 y en la Tabla 2. A efectos comparativos, también se presentan los resultados de un material de referencia procesado por forja y de un material fabricado por fusión de lecho de polvo (también denominado fusión selectiva por láser, SLM) [9].

Para la condición as-sintered, se observa una pobre resistencia a la tracción de 790 MPa y una reducida capacidad de deformación en torno al 9,25%. Estas pobres propiedades mecánicas pueden atribuirse al alto nivel de porosidad después de la sinterización, que alcanza valores en torno al 4%. Las propiedades a la fatiga también son muy pobres, como se analizará en detalle en detalle en la sección siguiente.

Para las condiciones de material sometidas a tratamientos de HIP, una primera conclusión que se puede extraer de los resultados presentados es que apenas se produce una mejoría en la capacidad de deformación. Para el tratamiento de HIP convencional a 920ºC /100 MPa / 4 h, el valor de deformación es muy similar al de la condición BJ *as sintered*, aunque se aprecia un aumento de la capacidad resistente, sin duda debido a la densificación del material. Para el material procesado por HIP-HPLT, el alargamiento aumenta ligeramente hasta el 10,5% y la capacidad resistente también se ve ligeramente mejorada. Sin duda es un postratamiento más efectivo para esta aleación. En cualquier caso, estos valores están lejos de la capacidad de deformación del material de referencia con estructura de granos equiaxiales (19,5%) y son inferiores también a los correspondientes al mismo material fabricado por SLM y sometido al mismo tratamiento HIP-HPLT (11-13%), según los resultados anteriores de los mismos autores [9].

Esta reducción de la ductilidad suele ser atribuida al contenido en oxigeno residual siempre que supere valores en torno al 0.3% [5]. En el proceso presentado el nivel medido fue de 0.35%.

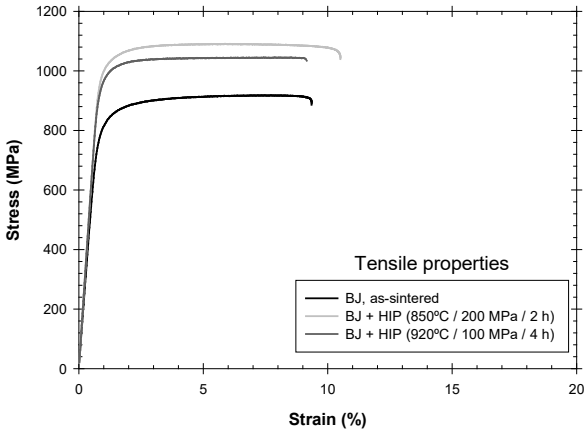


Figura 4. Ensayos a tracción para las tres condiciones BJ as-sintered, BJ+HIP y BJ+HPLT.

Tabla 2. Propiedades a tracción del Ti-6Al-4V.

Material	Offset yield strength, $R_{p0,2}$ (MPa)	Tensile Strength, R_m (MPa)	Elongation at break (%)
Binder Jetting - as sintered	790	912	9.35
BJ + HIP 850ºC/200MPa/2h	1002	1089	10.58
BJ + HIP 920ºC/100MPa/4h	974	1043	9.25
SLM - as built	1090	1297	11.2
SLM + HIP 850ºC/200MPa/2h	945	1055	13.2
Wrought processed material	894	966	19.5

Propiedades a fatiga

El comportamiento a fatiga de las diferentes condiciones analizadas se muestra en la Figura 5. La condición *BJ as-sintered* presenta una pobre resistencia a fatiga, condicionada por la alta porosidad interna después del proceso de sinterización, el espesor de las lajas de α y los contenidos de oxígeno que promueven precipitados de óxidos de Ti que reducen el comportamiento en fatiga.

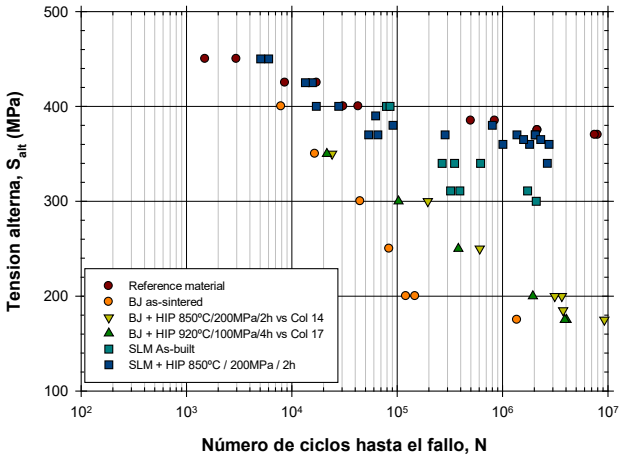


Figura 5. Resultados de los ensayos de fatiga

El mecanismo de iniciación de la fisura en la condición *as-sintered* presenta un patrón característico, como se muestra en la Figura 6, formado por múltiples facetas planas en el lugar de iniciación que coexisten con un gran número de huecos existentes en el material desde la fase de sinterización. Este conjunto de defectos hace que el material presente múltiples concentradores de tensiones internos que se traducen en un pobre comportamiento en fatiga.

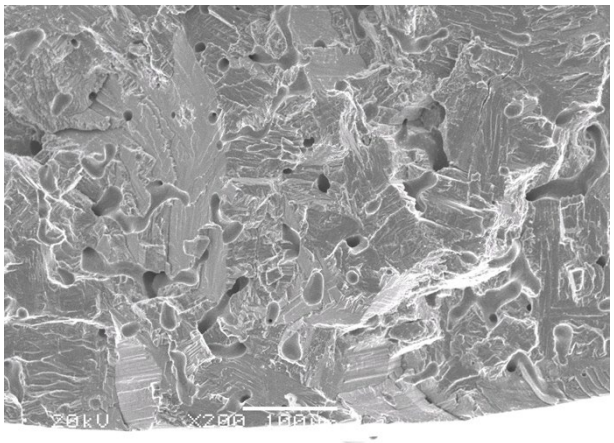


Figura 6. Iniciación (BJ as-sintered)

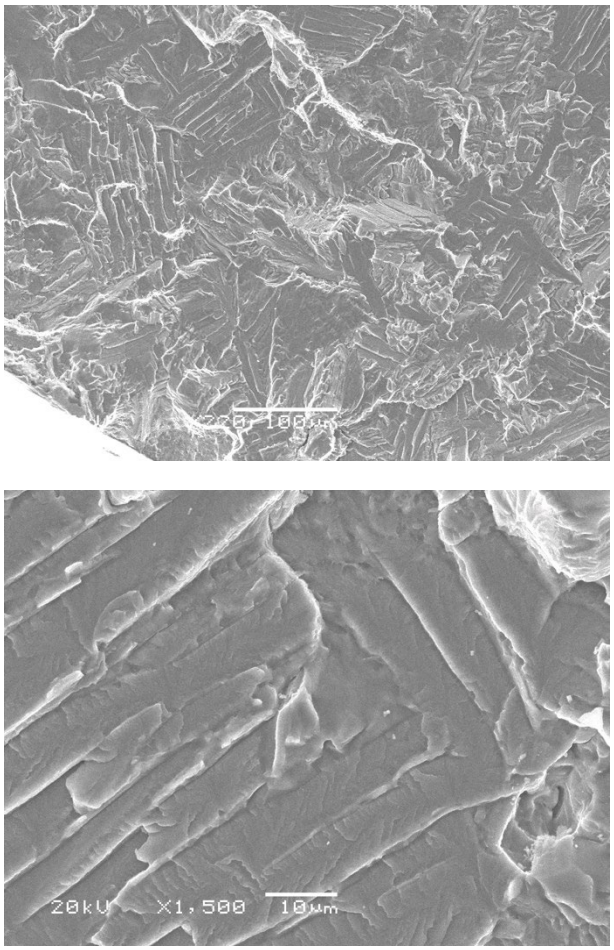


Figura 7. Fatigue initiation site for BJ + HIP-HPLT

Para el material después del proceso de HIP (Figura 7) los resultados del comportamiento en fatiga mejoran frente al material BJ as-sintered, pero siguen estando muy por debajo del comportamiento del mismo material para otros procesos de fabricación aditiva, como el SLM [10], incluso en las condiciones iniciales de fabricación (SLM as-built) sin someterse a un proceso de HIP. La iniciación también se produce a partir de la formación de facetas, en la fase α+β. Este mecanismo coincide con los ya conocidos para materiales fabricados por SLM [6–9].

En determinadas zonas, la propagación se produce entre las lajas de fase α, y en lugar de observar facetas que atraviesan perpendicularmente la laja se produce una propagación entre las lajas, que genera los típicos caminos o playas de fatiga. De nuevo, el pobre comportamiento en fatiga puede justificarse por la presencia de oxigeno residual en el material fabricado mediante BJ, cuyo valor alcanza en este trabajo el 0.35%. En la Figura 8 se presenta una micrografía con la presencia de estas partículas identificadas como óxidos de Ti, en la superficie de fractura, también típicos en los materiales procesados mediante MMC cuando se sobrepasan determinados niveles de contenido en oxígeno y a cuya presencia se atribuye la perdida de propiedades de ductilidad del material y a la drástica reducción de las propiedades a fatiga.

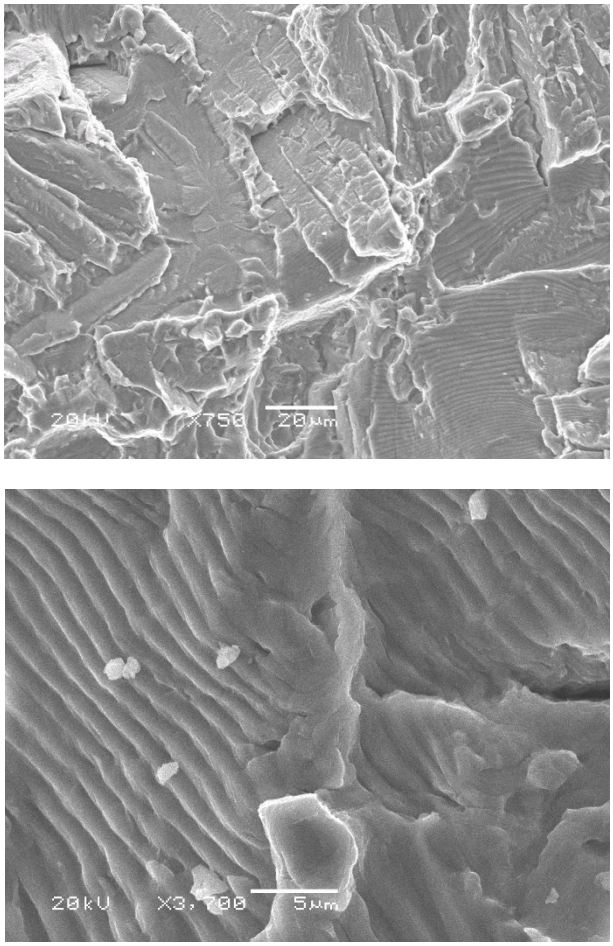


Figure 8. Fatigue propagation site for BJ + HIP-HPLT (specimen #19).

4. CONCLUSIONES

En este trabajo se ha investigado el efecto sobre la densificación del material, el comportamiento mecánico y el comportamiento a fatiga de dos postratamientos HIP diferentes en una aleación Ti-6Al-4V fabricada mediante BJ.

El comportamiento en tracción y a fatiga de la condición sin post-tratamiento, después del sinterizado, es muy pobre tanto en capacidad resistente como en capacidad de deformación y vida en fatiga. Este hecho está condicionado por la elevada porosidad residual después del sinterizado (en torno al 4%) y por la presencia de oxígeno residual procedente de los restos de ligante después del *debinding*. que se deposita en forma de óxidos de Ti dispersos por la matriz del material.

Después de los procesos de HIP las propiedades resistentes mejoran, hasta alcanzar niveles similares al Ti-6Al-4V fabricado con otras como el SLM. Sin embargo, la capacidad de deformación sigue siendo limitada, condicionado sin duda por el porcentaje de oxigeno presente en la muestra (0.35%). La vida en fatiga mejora respecto al material sin postratamiento, y se observa una buena densificación. Además, sus propiedades a fatiga siguen siendo inferiores a las del mismo tratamiento de HIP efectuado sobre muestras de SLM y sobre el mismo material de referencia.

Para poder utilizar este material fabricado mediante BJ en piezas que vayan a verse sometidas a cargas exigentes, es necesario efectuar un postprocesado HIP para conseguir densificar el material, y trabajar en el desarrollo de procesos o ligantes que limiten el contenido en oxigeno después del de-binding por debajo del 0.3%, como se indica para otras técnicas similares como el MIM.

5. AGRADECIMENTOS

Los autores desean agradecer la financiación recibida a través de los proyectos de la Junta de Castilla y León BU-002-P20 y INVESTUN/22/BU/0003 cofinanciados con fondos FEDER, y los proyectos MR5W.P3 y MR4W.P2 cofinanciados por la JCyL y el MICINN y los fondos NextGeneration EU/PRTR.

1. REFERENCES

[1] Simchi A, Petzoldt F, Hartwig T, Hein SB, Barthel B, Reineke L. Binder Jet 3d Printing of Biomedical Grade Ti-6al-4v Alloy: The Role of Particle Size, Microstructural Features, and Mechanical Properties. SSRN Electron J 2022;98:1–39. https://doi.org/10.2139/ssrn.4127679.

[2] Suwanpreecha C, Manonukul A. Review: Fatigue Properties of Ti-6Al-4V Alloys Fabricated by Metal Injection Moulding. SIAM Sci Innov Adv Mater 2021;1:64005–64005.

[3] Mostafaei A, Elliott AM, Barnes JE, Li F, Tan W, Cramer CL, et al. Binder jet 3D printing—Process parameters, materials, properties, modeling, and challenges. Prog Mater Sci 2021;119:100707. https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2020.100707.

[4] ASTM F2885-11. Standard Specification for Metal Injection Molded Titanium-6Aluminum-4Vanadium Components for Surgical Implant Applications 1 2011:1–5. https://doi.org/10.1520/F2885.

[5] Ogden HR, Jaffee RI. The effects of carbon, oxygen and nitrogen on the mechanical properties of titanium and titanium alloys. Titan Metall Lab 2012;XXXIII:81–7.

[6] Günther J, Krewerth D, Lippmann T, Leuders S, Tröster T, Weidner A, et al. Fatigue life of additively manufactured Ti–6Al–4V in the very high cycle fatigue regime. Int J Fatigue 2017;94:236–45. https://doi.org/10.1016/J.IJFATIGUE.2016.05.018.

[7] Everaerts J, Verlinden B, Wevers M. The influence of the alpha grain size on internal fatigue crack initiation in drawn Ti-6Al-4V wires. Procedia Struct Integr 2016;2:1055–62. https://doi.org/10.1016/j.prostr.2016.06.135.

[8] Xue G, Nakamura T, Fujimura N, Takahashi K, Oguma H. Initiation and propagation processes of internal fatigue cracks in β titanium alloy based on fractographic analysis. Appl Sci 2021;11:1–17. https://doi.org/10.3390/app11010131.

[9] Alegre JM, Díaz A, García R, Peral LB, Cuesta II. Effect of HIP post-processing at 850°C / 200 MPa in the fatigue behavior of Ti-6Al-4V alloy fabricated by Selective Laser Melting. Int J Fatigue 2022;163:107097. https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2022.107097.

[10] Alegre JM, Díaz A, García R, Peral LB, Cuesta II. Effect of HIP post-processing at 850 °C/200 MPa in the fatigue behavior of Ti-6Al-4V alloy fabricated by Selective Laser Melting. Int J Fatigue 2022;163. https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2022.107097.

[11] Leuders S, Thöne M, Riemer A, Niendorf T, Tröster T, Richard HA, et al. On the mechanical behaviour of titanium alloy TiAl6V4 manufactured by selective laser melting: Fatigue resistance and crack growth performance. Int J Fatigue 2013;48:300–7. https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2012.11.011.

[12] Eshawish N, Malinov S, Sha W, Walls P. Microstructure and Mechanical Properties of Ti-6Al-4V Manufactured by Selective Laser Melting after Stress Relieving, Hot Isostatic Pressing Treatment, and Post-Heat Treatment. J Mater Eng Perform 2021;30:5290–6. https://doi.org/10.1007/s11665-021-05753-w.

[13] Cutolo A, Elangeswaran C, de Formanoir C. The Effect of Heat Treatment and Alloying of Ni – Ti Alloy with Copper. Springer International Publishing; 2019. https://doi.org/10.1007/978-3-030-05861-6.

[14] Moran TP, Carrion PE, Lee S, Shamsaei N, Phan N, Warner DH. Hot Isostatic Pressing for Fatigue Critical Additively Manufactured Ti-6Al-4V. Materials (Basel) 2022;15:1–12. https://doi.org/10.3390/ma15062051.

[15] ASTM E8. ASTM E8/E8M standard test methods for tension testing of metallic materials 1. Annu B ASTM Stand 4 2010:1–27. https://doi.org/10.1520/E0008.

[16] ASTM B311-17. Standard Test Method for Density of Powder Metallurgy (PM) Materials Containing Less Than Two Percent Porosity. ASTM Int 2017;i:1–5. https://doi.org/10.1520/B0311-17.2.

ESTUDIO DEL USO DE TÉCNICAS TERMOGRÁFICAS PARA LA PREDICCIÓN DEL LÍMITE DE FATIGA DE LAMINADOS CFRP EN PRESENCIA DE ONDULACIONES FUERA DEL PLANO

Norberto Feito[1], José Vicente Calvo[2], María Henar Miguélez[2], Eugenio Giner[1]

[1] Instituto de Ingeniería Mecánica y Biomecánica-I2MB, Departamento de Ingeniería Mecánica y de Materiales.
Universitat Politècnica de València.
Camino de Vera s/n, 46022 Valencia-España

[2] Departamento de Ingeniería Mecánica.
Universidad Carlos III de Madrid.
Avda. Universidad 30, 28911 Leganés-España
[*] Persona de contacto: norfeisa@upvnet.upv.es

RESUMEN

Uno de los defectos más comunes que aparece en los laminados de materiales compuestos es el desalineamiento de las fibras y ondulaciones fuera de plano. El uso de estos laminados defectuosos en estructuras de la industria aeroespacial o la industria de la energía (aerogeneradores) puede comprometer la integridad estructural de las mismas al afectar a sus propiedades mecánicas. En este trabajo, se realiza un estudio de la aplicación de técnicas de termografía infrarroja para estimar la vida a fatiga de laminados CFRP que presentan ondulaciones fuera del plano, distribuidas a lo largo de la muestra. Los resultados obtenidos muestran una gran similitud con los obtenidos mediante las curvas S-N. Se observa una reducción de las propiedades mecánicas y de la vida en servicio en el material con defectos respecto al material sin defectos, así como diferencias térmicas, lo que avala el uso de técnicas termográficas para localizar este tipo de defectos.

PALABRAS CLAVE: CFRP, fatiga, termografía, defectos de fabricación, ondulaciones.

ABSTRACT

One of the most common defects that appear in composite laminates is fiber misalignment and out-of-plane waviness. The use of these laminates with defects in aerospace industry structures or energy industry components (wind turbines) can compromise their structural integrity by affecting their mechanical properties. In this work, a study about the application of infrared thermography techniques is carried out to estimate the fatigue life of CFRP laminates, which present out-of-plane waves distributed throughout the sample. The results obtained are in good agreement with those obtained through S-N curves. A reduction of the mechanical properties and service life is observed in the material with defects versus the material without defects, as well as thermal differences, which supports the use of thermographic techniques to locate this type of defects.

KEYWORDS: CFRP, fatigue, thermography, manufacturing defects, waviness.

1. INTRODUCCIÓN

En las actuales industrias aeroespacial y energética, los materiales compuestos han aumentado su empleabilidad durante la última década debido a la buena combinación de sus propiedades mecánicas, como son su alta resistencia y rigidez específicas, su baja densidad y su capacidad para soportar condiciones ambientales adversas. Los laminados de polímeros reforzados con fibra de carbono (CFRP) son uno de los materiales compuestos que más se utiliza en estas industrias. Sin embargo, los defectos que aparecen en el laminado durante su fabricación, como las ondulaciones fuera del plano o el desalineamiento de las fibras, pueden comprometer su integridad estructural y reducir su vida útil [1,2].

En trabajos publicados hasta la fecha, se ha demostrado que las ondulaciones fuera del plano en los laminados CFRP reducen significativamente su resistencia y vida útil a fatiga. Por ejemplo, Mukhopadhyay *et al.* [3], analizaron el efecto de una ondulación con diferentes valores de severidad en laminados CFRP cuasi-isótropos, encontrando que los defectos actúan como concentradores locales de tensión a cortadura, lo que reduce la resistencia a tracción de este tipo de materiales. En otro estudio del mismo autor [4], se concluyó que el desalineamiento de las fibras disminuye la resistencia a la fatiga del material para los mismos laminados CFRP

que en el estudio previo. Estos trabajos demuestran la importancia de detectar y caracterizar dichos problemas en los laminados CFRP. El desarrollo y aplicación de técnicas no destructivas, como el uso de sensores térmicos o mediciones acústicas, se presentan como una alternativa útil para la detección y cuantificación de dichos defectos.

Particularizando para el caso de la utilización de sensores termográficos para la predicción de la vida a fatiga de componentes CFRP, existen varios estudios en la literatura que han demostrado la utilidad de esta técnica y su aplicación en la predicción de la vida a fatiga del material. Por ejemplo, Toubal *et al*. [5] estudió la aplicación de la termografía infrarroja en laminados de tejido CFRP sometidos a cargas cíclicas a tracción, estableciendo una relación entre la temperatura alcanzada y la evolución del daño acumulado en el laminado para los modelos de degradación de propiedades mecánicas. Feito *et al.* [6] aplicaron termografía en laminados CFRP de gran espesor formados por laminas unidireccionales y comprobaron que la presencia de ondulaciones producía un mayor calentamiento bajo ensayos cíclicos de tracción. Montesano *et al*. [7] y Huang *et al*. [8] desarrollaron una metodología capaz de estimar la vida a fatiga de ciertos laminados sin defectos a partir de técnicas termográficas, reduciendo el número de ensayos necesarios para obtener dicho valor. Este modelo se aplicó posteriormente a laminados de fibra de vidrio que presentaban ondulaciones fuera del plano [9], obteniendo buenos resultados en la localización de dichos defectos y en la estimación del limite a fatiga, siendo uno de los pocos estudios publicados hasta la fecha realizado sobre materiales poliméricos reforzados con fibras largas (LFRP) que presentaba defectos por ondulación.

En este trabajo, se ha aplicado por primera vez esta metodología, basada en termografía infrarroja, sobre laminados CFRP que presentan, no solo un defecto, sino múltiples ondulaciones fuera del plano. Esta técnica se ha utilizado para detectar y localizar dichos defectos en el material, así como para predecir su límite a fatiga. El procedimiento experimental consistió en la realización de ensayos de cargas cíclicas a tracción, tanto en laminados con defectos como sin ellos, para obtener las curvas S-N y comparar dichos resultados con los obtenidos a través de metodología basada en las técnicas termográficas. Los resultados muestran que múltiples ondulaciones fuera del plano afectan severamente a las propiedades mecánicas, reduciendo la vida útil del componente en un 54%, además de estimar el límite de fatiga con bastante precisión. De este modo, la termografía se presenta como una herramienta eficaz, no solo para prevenir fallos en estructuras críticas, sino también para reducir costes y tiempo de ensayos.

2. MATERIALES

La fabricación de las probetas estudiadas en este trabajo se ha encargado de la empresa Titania S.L. (Puerto de Sta. María, España). El laminado CFRP se compone de 22 láminas unidireccionales prepeg proporcionadas por Hexcel Corporation (Stamford, USA). Cada lámina contiene un volumen en fibra de carbono del 59.2% del tipo IMA-12K. Este material, representativo de la industria aeroespacial, se ha apilado siguiendo la secuencia $[45/0/-45/90/0/90/0/90/-45/0/45]_s$. Las dimensiones de cada probeta son 200x15x4.1 mm como se observa en la Figura 1.

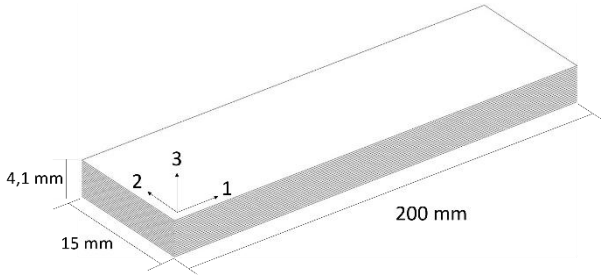


Figura 1. Dimensiones de las probetas sin defectos.

Se han preparado dos lotes de probetas diferentes, uno sin defectos y otro al que, durante la fabricación, se le introdujeron insertos del mismo material en dirección transversal para generar múltiples ondulaciones fuera de plano. A este lote con defectos se le ha introducido un total de 7 insertos a lo largo de la dirección de la carga (dirección 1), espaciados entre si cada 20 mm, y situando el primero a 35 mm de uno de los extremos tal y como se observa en la Figura 2. Finalmente, la posición de los insertos a lo largo del espesor varía en altura, pero se localizan de forma simétrica respecto a la onda central, siendo ésta la más cercana a la superficie y las de los extremos las más alejadas. En concreto, el inserto central se encuentra bajo las 2 primeras láminas, los siguientes bajo 7 láminas, los siguientes bajo 13 láminas y los últimos bajo 18 láminas.

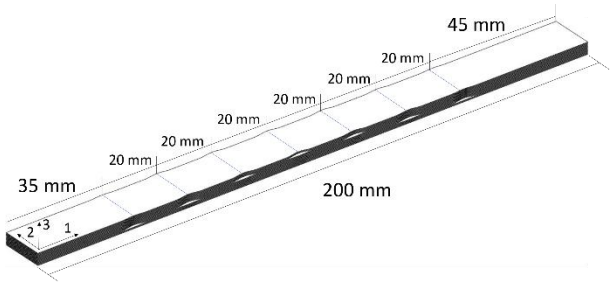


Figura 2. Dimensiones de las probetas con defectos.

Todas las ondulaciones generadas se han caracterizado geométricamente, obteniendo una longitud de 9.6±1 mm, una altura máxima de 0.5±0.04 mm y una inclinación de 6.8±1.3 °. En la Figura 3 se puede observar una captura

de una ondulación central realizada con una lupa óptica donde se indican los tres parámetros geométricos.

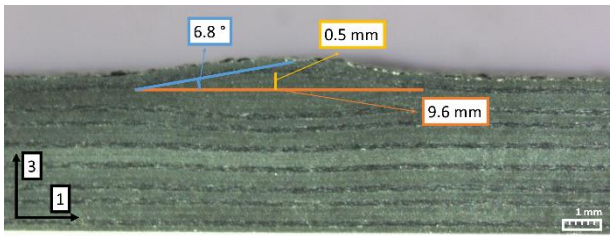


Figura 3. Caracterización geométrica de uno de los defectos introducidos.

3. METODOLOGÍA EXPERIMENTAL

Los ensayos se han llevado a cabo con una máquina de ensayos hidráulica INSTRON 8801 equipada con una célula de carga de 100 kN. Las probetas de cada lote se han dividido en 3 grupos. El primer grupo se ha dedicado a ensayos cuasi-estáticos para obtener la carga última a tracción del laminado; con el segundo grupo se han realizado ensayos a fatiga para obtener la curva S-N; y el último grupo ha sido sometido a ensayos a fatiga en bloques de 7.000 ciclos, aumentando la carga entre bloques, y dejando enfriar la probeta. Este tipo de ensayo sigue la metodología presentada por otros autores [6,7] para estimar la vida a fatiga de los laminados a partir de la adquisición de datos mediante termografía, y que hasta el momento solo ha sido aplicada a materiales con defectos GFRP [8]. Todos los ensayos a fatiga se han realizado a tracción con un R=0, y una frecuencia de 5 Hz.

Para la adquisición de imágenes térmicas se ha empleado una cámara FOTRIC 348ª (Dallas, USA). Durante los ensayos, se ha colocado una probeta sin carga de referencia junto a la probeta que se carga, de tal manera que se pueda obtener la evolución de la temperatura en esta y eliminar *a posteriori* la influencia de la variación de la temperatura ambiente. El montaje se puede observar en la Figura 4. Para el procesado de las imágenes térmicas se ha empleado el software de la compañía, AnalyzIR.

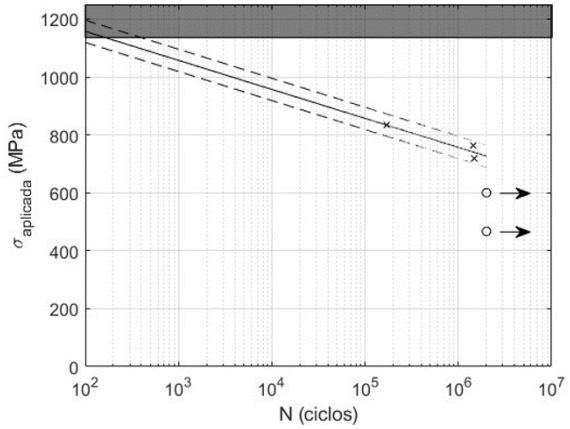


Figura 4. Montaje experimental.

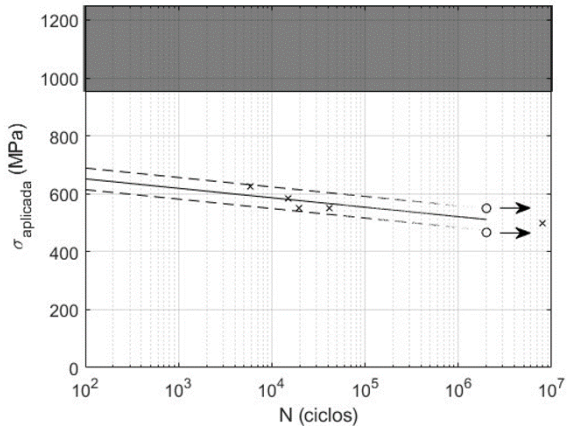
4. RESULTADOS

Tras el análisis de resultados de los ensayos estáticos, se ha obtenido una carga última de rotura (UTS) de 68.1±0.1 kN para el lote de probetas sin defectos y de 57.2±2 kN en el caso del lote con defectos. Se observa cómo la presencia de los defectos aumenta la dispersión de los resultados y reduce la resistencia del material en hasta un 16%.

Las curvas S-N de los laminados sin defectos y con defectos se muestran en las Figuras 5(a) y 5(b) respectivamente. Se ha establecido el límite de fatiga como la tensión para la cual el laminado soporta 2.000.000 ciclos sin llegar a la rotura última. En el caso del laminado sin defectos, el límite de fatiga se establece en 726.4±38.4 MPa, que corresponde a una carga de 43.6±2.3 kN, siendo este valor un 64% del fijado como UTS. En estas gráficas, se ha indicado mediante una línea horizontal el límite de rotura del material en condiciones quasi-estáticas, sombreando las tensiones superiores a partir de este límite.



(a) Sin defectos



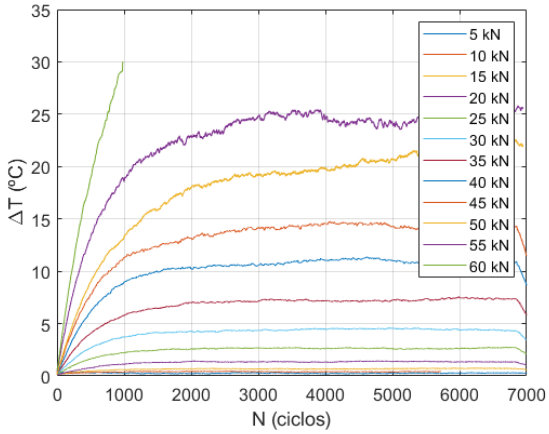
(b) Con defectos

Figura 5. Curvas S-N.

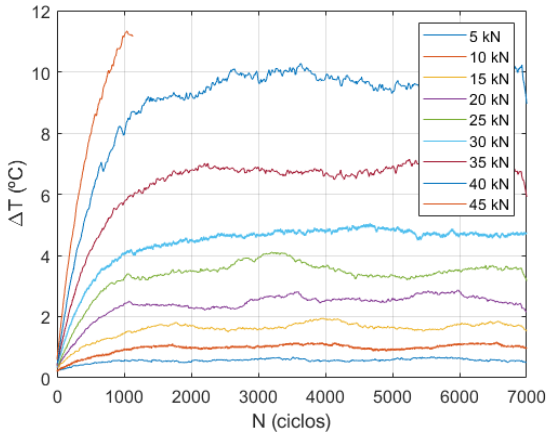
Para el caso del laminado con ondulaciones múltiples, la tensión establecida como límite de fatiga es 511.2±37.3

MPa, lo que corresponde a 30.7±2.3 kN que es un 54% de la UTS que se obtuvo con los laminados con defectos. Los datos indican que la presencia de los defectos reduce el límite de fatiga en un 30% respecto al límite de fatiga del laminado sin defecto. Comparando el límite a fatiga con respecto a la carga última de su propio lote, se obtiene un decremento del 10% en probetas con defectos frente a las sin defectos.

Finalmente, en la Figura 6 se presentan las curvas de evolución del incremento temperatura para diferentes cargas, estableciendo bloques de carga de 7000 ciclos. El incremento de temperatura se ha obtenido con respecto a la temperatura media de la superficie de la probeta de referencia. Se observa cómo la probeta alcanza una variación de temperatura mayor con cada aumento de carga (bloques de 7000 ciclos), lo cual permite establecer una relación entre la carga y el incremento de temperatura alcanzado.



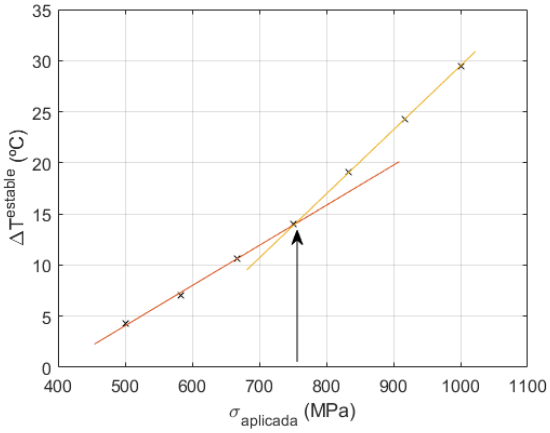
(a) Sin defectos



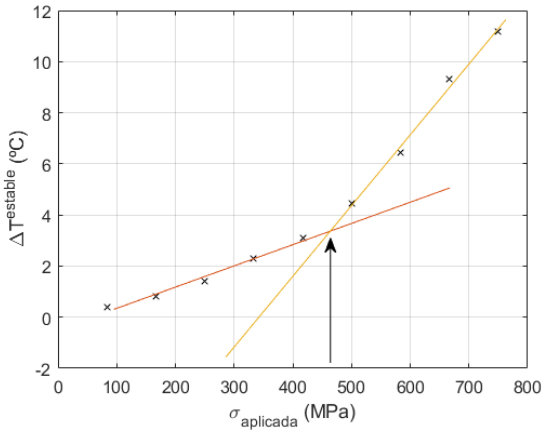
(b) Con defectos

Figura 6. Ejemplos de curvas ΔT-N obtenidas para una probeta sin defecto (a) y con defecto (b).

De modo general, se puede establecer que el ΔT se estabiliza a partir de 3500 ciclos hasta el final del ensayo. Con estas temperaturas se puede obtener una curva que relaciona el incremento de temperatura estable con la tensión aplicada. El cambio de pendiente en la curva establece el punto que se corresponde con el valor de la tensión en el límite de fatiga. Para localizar este punto, en este estudio se ha aplicado, de entre las técnicas desarrolladas por Huang *et al.* [10], la técnica basada en R^2. Esta técnica consiste en realizar todas las posibles combinaciones con los puntos ($\sigma_{aplicada}$, $\Delta T^{estable}$) para obtener dos rectas mediante regresión lineal que intersecionen entre sí, seleccionando como la combinación óptima aquella cuyas regresiones presenten unas R^2 mayores.



(a) Sin defectos



(b) Con defectos

Figura 7. Ejemplos de curvas ΔT-S obtenidas en una probeta sin defecto (a) y con defecto (b).

A modo de ejemplo, la Figura 7 muestra los resultados obtenidos para dos ensayos concretos tras aplicar esta metodología. Las flechas negras indican el punto de intersección de ambas rectas, que se correspondería con el límite de fatiga obtenido en un ensayo. Los límites a fatiga finales se estimaron como los valores promedios tras repetir este procedimiento en diferentes probetas con las mismas condiciones. Los límites obtenidos para los laminados sin defectos y con defectos son respectivamente 743.6±21.9 MPa y 521.4±64 MPa. La estimación para el caso sin defectos tiene apenas un 2.4% de error con respecto al límite de fatiga obtenido por el

procedimiento tradicional (Figura 5(a)). En el caso del laminado con defectos, comparando de nuevo el límite obtenido mediante el procedimiento basado en termografía y la metodología tradicional (Figura 5(b)) se obtuvo un error del 2%. Pese a ser este un error algo menor, hay que tener en cuenta que se obtuvo una mayor dispersión de los resultados al aplicar ambos procedimientos. Aun así, el error entra dentro de límites aceptables.

Las imágenes térmicas, además de permitir estimar la vida a fatiga de laminados tanto con defectos como sin defectos, sirven para localizar estos defectos en el componente. En la Figura 8 se pueden observar dos imágenes térmicas obtenidas del ensayo a 45 kN de carga tras 50 ciclos. A la izquierda, se observa la probeta con defectos, y a la derecha la probeta sin defectos. Se aprecia cómo la cámara térmica capta la localización de los defectos en el caso con defectos. La temperatura en la zona de la onda llega a ser 1 ºC o 2 ºC mayor que el promedio del área de la probeta entre defectos, aunque hay que recalcar que este incremento puede pasar desapercibido a cargas bajas ya que el incremento de temperatura será de décimas. Los defectos también pueden ser difíciles de localizar si se encuentran próximos a las zonas de aplicación de la carga, como las que se encuentran, en este caso, cerca de las mordazas de la máquina.

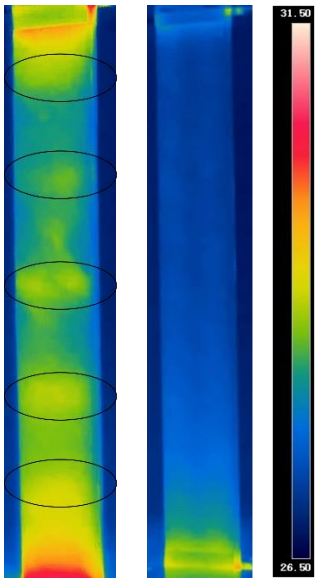


Figura 8. Localización de los defectos mediante imágenes térmicas. Izda: con defectos, derecha sin defectos.

5. CONCLUSIONES

En este estudio se ha aplicado por primera vez una metodología de predicción del límite de vida a fatiga de materiales compuestos CFRP con múltiples defectos de ondulación mediante métodos termográficos. Los principales resultados del estudio se resumen a continuación:

Se ha comprobado que los defectos de ondulación generados durante la fabricación de los laminados CFRP reducen significativamente su resistencia a tracción del material (hasta un 16%), y considerablemente su vida útil a fatiga, llegando a una reducción de casi un tercio (hasta un 30%). Esto pone de manifiesto la necesidad de detectar y caracterizar estos defectos.

Asimismo, los resultados obtenidos muestran que mediante métodos termográficos pueden establecerse metodologías para predecir el límite a fatiga de los laminados CFRP, tanto en presencia de defectos como sin ellos, lo que reduce considerablemente el coste y dinero de la realización de ensayos tradicionales para obtener las curvas S-N del material. Los errores de este procedimiento no han superado el 2.4% en el caso más desfavorable, lo que se considera aceptable.

La aplicación de termografía infrarroja a un componente en servicio también permite, no solo localizar un defecto local, sino también estimar la profundidad del defecto en el material siempre que se cumplan dos condiciones: Primero, que se trabaje a cargas altas, debido a que a mayor carga, mayor incremento de la temperatura en el defecto de la probeta, por lo que se podrá estimar la profundidad del mismo más fácilmente. Y segundo, que el defecto se encuentre lejos de la zona de aplicación de la carga, ya que esta área se verá afectada por un incremento mayor de temperatura que impedirá localizar correctamente la ondulación.

Finalmente, las líneas de trabajo futuras tras este estudio están orientadas a realizar un mayor número de ensayos para obtener una mayor densidad de puntos en las curvas S-N y poder obtener con mayor precisión el valor del límite a fatiga. También es conveniente obtener nuevas curvas ΔT-S sobre diferentes laminados para ratificar los resultados obtenidos sobre la estimación del límite de fatiga mediante termografía.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen la financiación a través de los siguientes proyectos: PID2020-118480RB-C21 y C22, financiado por MCIN/AEI/ 10.13039/501100011033 y por “FEDER Una manera de hacer Europa”; proyecto PDC2021-121368-C21 y C22 financiado por MCIN/AEI/ 10.13039/501100011033 y por la “Unión Europea NextGenerationEU/PRTR”; ayuda PRE2018-086277 financiada por MCIN/AEI/ 10.13039 /501100011033 y por “FSE Invierte en tu futuro”. También agradecen la financiación de la Generalitat Valenciana, programa PROMETEO 2021/046 y el proyecto GV/2021/060.

REFERENCIAS

[1] K. Potter, B. Khan, M. Wisnom, T. Bell, J. Stevens, Variability, fibre waviness and misalignment in the determination of the properties of composite materials and structures, Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. 39(9) (2008) 1343-1354. doi:10.1016/j.compositesa.2008.04.016

[2] P. Kulkarni, K.D. Mali, S. Singh, An overview of the formation of fibre waviness and its effect on the mechanical performance of fibre reinforced polymer composites, Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. 137 (2020) 106013. doi:10.1016/j.compositesa.2020.106013

[3] S. Mukhopadhyay, M.I. Jones, S.R. Hallett, Tensile failure of laminates containing an embedded wrinkle; numerical and experimental study, Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. 77 (2015) 219-228. doi:10.1016/j.compositesa.2015.07.007

[4] S. Mukhopadhyay, O.J. Nixon-Pearson, S.R. Hallett, An experimental and numerical study on fatigue damage development in laminates containing embedded wrinkle defects, International Journal of Fatigue. 107 (2018) 1-12. doi:10.1016/j.ijfatigue.2017.10.008

[5] L. Toubal, M. Karama, B. Lorrain, Damage evolution and infrared thermography in woven composite laminates under fatigue loading, International Journal of Fatigue 28 (2006) 1867-1872. doi:10.1016/j.ijfatigue.2006.01.013

[6] N. Feito, J.V. Calvo, R. Belda, E. Giner, An experimental and numerical investigation to characterize an aerospace composite material with open-hole using non-destructive techniques, Sensors 20 (2020) 4148. doi: 10.3390/s20154148

[7] J. Montesano, Z. Fawaz, H. Bougherara, Use of infrared thermography to investigate the fatigue behavior of a carbon fiber reinforced polymer composite, Composite Structures 97 (2013) 76-83. doi: 10.1016/j.compstruct.2012.09.046

[8] J. Huang, M.L. Pastor, C. Garnier, X.J. Gong, A new model for fatigue life prediction based on infrared thermography and degradation process for CFRP composite laminates, International Journal of Fatigue 120 (2019) 87-95. doi:10.1016/j.ijfatigue.2018.11.002

[9] F. Yu, B. Zhou, W. Xin, X. Zhang, Fatigue life prediction for the main spar with wrinkle defects of a wind turbine blade, Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures 44(10) (2021) 2764-2780. doi:10.1111/ffe.13545

[10] J. Huang, M-L. Pastor, C. Garnier, X. Gong, Rapid evaluation of fatigue limit on thermographic data analysis, International Journal of Fatigue 104 (2017) 293-301. doi:10.1016/j.ijfatigue.2017.07.029

MEDICIONES 3D-DIC DE ALTA RESOLUCIÓN PARA ANÁLISIS DE CRECIMIENTO DE GRIETAS POR FATIGA

G. L. Gómez Gonzáles[1*], A. Camacho Reyes[1], J. M. Vasco Olmo[1], F. A. Díaz Garrido[1]

[1] Departamento de Ingeniería Mecánica y Minera, Universidad de Jaén
Campus las Lagunillas s/n, 23071, Jaén, España
[*] Persona de contacto: glgomez@ujaen.es

RESUMEN

En este estudio se presenta una metodología para analizar los campos de desplazamiento y deformación en las inmediaciones del vértice de una grieta utilizando un sistema de Correlación Digital de Imágenes 3D (3D-DIC) de alta resolución. Dicho sistema está compuesto por dos cámaras CCD en una configuración estéreo acoplados a un microscopio óptico. Además, el sistema integra un módulo de calibración que permite corregir las distorsiones ópticas en las imágenes debido a la alta magnificación. A partir de los datos experimentales proporcionados por el análisis DIC, la zona inmediatamente cercana al vértice de la grieta puede ser analizada de forma precisa, la cual cumple un papel fundamental en el estudio de la propagación de grietas bajo carga cíclica. A la vista de los resultados puede establecerse que esta metodología permite cuantificar y analizar los fenómenos no lineales que ocurren en las vecindades del vértice, y que pueden ayudar a elucidar sobre cuales son mecanismos gobernantes en el proceso de crecimiento de grieta por fatiga.

PALABRAS CLAVE: Crecimiento de grietas, Correlación Digital de Imágenes.

ABSTRACT

This study presents an experimental methodology to analyze the displacement and strain fields at the near crack-tip region using a 3D-DIC system based on two cameras in a stereoscopic setup with a stereoscopic microscope. The optical system uses a special calibration model with a distortion correction module to overcome problems associated with obtaining 3D measurements under high magnification. The experimental data provided by the 3D-DIC analysis is useful to extract important information from the near crack-tip region which plays an extremely important role in the fatigue crack propagation under cyclic loading. The experimental data obtained with this methodology make it also possible to analyze the effects of nonlinear phenomena occurring surrounding the crack tip region. In addition, it can contribute to understanding the issues surrounding the real forces that drive the fatigue crack growth process.

KEYWORDS: Crack growth, DIC

1. INTRODUCCIÓN

Correlación Digital de Imágenes (DIC, Digital Image Correlation) [1] es una técnica óptica de análisis experimental de deformaciones aplicada actualmente a una gran variedad de problemas en la mecánica experimental y en el análisis de integridad estructural. El uso de dicha técnica ha experimentado un aumento significativo en las últimas décadas debido a su confiabilidad y aplicabilidad para realizar mediciones de campo completo en diversas condiciones experimentales.

Particularmente en el estudio de la mecánica de fractura y la propagación de grietas por fatiga, la técnica de Correlación Digital de Imágenes ha presentado un alto desempeño. Varios estudios muestran un uso satisfactorio en la evaluación de algunos importantes parámetros de la mecánica de la fractura, como son: el factor de intensidad de la tensiones [2], mediciones de abertura de las caras de grieta (COD, crack opening displacement) [3], caracterización del retardo en el crecimiento de grietas después de la aplicación de una sobrecarga [4] y la cuantificación de la tamaño y la forma de la zona plástica en el frente de grieta [5], entre otros.

Sin embargo, como es sabido, las deformaciones durante la propagación de una grieta bajo carga cíclica se concentran en una pequeña región inmediatamente cercana al vértice de grieta y donde además se desarrollan altos gradientes de deformación plástica. Dependiendo de las condiciones de propagación de la grieta, la región de interés puede ser de algunos milímetros, dificultando de esta forma su correcta caracterización. El estudio de regiones de dimensión reducida requiere el uso de imágenes de alta resolución. En estos casos, el análisis por Correlación Digital de Imágenes generalmente se

realiza integrando microscopios ópticos a cámaras digitales. Con esta configuración óptica, pueden realizarse análisis DIC de alta resolución espacial.

Existen varios estudios en la literatura en el área de propagación de grietas que reportan el uso de técnicas Correlación Digital de Imágenes junto con microscopia. Besel et al. [6] realizaron mediciones de deformación en una región de 6.8 × 4.5 mm^2 al frente de una grieta utilizando un análisis 2D-DIC. En su estudio destacaron que resultados más precisos pueden ser obtenidos con el uso de un patrón de puntos más fino a fin de garantizar el correcto funcionamiento del algoritmo DIC. Zhang et al. [7] emplearon un patrón puntos obtenido a través de un fino pulido de la superficie del material. Tong et al. [8] incorporaron un microscopio electrónico de barrido (SEM, Scanning Electron Microscope) para realizar mediciones 2D-DIC de muy alta resolución en la región del frente de grieta. En este caso, micro rejillas con celdas de 4 µm de tamaño fueron colocadas en la superficie del material con el fin de conseguir un patrón aleatorio para el correcto procesado mediante DIC. Carroll et al. [9], realizaron mediciones 2D-DIC utilizando un microscopio electrónico. El patrón de puntos en este caso fue creado depositando polvo de silicio en la superficie de la probeta. Todos los trabajos citados anteriormente demuestran la gran contribución del uso de microscopia junto con Correlación Digital de Imágenes al estudio de propagación de grietas por fatiga. Sin embargo, cabe resaltar que esta no es una tarea trivial, ya que es necesario el empleo de metodologías y dispositivos ópticos adecuados.

En el presente trabajo se presenta una metodología para caracterizar las deformaciones en el campo cercano al vértice de grieta utilizando un análisis por Correlación Digital de Imágenes que incorpora el uso de un estéreo microscopio conectado a dos cámaras CCD. El uso de este dispositivo permite el análisis 3D-DIC el cual que permite la consideración de desplazamientos fuera del plano principal de estudio (plano de grieta). La principal ventaja de usar un análisis 3D-DIC en el estudio de propagación de grietas por fatiga es que este puede cuantificar correctamente los cambios en la geometría de la superficie del material a lo largo del proceso de propagación de la grieta, y por tanto, incrementando la robustez de las medidas.

2. CONFIGURACION EXPERIMENTAL

En este estudio experimental, la probeta utilizada fue del tipo disco compacto DC(T) de acero AISI 1020 de espesor 5 mm. La geometría y dimensiones de la probeta (en mm) se muestran en la figura 1. El ensayo de propagación de grieta por fatiga fue realizado en una máquina de ensayos mecánicos Instron bajo condiciones constantes del rango del factor de intensidad de tensiones (ΔK) y con una relación de cargas R = 0.1.

Las imágenes de la superficie de la probeta durante el crecimiento de grieta fueron capturadas utilizando un sistema DIC comercial de la empresa Correlated Solutions®. La figura 2 muestra el sistema DIC posicionado frente a una de las caras de la probeta. Dicho sistema consta de un microscopio estereoscópico (Olympus SZX16) equipado con dos cámaras de 5.0 megapíxeles (Point Gray GRAS-50S5M), montadas en una base motorizada de 3 ejes para un control de posición preciso. Además, este sistema incluye un paquete de software VIC-3D dedicado para el post procesado de las imágenes.

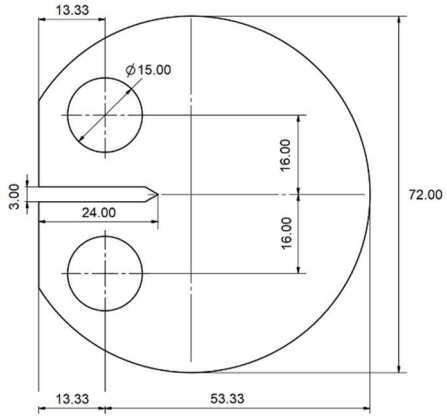


Figura 1. Dimensiones en mm de la probeta utilizada en la investigación.

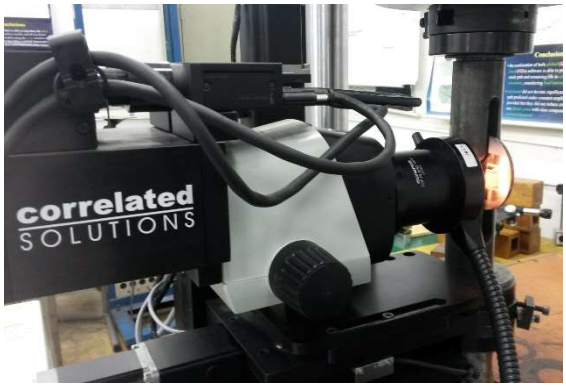


Figura 2. Estéreo microscopio utilizado para el análisis por Correlación digital de Imágenes.

Para el caso del análisis 3D-DIC con imágenes estereoscópicas de alta magnificación, el hecho de usar una óptica con un solo objetivo y una serie de espejos introduce distorsiones que no son consideradas por las metodologías de calibración espacial tradicionales. El software VIC-3D incluye un módulo de corrección de estas distorsiones ópticas que eliminan el error sistemático en las mediciones de deformación asociado a las distorsiones ópticas.

Otro punto importante a ser considerado en la metodología es el tamaño del patrón de puntos aplicado sobre la superficie del material en la región que será analizada. El patrón debe cumplir los requisitos de ser

isotrópico, no repetitivo y con un alto contraste. Dichos requisitos son necesarios para el correcto procesado de la técnica de Correlación Digital de Imágenes. Para obtener este patrón fue utilizado polvo de tóner, el cual fue cuidadosamente depositado sobre la superficie del material en donde fue aplicada previamente una fina capa de pintura blanca. La figura 3 presenta el patrón obtenido para la región de análisis, alrededor de 3 × 3.5 mm y conteniendo el vértice de la grieta. La resolución espacial obtenida fue de aproximadamente 1.6 µm/pixel.

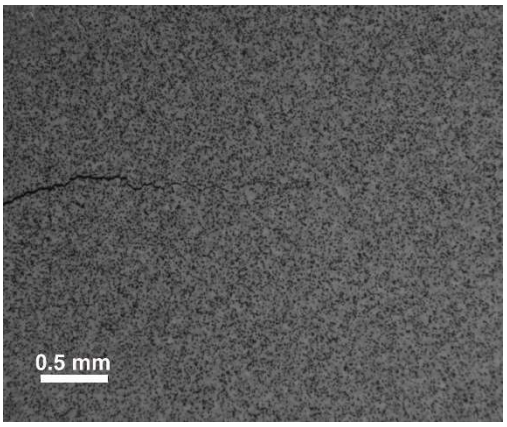


Figura 3. Patrón de puntos utilizado en el análisis.

En la definición de los parámetros de Correlación Digital de Imágenes el tamaño de las facetas (subset size, SS) fue de 40 × 40 pixels siendo el tamaño del paso (step size, SW) entre centros de facetas 10 pixels. Para el cálculo de las deformaciones, el tamaño de la ventana de filtrado (strain window, SW) contiene 19 facetas. Dichos parámetros fueron seleccionados siguiendo la guía de procedimientos de la International DIC society (iDICs) [10].

3. RESULTADOS EXPERIMENTALES

Las Figuras 4 y 5 muestran respectivamente los mapas de desplazamiento y deformación en la dirección de la aplicación de la carga (dirección *y*) obtenidos del análisis DIC correspondiente al valor máximo de carga aplicada durante el ciclo de crecimiento de la grieta. En este análisis, el área de interés se centra en torno al vértice de la grieta. Sin embargo, como puede ser observado, los puntos localizados sobre las caras de la grieta fueron excluidos del análisis para evitar falsas medidas de deformación, ya que estos puntos experimentan cambios abruptos de desplazamiento por causa de la apertura o ruptura de las facetas localizadas en el camino de la grieta. Cabe resaltar que los mapas de desplazamiento y deformación mostrados en las Figuras 4 y 5 fueron obtenidos del análisis DIC utilizando como imágenes de referencia y deformada, las imágenes capturadas en la carga mínima y máxima del ciclo de carga aplicado, respectivamente.

En la Figura 4 se pueden observar los desplazamientos relativos perpendiculares al plano de la fractura, conforme al modo I de propagación o modo de apertura, en el cual la grieta se abre debido a la aplicación de tensiones normales al plano en donde esta se propaga. En la Figura 5 se puede observar la forma de mariposa que aparece alrededor del vértice de la grieta en el campo de deformación. Asimismo, se observan los altos niveles de plasticidad generados en la región próxima al vértice de la grieta. Como se muestra a continuación, los mapas de desplazamiento y deformación ilustrados en las figuras 4 y 5 durante el ciclo de carga contienen información fundamental para el estudio de los mecanismos asociados al crecimiento de la grieta.

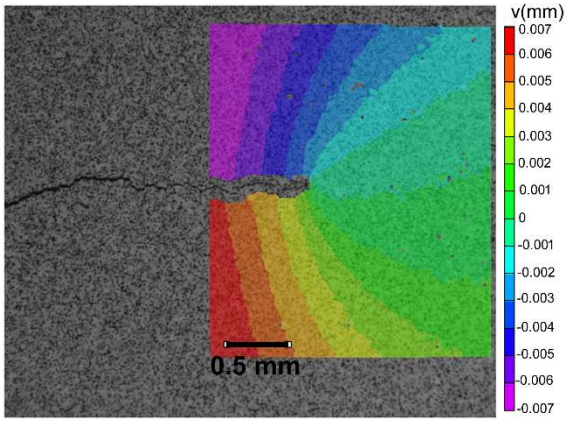


Figura 4. Mapa de desplazamientos en la dirección y obtenido a través del análisis DIC.

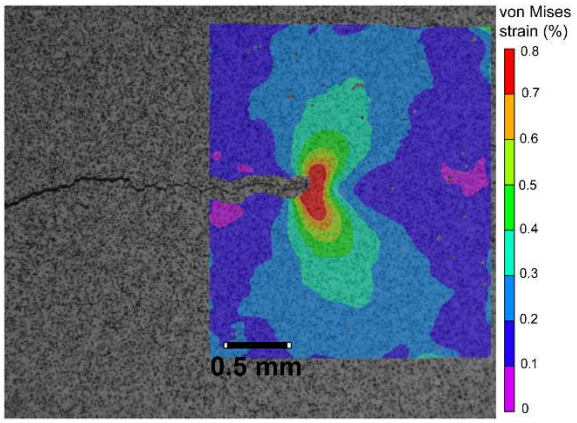


Figura 5. Mapa de deformaciones en la dirección y obtenido a través del análisis DIC.

En la Figura 6 se presentan mediciones de abertura de las caras de la grieta (COD) en diversas posiciones a lo largo de los flancos de grieta. Se puede observar que, la abertura máxima para cada punto de medición varía de acuerdo a su posición de lectura. Además, las mediciones de COD muestran que las caras de la grieta permanecen cerradas en valores próximos a la carga mínima durante el ciclo de carga/descarga aplicado al material. Este comportamiento está relacionado al mecanismo de cierre prematuro de grieta por plasticidad (PICC, Plasticity-induced crack closure). De acuerdo con Elber, una estela de material deformado que va siendo generado por la

zona plástica en el vértice de la grieta a medida que esta se propaga. La deformación residual acumulada en dicha zona genera tensiones de compresión residuales sobre las caras de la grieta ocasionando su cierre prematuro durante la descarga, e impide que esta se abra hasta que se haya superado el efecto de estas tensiones residuales.
Un punto importante a tener en cuenta es que el camino de aplicación de la carga es diferente a la descarga. Esto indica un comportamiento no lineal en el mecanismo de apertura/cierre de las caras de la grieta, comúnmente relacionado con la plasticidad generada en el frente de la grieta.

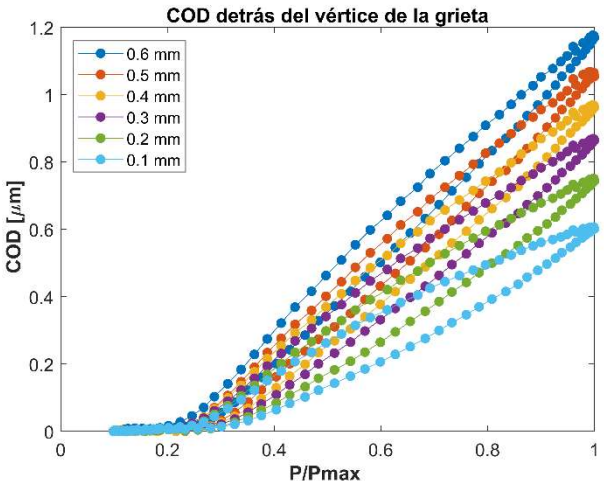


Figura 5. Mapa de deformaciones en la dirección y obtenido a través del análisis DIC.

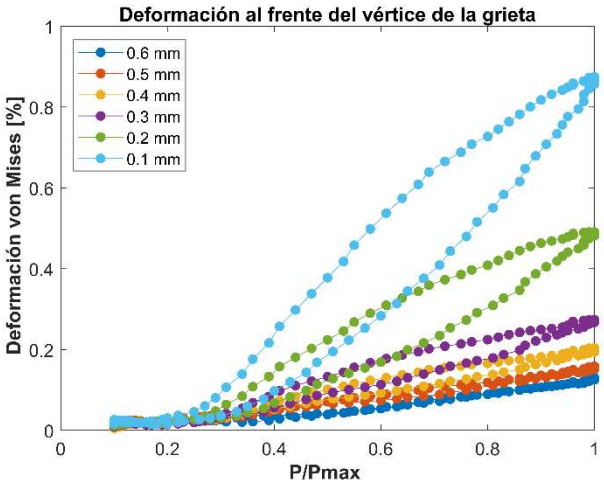


Figura 5. Mapa de deformaciones en la dirección y obtenido a través del análisis DIC.

Por otro lado, la figura 7 presenta las deformaciones de von Mises calculadas en diferentes posiciones localizadas inmediatamente al lado del vértice de grieta. Como podría esperarse, a medida que el punto de análisis se aleja del vértice de grieta, las deformaciones van disminuyendo y mostrando un comportamiento elástico. Por el contrario, en posiciones cercanas al vértice, las deformaciones se ven incrementadas drásticamente debido a la alta plasticidad generada en el frente de grieta. Este comportamiento de las deformaciones es debido al elevado gradiente que se desarrolla en la región muy próxima al vértice de grieta, donde se origina un flujo plástico no solamente durante la carga, sino también durante la descarga creando como consecuencia tensiones residuales de compresión. Esta nueva zona de material deformada plásticamente es conocida como zona plástica cíclica [11] y su tamaño es aproximadamente una cuarta parte del correspondiente a la zona plástica monotónica.

La importancia de la zona plástica cíclica se debe a que el crecimiento de grietas por fatiga es esencialmente un proceso cíclico y, por lo tanto, parece razonable asumir su interpretación física con la deformación plástica cíclica o daño cíclico provocado en su interior, el cual está estrechamente relacionado con ΔK.

Una estimación del tamaño de la zona plástica cíclica puede ser realizada utilizando la información del mapa de deformaciones durante la descarga, ya que es durante el proceso de descarga del material que la zona plástica cíclica es generada. Para esto, el análisis DIC adopta como imagen de referencia la imagen capturada en la carga máxima, y como imagen deformada la imagen capturada durante la carga mínima. Para obtener el contorno de la zona plástica cíclica, la metodología propuesta utiliza la tensión de fluencia cíclica del material, σ_{yc}, el cual se define en una curva de tensión-deformación cíclica. La Figura 6 presenta la zona plástica cíclica determinada durante la descarga utilizando la metodología descrita anteriormente.

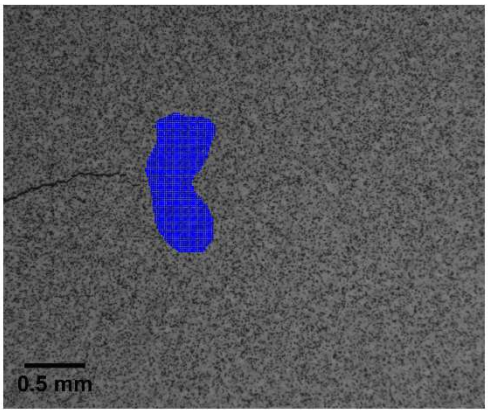


Figura 6. Estimación del tamaño de la zona plástica cíclica durante la descarga.

3.1. Influencia de los parámetros DIC en la medición

De acuerdo con Reu [12], el algoritmo de DIC es una operación no lineal de filtrado espacial de paso bajo que depende principalmente, pero no exclusivamente, de los paramentos de procesado. Reu propone un estudio sobre el tamaño de VSG (virtual strain gage) definido por VSG = [(SW+1)×ST] + SS para ayudar en la selección de los parámetros utilizados en el análisis DIC. De acuerdo con

la definición de VSG, un mayor tamaño aumenta el filtrado espacial reduciendo como consecuencia el ruido en la solución calculada. Sin embargo, puede resultar en el suavizado de los gradientes de deformación que ocurren principalmente cerca de zonas de alta concentración de tensión como grietas, puntos sensibles al fallo del material, discontinuidades y otros. Por lo tanto, en el estudio de VSG propuesto por Reu se verifican diferentes combinaciones de facetas, pasos y tamaños de ventana de deformación y su correspondiente impacto en la solución. El objetivo de un estudio de tamaño de VSG es determinar el equilibrio óptimo entre el filtrado y el ruido en los resultados de DIC.

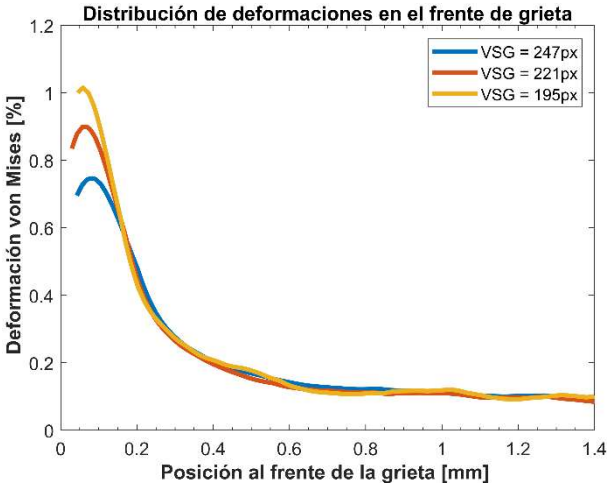


Figura 7. Distribución de las deformaciones utilizando diferentes configuraciones de parámetros DIC.

Tabla 1. Configuraciones de parámetros de procesado DIC testadas en el estudio VSG

	#1	#2	#3
SS	35	41	47
ST	10	10	10
SW	17	19	21
VSG	195	221	247

Para este estudio, tres combinaciones de parámetros, que resultan en tres tamaños de VSG (véase tabla 1), fueron analizadas. La figura 7 muestra la distribución de deformaciones a lo largo de la región al frente del vértice de la grieta obtenida con las tres combinaciones de parámetros. Algunos aspectos importantes pueden ser destacados de este análisis. En la región alejada de la zona de influencia de la punta de la grieta, es posible observar que las tres configuraciones presentan soluciones parecidas. Destacando que, para el menor tamaño de VSG, la solución presenta una ligera oscilación de valores, comparado con las otras soluciones. En la región próxima a la punta de la grieta, es posible diferenciar nítidamente la influencia del tamaño del VSG en la solución. Además, se nota que la solución también está afectada al estar próxima al borde de la región eliminada. Es conocido que el algoritmo DIC presenta bajo desempeño en estas regiones por deficiencia en la propia formulación, ya que la solución depende de los elementos inmediatamente adyacentes. Sin embargo, puede observarse que existe una zona de convergencia en las soluciones a partir de aproximadamente 0.15 mm del vértice.

4. CONCLUSIONES

En este trabajo se ha presentado una metodología para realizar mediciones DIC 3D de alta resolución utilizando un microscopio estereoscópico. Se realizaron mediciones de campo completo tanto de desplazamiento como de deformación en una región de aproximadamente de 3 × 3.5 mm que contiene el vértice de la grieta. A partir de estos resultados experimentales se pudo medir la abertura de las caras de la grieta (COD) y la variación de la plasticidad en la región próxima al vértice bajo condiciones de carga cíclica. Una estimación de la zona plástica cíclica también fue realizada. Cabe destacar que todas las mediciones realizadas tienen en cuenta los fenómenos no lineales que ocurren detrás, delante o en el propio vértice de la grieta durante el proceso de crecimiento, como son, cierre de grieta inducido por plasticidad, tensiones residuales y plasticidad en el frente de grieta.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer el apoyo del Ministerio de Universidades del Gobierno de España a través del programa 'Recualificación del Sistema Universitario Español 2021-2023: ayudas Maria Zambrano'.

REFERENCIAS

[1] M. Sutton, F. Matta, D. Rizos, R. Ghorbani, S. Rajan, D. Mollenhauer, H. Schreier, A. Lasprilla, Recent progress in digital image correlation: background and developments since the 2013 WM Murray Lecture, Experimental Mechanics, 57 (2017) 1-30.

[2] G.L. Gonzáles, J.A. González, J.T. Castro, J.L. Freire, A J-integral approach using digital image correlation for evaluating stress intensity factors in fatigue cracks with closure effects, Theoretical and Applied Fracture Mechanics, 90 (2017) 14-21.

[3] J.M. Vasco-Olmo, F.A. Diaz Garrido, F.V. Antunes, M. James, Plastic CTOD as fatigue crack growth characterising parameter in 2024-T3 and 7050-T6 aluminium alloys using DIC, Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 43 (2020) 1719-1730.

[4] G.L. Gonzales, J.A. Gonzalez, J.L. Freire, Characterization of discontinuous crack closure behavior after the application of a single overload cycle, Theoretical and Applied Fracture Mechanics, 114 (2021) 103028.

[5] G. Gonzáles, J. González, V. Paiva, J. Freire, Crack-tip plastic zone size and shape via DIC, in: Fracture, Fatigue, Failure and Damage Evolution, Volume 6, Springer, 2019, pp. 5-10.

[6] M. Besel, E. Breitbarth, Advanced analysis of crack tip plastic zone under cyclic loading, International Journal of Fatigue, 93 (2016) 92-108.

[7] W. Zhang, Y. Liu, Plastic zone size estimation under cyclic loadings using in situ optical microscopy fatigue testing, Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 34 (2011) 717-727.

[8] J. Tong, B. Lin, Y.-W. Lu, K. Madi, Y. Tai, J. Yates, V. Doquet, Near-tip strain evolution under cyclic loading: In situ experimental observation and numerical modelling, International Journal of Fatigue, 71 (2015) 45-52.

[9] J.D. Carroll, W.Z. Abuzaid, J. Lambros, H. Sehitoglu, On the interactions between strain accumulation, microstructure, and fatigue crack behavior, International Journal of Fracture, 180 (2013) 223-241.

[10] E. iDICs, Jones, and MA Iadicola," A good practices guide for digital image correlation, (2018).

[11] J.R. Rice, The mechanics of crack tip deformation and extension by fatigue, Division of Engineering, Brown University, 1966.

[12] P. Reu, Virtual strain gage size study, Experimental Techniques, 39 (2015) 1-3.

FATIGA POR FRETTING CON INCONEL 718 A BAJA Y ALTA TEMPERATURA

M. Moreno-Rubio*, D. Erena, J. Vázquez, C. Navarro, J. Domínguez
[1] Departamento de Ingeniería Mecánica y Fabricación.
Escuela Técnica Superior de Ingenieros. Universidad de Sevilla.
Camino de los descubrimientos s/n, 41092 Sevilla-España
* Persona de contacto: mmorenor@us.es

RESUMEN

La fatiga por fretting es un tipo de daño superficial producido en contactos mecánicos que se encuentran sometidos a cargas que varían con el tiempo. Este tipo de fallo es un problema muy frecuente en componentes mecánicos, con especial relevancia en el mundo aeronáutico como, por ejemplo, en las uniones álabe-disco en turbinas de gas. En este estudio, se analiza el daño producido por fatiga por fretting a baja y a alta temperatura. Para ello una probeta del tipo "dog-bone", de sección rectangular, se presiona contra unos elementos de contacto de superficie cilíndrica. El montaje se realiza en lo que habitualmente se denomina "puente de fretting". El material utilizado para la fabricación de todos los elementos es la superaleación de base Níquel-Cromo, Inconel 718. Material que a altas temperaturas posee excelentes propiedades mecánicas y una gran resistencia ante la corrosión y la oxidación. Los ensayos se realizaron tanto a temperatura ambiente como a una temperatura de 650ºC; todo ello con el objetivo de cuantificar el comportamiento frente a la fatiga por fretting del material en ambos casos, pudiendo observar cómo la vida a fatiga por fretting es inferior a fatiga simple.

PALABRAS CLAVE: Fatiga por fretting, Inconel 718, alta temperatura

ABSTRACT

Fretting fatigue is a kind of surface damage caused by mechanical contact that are subjected to time varying loads. This type of failure is very common in mechanical components, with special relevance in the aeronautical world, such as disc-blade joints in gas turbine. In this study, the damage produced by fretting fatigue in a cylindrical contact is analysed. To do this, a "dog-bone" type test specimen, with rectangular section, is pressed against contact elements with a cylindrical surface. The assembly is done in what is commonly called a "fretting bridge". The material used for the manufacture of all the elements is a Nickel-Chromium based superalloy, Inconel 718. A material that at high temperatures has excellent mechanical properties and great resistance to corrosion and oxidation. In this study, experimental fretting fatigue tests were carry out both at room temperature and 650ºC, with the aim of quantifying the fretting fatigue behaviour for this material in both cases, where is appreciable that the fretting fatigue life is lower than the plain fatigue life.

KEYWORDS: Fretting fatigue, Inconel 718, high temperature

1. INTRODUCCIÓN

La fatiga por fretting es un tipo de daño superficial producido en múltiples componentes en el ámbito ingenieril, como pueden ser, uniones atornilladas, juntas de estanqueidad, cadenas, cables, uniones de álabe y disco en turbinas de gas y compresores entre otros [1][2][2]. Para que la fatiga por fretting se produzca, los elementos deben encontrase en contacto bajo presión y sometidos a fuerzas y momentos variables en el tiempo. La variación de estas fuerzas provocan micro-desplazamientos relativos entre las superficies de contacto que, unido a la fricción entre las superficies, causan la aparición de grietas superficiales que pueden ir creciendo hasta provocar el fallo del componente [3].

Este trabajo se centra en investigar el comportamiento del daño producido por la fatiga por fretting con el material Inconel 718, ampliamente usado en la industria aeronáutica con especial relevancia en las turbinas de los motores [5]. Para ello se llevaron a cabo ensayos de fatiga simple y fatiga por fretting, tanto a temperatura ambiente (RT) como a alta temperatura, 650ºC (HT), con el objetivo de cuantificar la reducción de vida provocada por el fretting y por las elevadas temperaturas de trabajo.

El Inconel 718 es una superaleación a base de Níquel-Cromo registrada por la compañía Special Metals, la composición química puede verse en la Tabla 1. Para que este material tenga las propiedades deseadas es necesario aplicarle un tratamiento, en nuestro caso el tratamiento aplicado consta de diferentes fases: solubilizado a 980ºC durante 1 hora, seguido de enfriamiento rápido, más endurecimiento por precipitado a 720ºC durante 8 horas, enfriamiento en horno hasta 620ºC, manteniendo a 620ºC durante un tiempo total de envejecimiento de 18 horas, seguido de refrigeración por aire. Las propiedades mecánicas después del tratamiento mencionado pueden verse en la Tabla 2, donde el valor del límite de rotura, el

límite elástico y el módulo de Young han sido obtenidos experimentalmente mediante un ensayo de tracción.

Tabla 1: Composición química del Inconel 718 (% en peso)

C	0.03	Co	0.13
Mn	0.11	Mo	3.01
Fe	18.02	Nb	5.18
S	0.0004	Ta	0.004
Si	0.7	B	0.002
Cu	0.13	Bi	0.000001
Ni	53.52	P	0.008
Cr	18.23	Pb	0.00003
Al	0.47	Se	<0.000001
Ti	1.03		

Tabla 2: Propiedades mecánicas

Propiedad	RT	650°C
Tensión de rotura (σ_u)	1435 MPa*	1172 MPa
Límite elástico (σ_y)	1325 MPa*	1080 MPa
Módulo de Young (E)	217 GPa*	163 GPa
Poisson (ν)	0.294	0.283

*Datos obtenidos en el laboratorio

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Los ensayos experimentales llevados a cabo fueron 4, fatiga simple y fatiga por fretting, ambos tipos tanto a temperatura ambiente (RT) como a 650 ºC (HT). Para ello se utilizaron especímenes con 4 geometrías diferentes, estas geometrías pueden verse en la *Figura 1. Probetas de fatiga simple a) RT y b) HT.*Figura 1 y Figura 2**,** en mm. Todas las probetas tienen un espesor de 5 mm.

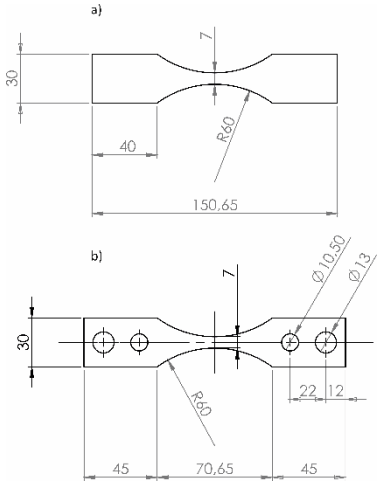


Figura 1. Probetas de fatiga simple a) RT y b) HT.

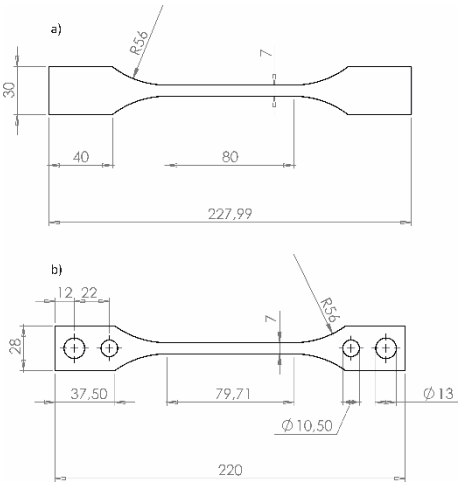


Figura 2. Probetas fatiga por fretting a) RT y b) HT.

El tipo de montaje utilizado para llevar a cabo todos los ensayos de fatiga por fretting fue el denominado "puente de fretting" [6]. En este trabajo, la configuración estándar del puente de fretting fue modificada introduciendo dos elementos denominados tapa y cilindros, cuya función es la de transmitir la fuerza normal al puente de fretting sin flexionarlo. En la Figura 3 puede verse un esquema de esta configuración, donde la carga normal, *N*, se aplica a la tapa gracias al tornillo enroscado en el anillo de fretting. A su vez, la tapa transmite la carga *N* al puente de fretting mediante los cilindros, y, por último, el puente de fretting es el encargado de aplicar esta carga normal a la probeta haciendo que ambos cuerpos entren en contacto. Una vez introducida la carga normal, se aplica una carga axial cíclica, σ, a la probeta a través de una máquina servo-hidráulica de capacidad 100 kN.

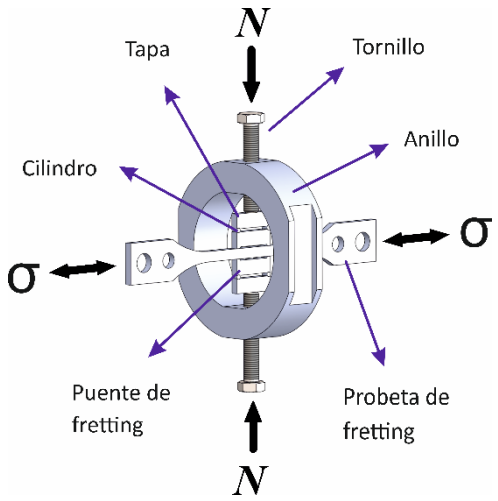


Figura 3. Elementos de la geometría puente de fretting.

Debido a la geometría de las probetas y del puente de fretting, el tipo de contacto es el frecuentemente usado contacto cilíndrico, en el que un cilindro se presiona contra una superficie plana [7][8]. Las dimensiones del puente de fretting pueden verse en la Figura 4. En ella

puede observarse cómo el radio del pad de contacto usado en este trabajo es de 25 mm. Tanto las probetas, como el puente de fretting, tapas y cilindros tienen el mismo espesor, 5 mm. Todos los elementos utilizados a lo largo de este trabajo fueron fabricados en Inconel 718 con la intención de que en los ensayos de alta temperatura todos estos se dilatasen igualmente.

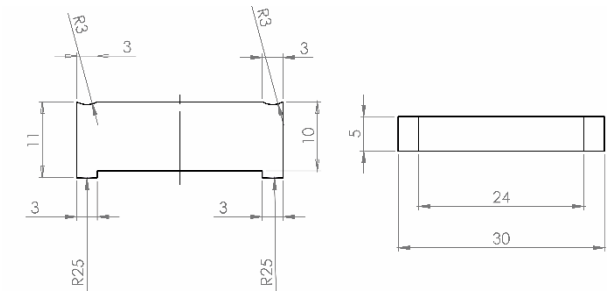


Figura 4. Puente de fretting.

En los ensayos de fatiga por fretting, tanto para los ensayos de temperatura ambiente como los de 650ºC, la fuerza normal será aplicada a baja temperatura antes de la realización de cada uno de los ensayos. Esta fuerza normal será medida gracias a diversas galgas extensométricas pegadas al anillo, y que han de ser calibradas. La calibración de las galgas se realiza a temperatura ambiente antes de cada ensayo, lo cual conlleva que las galgas utilizadas para los ensayos de temperatura ambiente puedan ser reutilizadas, mientras que las galgas para los ensayos de 650ºC serán sacrificadas, y, por tanto, será necesario incorporar un nuevo conjunto de galgas para el siguiente ensayo.

Además, es necesario una colocación precisa de todos los componentes antes de introducir la carga normal, de tal forma que los puentes, cilindros y tapas estén en la misma posición en ambos lados de la probeta asegurando una correcta alineación entre todos los componentes del conjunto.

Los ensayos de alta temperatura se realizaron usando un horno comercial, y que, debido a las limitaciones de volumen del mismo, fue necesario fabricar algunos accesorios para colocar las probetas de forma adecuada en su interior. El accesorio fabricado es una especie de extensor, que se une a la probeta mediante 2 tornillos por cada cogida. La temperatura de trabajo se mide mediante un termopar incorporado en el horno, exactamente en la mitad de su longitud y cerca del centro de las probetas. En el caso de los ensayos de 650 ºC, la temperatura sufre una variación de ±1.5ºC durante los ensayos. Asimismo, para garantizar que todos los componentes antes de ensayar se encuentran a la temperatura deseada, 650ºC, permanecen a esa temperatura una hora antes del comienzo de los ensayos.

El ensayo de fatiga simple consiste en aplicar una carga axial cíclica, σ, a la probeta mediante el actuador hidráulico. Los ensayos de fatiga simple a RT se realizaron con una relación de tensiones R= -1 y R=0.1, ambos casos con una frecuencia de 10 Hz. Por otro lado, los ensayos de fatiga simple a HT se realizaron con una relación de tensiones R=0.1, debido a la utilización de los extensores y a la forma de su cogida que introduce cierta holgura en los pines, pero la frecuencia de ensayos fue la misma, 10 Hz.

Todos los ensayos de fatiga por fretting, RT y HT, fueron realizados con una relación de tensiones *R=0.1* y una frecuencia de 8 Hz. Del mismo modo que en el ensayo de fatiga simple a HT, en el ensayo de fatiga por fretting a HT fue necesario la utilización de extensores.

Los extensores mencionados pueden verse en la Figura 5, donde en a) y b) muestran el montaje para un ensayo de fatiga simple y de fatiga por fretting a HT respectivamente.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Como se ha mencionado en la sección anterior, se llevaron a cabo 4 grupos de ensayos diferentes, fatiga simple y fatiga por fretting a RT y 650ºC, esta sección se centrará en los resultados obtenidos.

Los resultados a fatiga simple a RT pueden verse en la Tabla 3, donde se indica el número de ensayo; ratio de tensión, R; frecuencia, f; tensión axial máxima aplicada, σ_{max}; tensión axial máxima equivalente para R=0.1, $\sigma_{max\ eq}$; y vida a fatiga obtenida, N_f. La tensión máxima equivalente representa los valores de tensión máxima que con R=0.1 producen la misma vida que la tensión aplicada con R= -1, estos valores son obtenidos mediante el diagrama de Goodman. Se realizaron un total de 19 ensayos en dos tandas diferentes, la primera corresponde con los ensayos realizados con R= -1, mientras que la segunda corresponde con los ensayos realizados a R=0.1. Para la primera tanda se llevaron a cabo 6 niveles de carga axial diferentes, que corresponden con los valores de σ_{max} iguales a 1000, 850, 700, 600, 550 y 500 MPa, con un total de 16 ensayos.

Para la segunda tanda se realizaron 3 ensayos a diferentes niveles de carga axial 1094, 974 y 831 MPa. Estos ensayos se realizaron con los objetivos de verificar la equivalencia de tensión obtenida mediante el diagrama de Goodman para convertir los valores de tensión de R= -1 a R=0.1, y de poder comparar los resultados de fatiga simple con los de fatiga por fretting ensayados a R=0.1.

La Tabla 4 muestra los resultados obtenidos de los ensayos realizados a fatiga por fretting a RT, con R=0.1 y una carga normal, N, igual a 10 kN, que lleva a una carga normal por unidad de longitud igual a 1000 N/mm por cada pad de contacto. Se llevaron a cabo 10 ensayos de este tipo a 8 niveles de carga, correspondientes con σmax igual a 900, 650, 575, 450, 400, 350, 320 y 275 MPa.

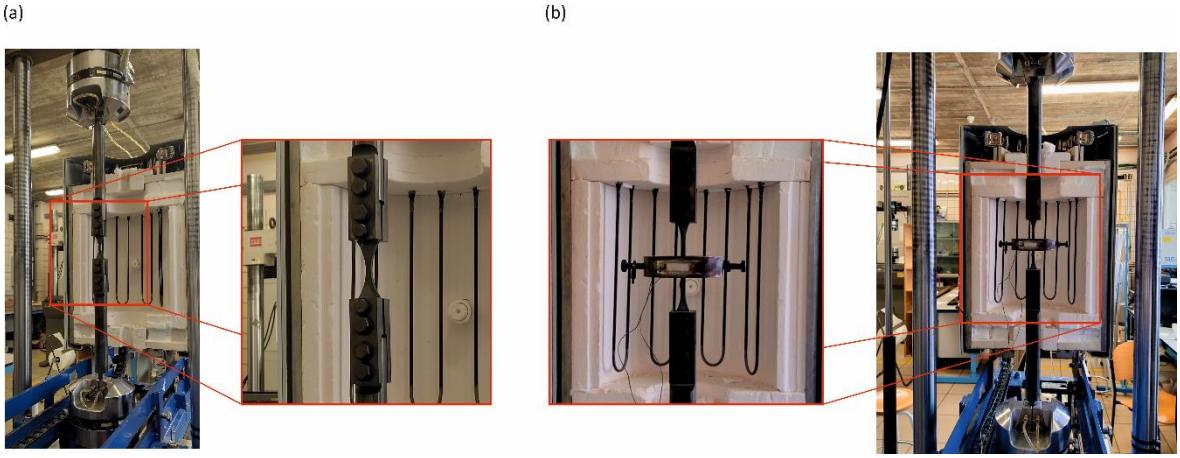


Figura 5. Ensayos experimentales a alta temperatura, a) fatiga simple y b) fatiga por fretting.

Tabla 3: Resultados de ensayos a fatiga simple a RT

Nº ensayo	R	f (Hz)	σ_{max} (MPa)	$\sigma_{max\ eq}$ (MPa) (R=0.1)	N_f (Ciclos)
1	-1	10	1000	1200	7001
2	-1	10	1000	1200	5815
3	-1	10	850	1096	42720
4	-1	10	850	1096	40663
5	-1	10	700	975	128562
6	-1	10	700	975	110410
7	-1	10	600	882	322755
8	-1	10	600	882	142585
9	-1	10	600	882	156340
10	-1	10	550	832	370509
11	-1	10	550	832	418916
12	-1	10	550	832	278023
13	-1	10	500	779	5.00E6
14	-1	10	500	779	228945
15	-1	10	500	779	275483
16	-1	10	500	779	275460
17	0.1	10	1094	-	44213
18	0.1	10	974	-	54616
19	0.1	10	831	-	184767

Tabla 4: Resultados de fatiga por fretting a RT

Nº Test	R	f (Hz)	N (kN)	σ_{max} (MPa)	Nf (Ciclos)
1	0.1	8	10	900	33225
2	0.1	8	10	650	117619
3	0.1	8	10	650	108770
4	0.1	8	10	575	196902
5	0.1	8	10	450	431624
6	0.1	8	10	400	648348
7	0.1	8	10	350	900000
8	0.1	8	10	320	1.05E+06
9	0.1	8	10	320	1.21E+06
10	0.1	8	10	275	2.83E+06

Las Tablas 3 y 4 pueden verse gráficamente en la Figura 6 mediante una curva S-N. En esta figura todos los valores representados se encuentran con R=0.1, para ello, los ensayos de fatiga simple realizados con R=-1 se han representado con la tensión máxima equivalente obtenida mediante el diagrama de Goodman, comentado anteriormente en esta misma sección. En color negro podemos ver los resultados obtenidos a fatiga simple a RT y, en color azul, los resultados a fatiga por fretting a RT. En el caso de fatiga simple, puede verse dos simbologías diferentes, el cuadrado negro representa aquellos que fueron realizados con R= -1 y cuya tensión máxima mostrada es la equivalente para R=0.1, y el circulo representa los ensayos realizados directamente con R=0.1. En esta figura es apreciable cómo la vida a fatiga simple es similar a la vida fatiga por fretting cuando las tensiones son mayores que 1150 MPa. Esto indica que, para vidas cortas, la iniciación de grietas es tan rápida que la concentración de tensiones debida al contacto entre las piezas ya no influye en la fatiga.

Todos los ensayos a HT, tanto los de fatiga simple como los de fatiga por fretting, se realizaron con R=0.1, debido al tipo de montaje en estos ensayos. El número de ensayos realizados a 650ºC es menor que a temperatura ambiente, debido a la complejidad de este tipo de ensayos, aun así, es suficiente para hacerse una idea de la influencia de la temperatura en el comportamiento a fatiga del material. Para fatiga simple a HT se realizaron 7 ensayos a 5 niveles de carga y repitiendo solo 1 de ellos, como se puede apreciar en la Tabla 5. Para fatiga por fretting en HT se realizaron solo 4 ensayos a diferentes niveles de carga, como se puede apreciar en Tabla 6.

La Figura 7, de igual forma que la figura anterior, muestra todos los resultados de fatiga a HT. A partir de esta figura, es importante señalar que la tensión máxima a la que se cruzan las curvas S-N de fatiga simple y por fretting es casi la misma: 1100 MPa.

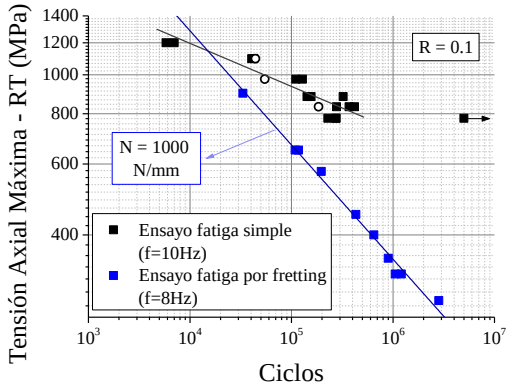


Figura 6. Vidas a fatiga simple y fatiga por fretting a temperatura ambiente.

Tabla 5: Resultados de fatiga simple a HT.

Nº Test	R	f (Hz)	σ_{max} (MPa)	Nf (Ciclos)
1	0.1	10	1094	6800
2	0.1	10	1050	6242
3	0.1	10	1000	54469
4	0.1	10	1000	11278
5	0.1	10	1000	9857
6	0.1	10	900	155763
7	0.1	10	831	271480

Tabla 6: Resultados de fatiga por fretting a HT

Nº Test	R	f (Hz)	N (kN)	σ_{max} (MPa)	Nf (Ciclos)
1	0.1	8	10	900	8502
2	0.1	8	10	650	26173
3	0.1	8	10	500	53556
4	0.1	8	10	400	166148

Además, y para poder comparar fácilmente el efecto que produce la temperatura en cada tipo de ensayo, en la Figura 8 se muestran todos los resultados de fatiga simple, tanto a RT como a HT. Dentro de los resultados obtenidos para los ensayos de fatiga simple, se puede observar que el efecto producido por la temperatura sólo es significativo en el régimen de ciclos bajos, en concreto para vidas a fatiga inferiores a unos 10^5 ciclos. Finalmente, vale la pena señalar que una tendencia similar a la que se observa en Kawagoishi et al. [9].

De manera similar a los ensayos de fatiga simple, la Figura 9 muestra los ensayos de fatiga por fretting a RT y HT. En este gráfico puede observarse cómo la vida de fatiga por fretting a alta temperatura es menor que a temperatura ambiente independientemente del régimen de fatiga, y reduciendo casi 4 veces la vida en todos los casos. Finalmente, es muy importante señalar que, en los ensayos de fatiga por fretting, ambas curvas tienen aproximadamente la misma pendiente, pero con diferentes desplazamientos.

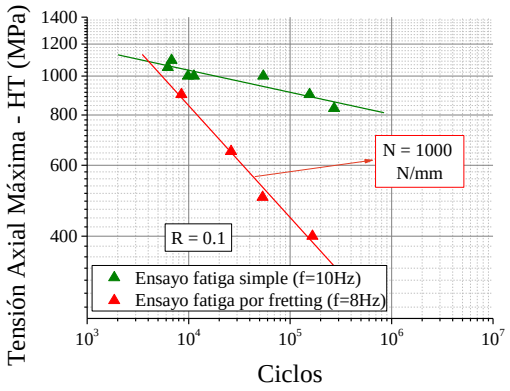


Figura 7. Vidas a fatiga simple y fatiga por fretting a HT.

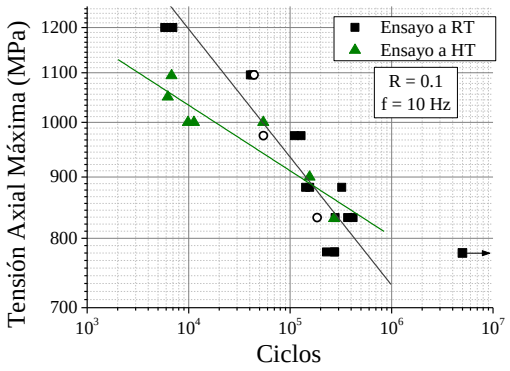


Figura 8. Vida a fatiga simple a RT y HT.

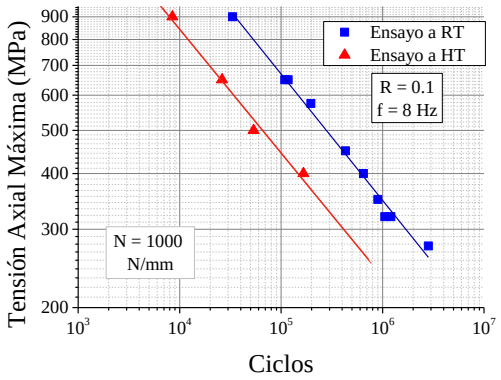


Figura 9. Vida a fatiga por fretting a RT y HT.

4. VELOCIDAD DE CRECIMIENTO DE GRIETA

Las estrías de la superficie de fractura fueron analizadas con el objetivo de obtener la velocidad de crecimiento de grieta. Para este propósito, se analizaron 4 probetas ensayadas a fatiga por fretting mediante un microscopio electrónico de barrido (SEM), 3 de estas probetas se ensayaron a RT a 3 niveles de carga 650, 400 y 320 MPa, mientras que la cuarta probeta fue ensayada a HT a 650

MPa. La metodología usada para determinar la velocidad de crecimiento de grieta fue la siguiente: 1º Se tomaron diferentes fotografías a lo largo de la superficie de fractura, comenzado a unos 0.5 – 1.00 mm desde la superficie de contacto y finalizando en la zona de crecimiento inestable. Para cada longitud de grieta se toman 3 imágenes SEM en diferentes puntos del ancho de la probeta.
2º Por cada imagen SEM, se cuenta un número de estrías. Sabiendo que cada estría corresponde a un ciclo de fatiga y pudiendo conocer la longitud de esta cantidad de estrías, obtenemos una relación entre distancia y número de ciclos lo que nos ofrece la velocidad de crecimiento de grieta.

En la Figura 10 puede verse la velocidad de crecimiento de grieta (*da/dN*) en m/ciclos frente a la longitud de la grieta en m. Esta figura refleja cómo la velocidad aumenta cuando la distancia desde la superficie aumenta. Además, podemos observar cómo para los valores de temperatura ambiente, para un mismo valor de longitud de grieta la velocidad disminuye conforme la carga axial disminuye. Además, en esta figura podemos ver una comparación entre RT y HT para una misma carga axial de 650 MPa, donde la velocidad es superior a HT.

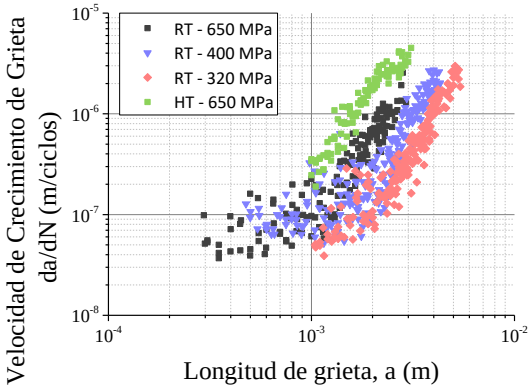


Figura 10 . Velocidad de crecimiento de grieta para de probetas ensaydas a 650, 400 y 320 MPa a RT y 650 MPa a HT.

5. CONCLUSIONES

En el presente trabajo se han analizado los efectos de la fatiga simple y la fatiga por fretting, a temperatura ambiente y a 650°C, en el material Inconel 718 con un tratamiento térmico convencional. Estos ensayos fueron llevados a cabo bajo diferentes procedimientos validados en el laboratorio.
Al comparar fatiga simple y fatiga por fretting, tanto a RT como HT, puede verse como la vida a fatiga por fretting es menor que la vida a fatiga simple para tensiones inferiores a 1100 MPa o vidas superiores a 10^4 ciclos. La fatiga simple a alta temperatura sólo es inferior al caso de baja temperatura para vidas inferiores a 10^5 ciclos. En el caso de la fatiga por fretting las curvas de RT y HT son prácticamente paralelas, cosa que no ocurre en la fatiga simple, siendo siempre menor la vida obtenida a alta temperatura, reduciendo aproximadamente 4 veces la vida en todos los casos.
Por otro lado, analizando la superficie de fractura, se ha podido observar que cuando aumenta la distancia a la superficie, la velocidad de crecimiento de la grieta aumenta independientemente de la tensión y la temperatura del ensayo. En RT, la velocidad de crecimiento de la grieta disminuye a medida que disminuye la carga axial y es apreciable cómo la velocidad de crecimiento de la grieta varía no sólo en función de la carga axial aplicada, sino también de la temperatura de trabajo, ya que, para una misma carga axial, la velocidad de crecimiento de la grieta a alta temperatura es considerablemente mayor que a baja temperatura.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al Ministerio de Ciencia e Innovación la financiación de la investigación a través del proyecto RTI2018-096059-B-I00.

REFERENCIAS

[1] Golden, Patrick J. Development of a dovetail fretting fatigue fixture for turbine engine materials. International Journal of Fatigue, 2009, vol. 31, no 4, p. 620-628.
[2] Ciavarella, M.; Demelio, G. A review of analytical aspects of fretting fatigue, with extension to damage parameters, and application to dovetail joints. International Journal of Solids and Structures, 2001, vol. 38, no 10-13, p. 1791-1811.
[3] Erena, D., Vázquez Valeo, J., Navarro, C., & Domínguez, J. (2020). Fatigue and fracture analysis of a seven-wire stainless steel strand under axial and bending loads. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 43(1), 149-161.
[4] Waterhouse R. Fretting fatigue. U.K: Applied science publishers; 1981A.
[5] P. Mouritz. Introduction to aerospace materials. Woodhead Publishing Limited; 2012.N.
[6] JSME Standard method of fretting fatigue testing. JSME S 015-2002. The Japan Society of Mechanical Enineers; 2002.
[7] Hojjati-Talemi, R., Wahab, M. A., De Pauw, J., & De Baets, P. (2014). Prediction of fretting fatigue crack initiation and propagation lifetime for cylindrical contact configuration. *Tribology International*, *76*, 73-91.
[8] Martín, V., Vázquez, J., Navarro, C., & Domínguez, J. (2019). Fretting-fatigue analysis of shot-peened al 7075-t651 test specimens. *Metals*, *9*(5), 586.
[9] Kawagoishi, Q. Chen and H. Nisitani. Fatigue strength of Inconel 718 at elevated temperatures. Fatigue & Fracture of Engineering Material & Structures, 2000, no. 23, p.209-216.

COMPORTAMIENTO A FATIGA DE SOLDADURAS DE CONSTRUCCIÓN (GIRTH WELDS) EN GASODUCTOS EXISTENTES PARA SU RECONVERSIÓN A TRANSPORTE DE HIDRÓGENO Y BLENDING

I. Montero[1*], M. Carboneras[2], J.C. Suárez[2]

[1] Enagás Transporte SA.U. Dirección General de Infraestructuras. Gerencia de Equipos y Materiales
Paseo de los Olmos, 19. 28005 Madrid. España
[*] Persona de contacto: imontero@enagas.es

[2] Centro de Investigación en Materiales Estructurales (CIME). ETSI Navales, Universidad Politécnica de Madrid.
Avda. de la Memoria, 4. 28040 Madrid. España

RESUMEN

La aptitud para el servicio de los aceros empleados en la red de gasoductos, bajo la acción fragilizadora del hidrógeno, supone la determinación del incremento de velocidad de crecimiento de grietas por fatiga. Las condiciones de servicio se agravan en las soldaduras de construcción (*girth welds*), donde existen tensiones elevadas y microestructuras metalúrgicas sensibles. Grietas de tamaño subcrítico, tolerables durante la entrada en servicio, pueden crecer en presencia de hidrógeno, en intervalos de servicio más cortos que los considerados actualmente.
Se ha desarrollado un equipamiento e infraestructura específicos para poder realizar ensayos de mecánica de fractura en condiciones representativas, con concentraciones de hidrógeno de hasta el 100% y presiones de trabajo de hasta 100 barg, pudiéndose ensayar simultáneamente 5 probetas compactas. Entre los resultados de estos estudios destacan los siguientes:

- Influencia de la presión parcial de hidrógeno sobre la velocidad de crecimiento de grietas por fatiga.
- Límites de concentración de hidrógeno admisibles.
- Limitación de la presión de operación en gasoductos existentes, que transporten mezclas GN-H_2, o incluso H_2 puro.
- Para nuevos gasoductos, características mecánicas a exigir a las tuberías, atendiendo al grado de acero y al procedimiento de soldadura empleado.

PALABRAS CLAVE: Gasoducto, Fatiga, Hidrógeno, Ensayos, Soldaduras

ABSTRACT

The serviceability of steels used in the gas pipeline network, under the embrittlement action of hydrogen, involves determining the increased rate of fatigue crack growth. Service conditions are aggravated in girth welds, where there are high stresses and sensitive metallurgical microstructures. Cracks of subcritical size, tolerable during commissioning tests, can grow in the presence of hydrogen, at shorter service intervals than currently considered.
Specific equipment and infrastructure have been developed to perform fracture mechanics tests under representative conditions, with hydrogen concentrations up to 100% and working pressures up to 100 barg, being able to simultaneously test 5 compact specimens. The results of these studies include the following:

- Influence of hydrogen partial pressure on fatigue crack growth rate.
- Permissible hydrogen concentration limits.
- Limitation of operating pressure in existing pipelines carrying NG-H_2 mixtures, or even pure H_2.
- For new pipelines, mechanical characteristics to be required of the pipelines, taking into account the steel grade and the welding procedure used.

KEYWORDS: Gas pipeline, Fatigue, Hydrogen, Testing, Welding

1. INTRODUCCIÓN

El hidrógeno se está posicionando con un vector energético global y por ello, en España, Enagás está impulsando de forma muy activa múltiples iniciativas para su uso y aplicación, con vistas a transformar sus activos lo antes posible y con garantías de éxito. Ello pasa, entre otros, por aprovechar las infraestructuras existentes y, cuando sea preciso, crear nuevas con dedicación exclusiva al hidrógeno.

La interacción de los átomos de hidrógeno y el acero tiene un efecto negativo en el comportamiento de éste, fenómeno conocido como “fragilización por hidrógeno”,

y ello puede impactar de forma negativa en la integridad del gasoducto e infraestructura asociada.

Los códigos y estándares actuales más destacados, ASME B31.12 [1] y EN 1594 [2], así como guías de reconocido prestigio como EIGA IGC Doc. 121/14 [3] requieren y/o recomiendan llevar a cabo estudios que demuestren un apto comportamiento mecánico de los materiales en una red de transporte de gas en atmosfera de hidrógeno (H_2) y mezclas de hidrógeno y gas natural (H_2-GN), así como las pruebas de estanqueidad en válvulas.

Con independencia de la información general disponible en bibliografía, es necesario estudiar el comportamiento de los materiales empleados en la Red Básica de Gas, potencialmente reconvertible a transporte de Hidrógeno. En su práctica totalidad dicha Red es propiedad de Enagás, acreditado como TSO (*Transmission System Operator*).

De esa Red el elemento mayoritario es la tubería, fabricada en acero al carbono, y por ello se precisa evaluar su comportamiento en presencia de hidrógeno, tanto en el propio material base, como especialmente en las soldaduras de construcción (la unión entre tubos), que por ser zonas de concentración de tensiones son los puntos más críticos donde se puede producir el fenómeno conocido de la "fragilización por hidrógeno", y más aún si se producen variaciones de presión, siendo necesario evaluar su comportamiento a fatiga.

Para estos estudios se ha desarrollado un programa de I+D donde colaboran la Universidad Politécnica de Madrid (Centro de Investigación en Materiales Estructurales, CIME) y Enagás.

2. INFLUENCIA DEL HIDRÓGENO

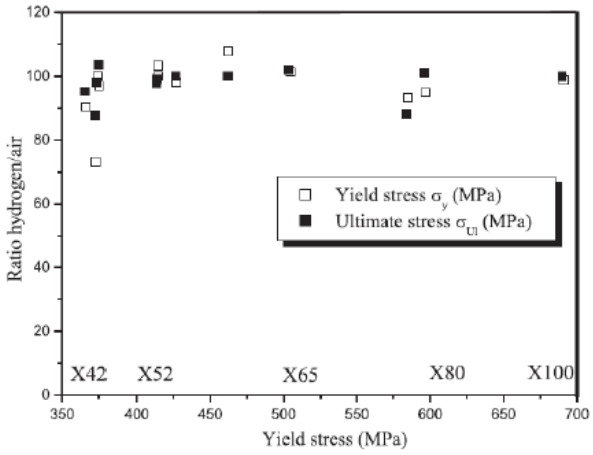
La presencia de hidrógeno en los aceros puede provenir de la inclusión de hidrógeno durante la fabricación del acero y/o la soldadura, como resultado de fenómenos de corrosión (particularmente en presencia de H_2S) y, fundamentalmente en el caso del Transporte, por la disociación del hidrógeno molecular (H_2) en atómico (H^+) en la superficie del acero de acuerdo con la ley de Sievert [4], mediante la combinación de adsorción, absorción y difusión en la red cristalina del acero siguiendo la ley de Fick [5]. Los dos primeros casos se han abordado mediante mejoras en el control del proceso (soldadura con bajo contenido en hidrógeno o tratamientos térmicos) y mediante el empleo de aceros con microestructura adecuada.

El mecanismo exacto de la fragilización por hidrógeno (*Hydrogen Embritlement, HE*) en los aceros es aún objeto de discusión. No obstante, es conocida su dependencia de la concentración y la presión de hidrógeno. Existe además la convicción de que el factor controlante es la presión parcial (realmente es la fugacidad, solo que a presiones inferiores a 150 barg la variación con respecto a la presión parcial es inferior al 10% [6]).

La fragilización produce un efecto de reducción de la energía de cohesión en el extremo de un defecto preexistente [7], teniendo mayor importancia si cabe en puntos de concentración de tensiones.

La fragilización por hidrógeno influye en las propiedades de los aceros, destacando las siguientes:

- Aumento de la velocidad de propagación de grietas por fatiga (*Fatigue Crack Growth Rate, FCGR)* en la fase II de acuerdo a la Ley de Paris [8].
- Disminución de la tenacidad a la fractura, esto es, la capacidad de un material para oponerse a la propagación de una rotura, sea dúctil o frágil.
- Disminución de la ductilidad (Figura 1).
- Adicionalmente influye en otras propiedades, si bien con menor relevancia, como es el caso de la resistencia mecánica (límite elástico, carga de rotura; Figura 2).



Figuras 1. Influencia del H_2 en la resistencia mecánica. Fuente: Boukott et al. [18]

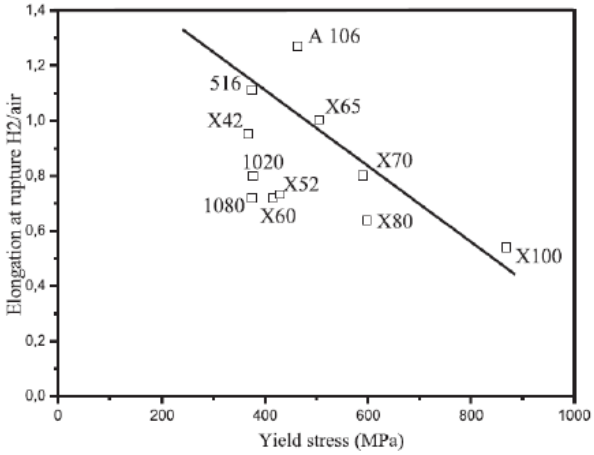


Figura 2. Influencia del H_2 en la elongación. Fuente: Boukott et al. [18]

Si bien es limitada la información disponible sobre el efecto del HE en los aceros, más lo es aún en el caso de soldaduras y zonas afectadas térmicamente (*Heat Affected Zone, HAZ*).

Comparativamente con el gas natural, en presencia de hidrógeno, grietas preexistentes de tamaño subcrítico que en su momento no fueron detectadas por su tamaño, superando la prueba hidrostática correspondiente, pueden propagar con una velocidad varios órdenes de magnitud mayor que en aire o gas natural, incluso a bajas presiones (inferiores a 2 barg) [9] y bajas frecuencias de fatiga (entre 0,1 y 1 Hz).

Dado que la nueva Red de Transporte de hidrógeno en la Península, reflejada en la Figura 3, irá entrando en servicio paulatinamente, incluso probablemente no quedando mallada y con flujo unidireccional, las oscilaciones de presión serán mayores comparativamente con el gas natural, habida cuenta que las fuentes renovables de producción, eólica y solar fundamentalmente, son discontinuas.

No siempre será viable establecer un almacén o pulmón (*linepack*) de gas para atender a una demanda continua, por lo que la oscilación en ciclos de presión y frecuencia deberá tenerse en cuenta de cara a la evaluación de la integridad de la infraestructura susceptible de reconversión, en particular por el efecto de la fatiga y el consecuente incremento de FCGR.



Figura 3. H2Med. Infraestructuras de transporte de H_2. Fuente: MITECO.

3. MATERIALES OBJETO DE ESTUDIO

Los materiales habitualmente empleados en la construcción de gasoductos se han especificado y fabricado de acuerdo a normativa internacional de reconocido prestigio como es ISO 3183/API 5L [10,11].

Los aceros empleados en las primeras construcciones eran carbono-manganeso, coincidentes con grados de material hasta L415/X60, nivel de especificación de producto PSL 2 y condición de suministro "normalizado" en muchos de los casos.

Lo gasoductos construidos más recientemente emplean aceros al carbono microaleados, de mayor límite elástico (hasta L485/X70 o L555/X80), pero en condición de suministro preferentemente con "tratamiento termomecánico".

Si bien los aceros modernos y de mayor límite elástico presentan mejores propiedades mecánicas, pueden ser más susceptibles al HE que los aceros de menor grado y particularmente verse más afectados en lo que es su comportamiento a fatiga, como se muestra en la Figura 4.

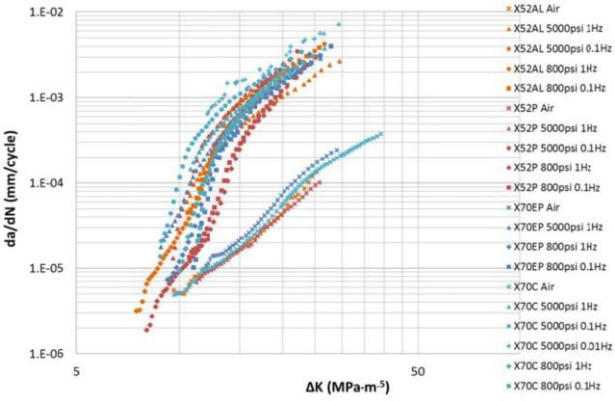


Figura 4. FCGR para aceros X52 y X70 en aire a diferentes presiones de H_2. Fuente: Chen et al. [12]

Por todo ello, Enagás ha establecido 10 tipologías de materiales para tuberías como representativas de sus infraestructuras de transporte de gas natural, considerando en su selección la combinación de diferentes factores, entre los que se incluye el proceso de fabricación de la tubería (SMLS, HFI, SAW), el grado de acero API 5L utilizado (grado B, X42, X60, X70), el diámetro y espesor de tubería y el material de aporte empleado para la soldadura de construcción (*girth welds*), según se muestra en la Tabla 1.

De cada una de estas 10 tipologías se han extraído probetas de la soldadura, de la zona afectada térmicamente y del metal base, las cuales deben ensayarse a fatiga, en cada uno de los casos, para concentraciones del 10%, 20% y 100% de hidrógeno, además de en aire a presión atmosférica para comparación de resultados. En total se han preparado 600 probetas.

Tabla 1. Tipologías de tuberías seleccionadas para la realización de los ensayos.

Proceso fabricación	Acero API 5L	NPS (in.)	Espesor (mm)	Material aporte soldadura
SMLS	B	6	7,11	6010
HFI	X42	8	8,18	6010 + 7018
HFI	X60	20	8,74	6010 + 7010
L-SAW	X60	20	9,53	6010 + 8010
H-SAW	X60	26	7,92	Wire (ER70S-6)
L-SAW	X70	20	22,23	Wire (ER70S-6)
H-SAW	X70	30	14,27	Wire (ER70S-6)
H-SAW	X70	30	14,27	6010 + 9010
H-SAW	X70	30	14,27	6010 + 8010
H-SAW	X70	30	14,27	6010 + 8018

4. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

La realización de ensayos de fatiga, en presencia de hidrógeno y con altas presiones, presenta una elevada complejidad. Actualmente solo un reducido número de laboratorios dispone de esta capacidad, lo cual limita el número de ensayos que pueden realizarse en un horizonte temporal acotado.

Motivado por ello, el citado programa de i+D desarrollado conjuntamente entre el CIME y Enagás ha implicado el diseño y fabricación de un equipamiento adecuado para la realización de ensayos a fatiga en condiciones representativas de la operación real de estas infraestructuras, siguiendo la metodología y desarrollo llevado a cabo por el *National Institute of Standards and Technology* (NIST).

Por un lado, se ha diseñado y construido un equipo a presión en acero inoxidable AISI 316, mostrado en la Figura 5, apto para trabajar con hidrógeno 100% hasta 100 barg de presión. Las dimensiones del mismo permiten albergar hasta 5 probetas no aplanadas de dimensiones normalizadas según ASTM E647 [13], además de una célula de carga interior, con objeto de evitar el efecto del rozamiento en la medición, y los extensómetros situados en la boca de la entalla de cada probeta para medir el CMOD (*crack mouth opening displacement*).

Si bien la normativa de referencia contempla la realización de 3 ensayos, con el equipamiento desarrollado se tiene la posibilidad de ensayar 5 probetas simultáneamente, en las mismas condiciones (tensión, presión y porcentaje de hidrógeno), de forma que se obtienen resultados estadísticos más fiables y representativos, y en un menor periodo de tiempo.

A diferencia de lo indicado en la normativa ASME BPVC Sec. VIII Div. 3 [14], ASTM E1681 [15] y ASTM E647, las probetas de ensayo tipo CCT no son planas, siendo extraídas de tuberías para mayor reproducibilidad de las condiciones reales de servicio, al no inducir en ellas deformaciones ni alterar sus propiedades mecánicas. Esta tipología de probeta permite considerar el efecto de la curvatura en la medida de la tenacidad a la fractura, efecto que ha sido ya objeto de diversos estudios [16,17], evidenciando la problemática de emplear probetas aplanadas. Ello se ha tenido en cuenta para el diseño del utillaje interior, como se muestra en la Figura 6, donde se observa la descomposición de fuerzas y momentos aplicados sobre la probeta de ensayo.



Figura 5. Cámara para ensayos de fatiga en hidrógeno a presión.

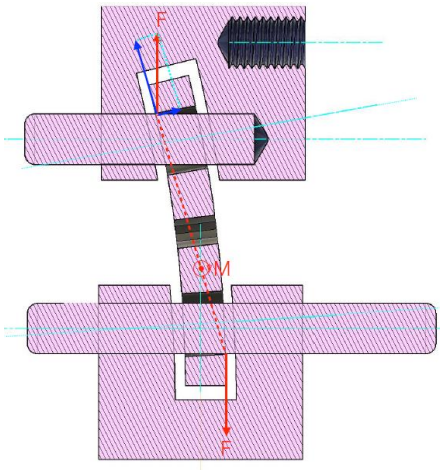


Figura 6. Cargas aplicadas sobre la probeta curva.

Asimismo, para el diseño del utillaje interior se ha considerado que debe permitir someter a las probetas a tensiones equivalentes a la presión de servicio del gasoducto (la Red actual se diseñó para una MAOP de, en unos casos 72 barg y, en los más recientes, 80 barg). Este diseño garantiza que, en el caso de rotura de alguna

de las probetas durante el ensayo, la carga se puentea, sin afectar al resto de las probetas, pudiendo continuar con el ensayo de fatiga. La Figura 7 corresponde a una imagen del montaje del utillaje interior con las probetas y sus extensómetros.



Figura 7. Utillaje interior.

El conjunto del sistema se integra en una máquina de ensayos mecánicos que permite la realización de los ensayos de fatiga a bajas frecuencias en atmósfera de hidrógeno a presión, así como en aire y a presión atmosférica. La Figura 8 muestra un ejemplo de probeta pre-agrietada y posteriormente ensayada a fatiga.

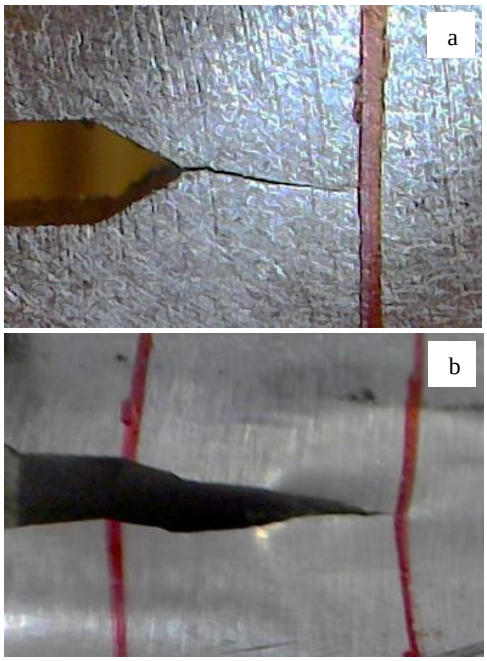


Figura 8. a) Probeta pre-agrietada para ensayo de fatiga. b) Propagación de grieta por fatiga en aire a presión atmosférica.

El equipo experimental se complementa con otros elementos de control y operación (panel de reguladores, válvulas de alivio de sobrepresión, instrumentación, etc.) y de seguridad (detectores de gas, campana de extracción), para garantizar que la realización de los ensayos es precisa y segura.

Los datos experimentales obtenidos a partir de los ensayos (fuerzas, desplazamientos y CMOD para cada una de las probetas) son tratados mediante un software específico desarrollado expresamente para el proyecto de investigación por el CIME, como se observa en la Figura 9. El tratamiento de dichos resultados permite determinar la velocidad de propagación de grieta (da/dN) en función de la variación del factor de intensidad de tensiones (ΔK).

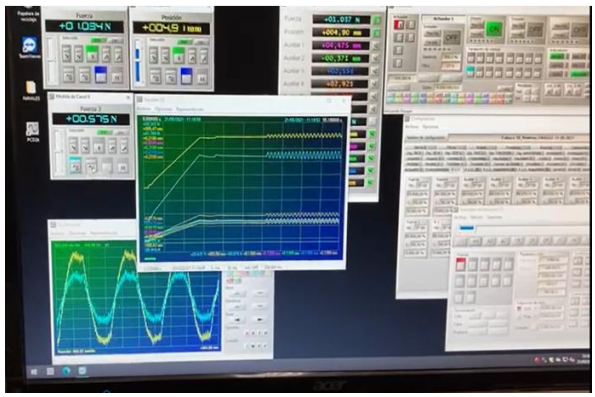


Figura 9. Software propietario para tratamiento de datos desarrollado por el CIME.

5. APLICABILIDAD DEL ESTUDIO

El objetivo último de los estudios que se están llevando a cabo es poder determinar la aptitud de la Red de Transporte existente para su reconversión a transporte de hidrógeno en condiciones seguras.

Asimismo, dicho estudio permitirá establecer criterios de evaluación de la integridad específicos para estas infraestructuras, evolucionando respecto de los tradicionalmente aplicados para transporte de gas natural.

Más aún, se pretende evidenciar el excesivo conservadurismo en determinados requerimientos que establecen los códigos y estándares actualmente aplicables, ASME B31.12 principalmente.

Igualmente, se podrán establecer limitaciones y recomendaciones para la operación de estas infraestructuras (amplitud y frecuencia de los ciclos de presión).

Paralelamente, se busca tener una mejor comprensión del mecanismo de daño en los aceros por la presencia del hidrógeno, y cómo afecta en ese mecanismo la actuación de diversos factores, tanto de forma individual como combinada.

REFERENCIAS

[1] ASME. Hydrogen Piping and Pipelines ASME B31.12-2019 ASME Code for Pressure Piping, B31. New York: The American Society of Mechanical Engineers, 2019.

[2] EN 1594, Gas Infrastructure. Pipelines for Maximum Operating Pressure Over 16 Bar. Functional Requirements.

[3] EIGA. Hydrogen Pipeline Systems, IGC 121/14. Brussels: European Industrial Gases Association AISBL, 2014.

[4] The Absorption of Gases by Metals. Sieverts, Adolf. 1929, Zeitschrift fur Metallkunde, Vol. 21, pp. 37-46.

[5] Uber Diffusion. Fick, A. 1855, Annalen der Physik, Vol. 94, pp. 59-86.

[6] Hodges, J.P., Geary, W., Graham, S., Hooker, P., Goff, R. Injecting Hydrogen into the Gas Network - a Literature Search - RR1047 Research Report. Buxton: Heatlh and Safety Laboratory, 2015.

[7] Barthelemy, H. and Pressouyre, G. Hydrogen Gas Embrittlement of Steels, Synthesis of a Subtask of the CEC Hydrogen Energy Programme (1975-1983). Luxembourg: Commission of the European Communities, 1985.

[8] Paris, P. C.; Erdogan, F. (1963). "A critical analysis of crack propagation laws". Journal of Basic Engineering. 85 (4): 528–533.

[9] Review of the Effect of Hydrogen Gas on Fatigue Performance of Steels. Zhang, Y.H. Shanghai: s.n., 2010. Proceedings of the ASME 2010 29th International Conference on Ocean, Offshore and Arctic Engineering, OMAE2010.

[10] ISO 3183, Petroleum and natural gas industries - Steel pipe for pipeline transportation systems. International Organization for Standardization.

[11] API Specification 5L, 46th Edition (2018). American Petroleum Institute.

[12] Chen, Y., Liu, M., Wang, Y-Y., Slifka, A.J., Drexler, E., Amaro, R., McColskey, D. and Hayden, L. Performance Evaluation of High-Strength Steel Pipelines for High-Pressure Gaseous Hydrogen Transportation. Dublin, OH: Center for Reliable Energy Systems, 2013.

[13] ASTM E647, Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates. ASTM International.

[14] ASME. BPVC Section VIII. Rules for Construction of Pressure Vessels Division 3. Alternative Rules for Construction of High Pressure Vessels. s.l.: The American Society of Mechanical Engineers, 2023.

[15] ASTM E1681, Standard Test Method for Determining Threshold Stress Intensity Factor for Environment-Assisted Cracking of Metallic Materials. ASTM International.

[16] J.T. Evans, G. Kotsikos, R.F. Robey. A method for fracture toughness testing cylinder material. Engineering Fracture Mechanics Vol. 50, No. 2, pp. 295 31)0, 1995.

[17] Ľubomír Gajdoš, Martin Šperl, Petr Crha. The effect of curvature of a pipe wall on the fracture toughness and protection of high pressure pipelines. Materials Today: Proceedings 3 (2016) 973-978.

[18] Hydrogen Embrittlement Effect on the Structural Integrity of API 5L X52 Steel Pipeline. Boukortt, H., Amara, M, Hadj Meliani, M., Bouledroua, O., Muthanna, B.G.N., Suleiman, R.K., Sorour, A.A., Pluvinage, G. 2018, International Journal of Hydrogen Energy.

USO DEL ENSAYO SMALL PUNCH (SPT) EN LA CARACTERIZACIÓN A FATIGA DE UN ACERO ESTRUCTURAL S355

S. Otero*[1], J. Sicre[2], G. Álvarez[1], M.M. Llera[1], F.J. Belzunce[1], C. Rodríguez[1]

[1] SIMUMECAMAT Research Group. Universidad de Oviedo
Edificio Departamental Oeste. 7.1.10. Campus Universitario, 33203 Gijón, Asturias-España
[2] PMG Powertrain R&D Center S.L.U. Pol. Ind. Vega de Baíña s/n, 33682 Mieres, Asturias-España
*email: oterosara@uniovi.es

RESUMEN

El Small Punch Test (SPT) es un ensayo que permite caracterizar el comportamiento mecánico de materiales, sometidos a solicitaciones cuasi-estáticas a partir de muestras muy pequeñas (10x10x0.50mm). En estas condiciones, el SPT ha demostrado una gran aplicabilidad, en la determinación de parámetros de tracción, como el límite elástico (σ_{ys}) o la resistencia mecánica (σ_u) de aceros, contando ya con una norma Europea que lo respalda. En este trabajo se desarrolla y propone una metodología que permita la aplicación de este ensayo en condiciones de carga cíclica, buscando la determinación del límite de fatiga de un acero estructural S355. Para ello, se han realizado ensayos de fatiga, fijando la carga máxima en un cierto porcentaje de la carga P_y que habitualmente se utiliza en la determinación del límite elástico del material ($\sigma_{ys} = \alpha_1 \cdot P_y/t^2$) y utilizando una relación de cargas $R = 0.1$. En estos ensayos se constató que el daño se inicia en la zona central de la cara de la probeta sometida a tracción, formándose varias grietas, que posteriormente crecían radialmente, hasta detenerse a una cierta distancia del empotramiento, sin que en ninguna ocasión se produjese una rotura catastrófica. Sobre esta base, se define el fallo a fatiga SPT (curva S_{PT}) en el momento en el que se inicia el daño, momento que se detecta a partir de medidas de flexibilidad. La curva S_{PT}-N así obtenida se ha comparado con la proveniente de ensayos de fatiga rotativa ($R = -1$), justificando las diferencias entre ambas curvas en base a todas aquellas variables que afectan al comportamiento a fatiga como la relación de cargas (R), distribución de tensiones o el tamaño de las probetas. En base a todo ello, se propone una correlación entre ambos ensayos.

PALABRAS CLAVE: fatiga, curvas S-N, SPT, Acero S355.

ABSTRACT

The Small Punch Test (SPT) is a test that allows characterizing the mechanical behaviour of materials subjected to quasi-static stresses from very small samples (10x10x0.50mm). Under these conditions, the SPT has demonstrated a great applicability in the determination of tensile parameters, such as the yield strength (σ_{ys}) or the tensile strength (σ_u) of steels, having already a European standard that supports it. This work develops and proposes a methodology that allows the application of this test under cyclic loading conditions, seeking the determination of the fatigue limit of a structural steel S355. For this purpose, fatigue tests have been carried out, setting the maximum load at a certain percentage of the P_y load that is usually used in the determination of t material yield stress ($\sigma_{ys} = \alpha_1 \cdot P_y/t^2$) and using a load ratio $R = 0.1$. In these tests it was found that damage starts in the central zone of the face of the specimen subjected to tension, forming several cracks, which subsequently grow radially, until they stopped at a certain distance from the embedment, without on any occasion producing a catastrophic rupture. On this basis, the SPT fatigue failure (S_{PT}-N curve) is defined at the moment of damage initiation, which is detected from flexibility measurements. The S_{PT}-N curve thus obtained has been compared with the one coming from rotatory fatigue tests ($R = -1$), justifying the differences between both curves based on all those variables that affect fatigue behaviour, such as load ratio (R), stress distribution or specimen size. On this basis, a correlation between both tests is proposed.

KEYWORDS: fatigue, S-N curves, SPT, S355 steel.

1. INTRODUCCIÓN

El análisis del comportamiento a fatiga de un determinado elemento mecánico es imprescindible para asegurar su integridad estructural cuando se encuentre sometido a cargas variables. Para ello se cuenta con procedimientos de ensayo perfectamente definidos, basados en normas muy conocidas e implantadas [1]. En dichas normas se especifica la geometría y tamaño de las probetas de ensayo, cuyo volumen suele ser considerable, de modo que no pueden ser aplicadas en aquellos casos en los que la cantidad de material disponible no es suficiente o el elemento del que se deben extraer las probetas debe mantenerse en servicio [2]. En estos casos, lo ideal sería la utilización de otro tipo de ensayo, que necesitase probetas de geometría mucho más reducida, como el ensayo miniatura de punzonado o Small Punch Test (SPT).

El SPT es un ensayo que permite caracterizar el comportamiento mecánico de aceros sometidos a solicitaciones cuasi-estáticas a partir de muestras muy pequeñas (10x10x0.50mm), contando ya con una normativa europea que lo respalda [3]. En este trabajo se evalúa la posibilidad de extender el uso del SPT a la caracterización a fatiga de aceros estructurales, desarrollando una metodología que permita la aplicación de este ensayo en condiciones de carga cíclica.

Una vez desarrollada y aplicada la metodología de ensayo de fatiga-SPT, los resultados obtenidos, que denominaremos curvas S_{PT}-N, deben compararse con los procedentes de la utilización de ensayos de fatiga convencionales, como el de flexión rotativa. De este modo, se podrá proponer la posible correlación entre los límites de fatiga correspondientes a ambos tipos de ensayo mediante el uso de expresiones similares a la (1), en los que ambos límites de fatiga se relacionan a través de coeficientes que tienen en cuenta el efecto de distintas variables en la respuesta a fatiga del material [4].

$$S_{f_SPT} = k_a k_b k_c k_d k_e k_f \cdot S_f \qquad (1)$$

donde, S_f, y S_{f_SPT}, son, respectivamente, los límites de fatiga a flexión rotativa y bajo ensayo SPT, y k_a, k_b, k_c, k_d, k_e y k_f los coeficientes de correlación que tienen en cuenta factores tales como el acabado superficial de la probeta (k_a), el tamaño de la misma (k_b), el tipo de ensayo (k_c), la temperatura (k_d), la incertidumbre (k_e) o la presencia de concentradores de tensiones (k_f). Obviamente, también se debería tener en cuenta el efecto de la tensión media y la posible presencia de tensiones residuales en las probetas.

2. MATERIALES Y MÉTODOS

2.1. Material utilizado: propiedades estáticas

El material utilizado ha sido un acero estructural S355 de especial interés por su gran aplicación en el sector eólico off-shore. La composición química de este acero en % peso es la siguiente: 0.13C, 0.8Mn, 0.26Si, 1.58Cr, 0.27Cu, 0.25Ni, 0.05Mo. En la Figura 1 se puede observar su típica microestructura ferrito-perlítica.

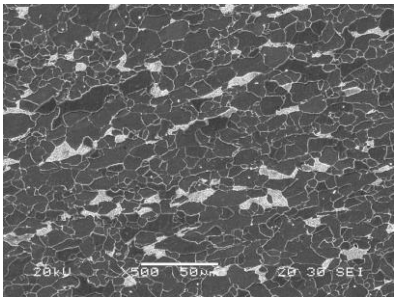


Figura 1. Microestructura del acero S355

Las propiedades mecánicas a tracción de este acero fueron obtenidas tanto a través de ensayos de tracción normalizados [5] como mediante la utilización del ensayo SPT. Para el ensayo SPT se utilizaron probetas de dimensiones normalizadas (10x10x0.5mm) y el dispositivo adecuado para su ensayo, que consta de un punzón de cabeza semiesférica de 2.5 mm de diámetro y de una matriz inferior con un orificio de 4 mm de diámetro y contorno biselado [3]. El desplazamiento del punzón se midió con un extensómetro tipo COD colocado entre la parte fija y la parte móvil como se esquematiza en la Figura 2.

Los valores del límite elástico, σ_{ys}, resistencia a la tracción, σ_u, y alargamiento, A, obtenidos con los dos tipos de ensayo se recogen en la Tabla 1. Para la obtención de los parámetros de tracción a través del SPT se utilizaron las correlaciones propuestas en [6] y el valor de P_y se obtuvo utilizando el método $t/10$ (donde t es el espesor inicial de la probeta). El valor medio obtenido para P_y/t^2, de gran importancia en los posteriores ensayos de fatiga-SPT, fue de 1044 MPa.

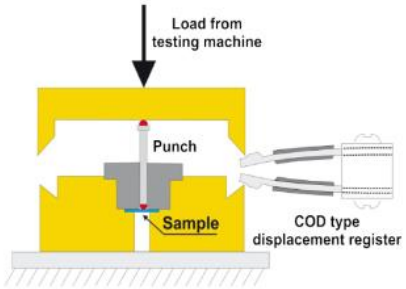


Figura 2. Esquema del dispositivo SPT

Tabla 1. Propiedades de tracción del acero S355 [7]

Ensayo	σ_{ys} (MPa)	σ_u (MPa)	A (%)
Tracción	386	472	32
SPT	361 ± 9	445 ± 10	21 ± 1

2.2. Ensayos de fatiga por flexión rotativa

Los ensayos de fatiga por flexión rotativa se llevaron a cabo sobre probetas cuya geometría sigue las recomendaciones de la norma ISO 1143 [8], pero de dimensiones más reducidas de lo habitual, como la que se muestra en la Figura 3, con un diámetro de la zona calibrada de 4 ± 0.02 mm. Una vez mecanizadas, las probetas fueron sometidas a un proceso de desbaste y pulido que garantizó una rugosidad superficial, *Ra*, inferior a 0.2 μm.

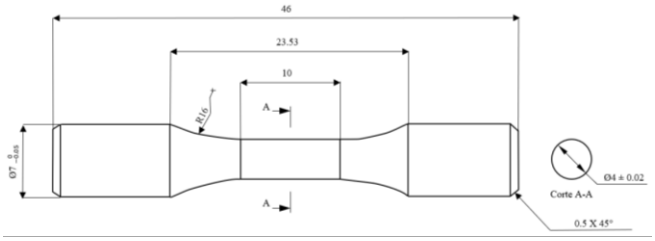


Figura 3. Geometría de las probetas de fatiga rotativa

Los ensayos se llevaron a cabo a temperatura ambiente utilizando una máquina "Microtest EFFR4P-100", especialmente diseñada para el ensayo de probetas de reducidas dimensiones. Las probetas fueron ensayadas aplicando valores de tensión alterna, S_a, siempre inferiores al límite elástico del acero. Finalmente, las superficies de fractura de todas las probetas fueron evaluadas utilizando un microscopio electrónico de barrido MEB JEOL - JSM5600.

2.3 Ensayo de fatiga-SPT

Las probetas utilizadas en estos ensayos eran de geometría estándar (10x10x0.5mm) pero sus superficies fueron preparadas para cumplir con los requisitos de rugosidad máxima exigidos por las normas de fatiga (R_a < 0.2 μm) y así tener una medida similar a los ensayos de flexión rotativa.

Para los ensayos se utilizó el mismo dispositivo que en el SPT estático pero acoplado a una máquina dinámica "Bionix Servohydraulic Test System" equipada con una célula de carga de 15 kN. Los ensayos fueron realizados a temperatura ambiente utilizando una frecuencia comprendida entre 5 y 10 Hz y una relación de cargas R = 0.1.

Cada probeta se ensayó aplicando una carga máxima igual a un porcentaje del valor de la carga P_y, obtenido del ensayo estático, asegurando así no sobrepasar la carga correspondiente al límite elástico del material. Como se aprecia en la Tabla 2, se partió de un valor de carga igual al 80% de P_y/t^2 y, a la vez que se recogía la variación de la flexibilidad (como la relación entre el desplazamiento del punzón y la carga aplicada) durante el ensayo, se fijó como criterio de finalización del mismo, bien que el desplazamiento alcanzase un cierto valor (inicialmente 0.5 mm) o que se superasen los 5 millones de ciclos. Una vez concluido el ensayo, se analizaba si la probeta mostraba algún indicio de daño y, en caso positivo, la siguiente probeta era sometida a un menor nivel de carga, hasta encontrar un valor que no produjo ningún daño en la probeta. Llegado este punto, se volvía a incrementar la carga ligeramente hasta que de nuevo se encontraba daño en la probeta, y a partir de ahí se afinaba la búsqueda del límite de fatiga, bajando la carga en escalones más pequeños hasta encontrar, de nuevo, una carga que no produjese daño. Este último valor es el que se toma como límite de fatiga del material bajo carga de fatiga-SPT.

Tabla 2. Valores de carga, número de ciclos y constatación de daño en los ensayos de fatiga-SPT

ID	% P_y/t^2	P_{max} [N]	$S_{máx}$ [MPa]	$N_{ciclos\ parada}$	Daño
1	80	187	289	10^6	Sí
2	80	182	289	75435	Sí
3	70	158	253	66957	Sí
4	70	156	253	35000	Sí
5	60	130	217	40000	Sí
6	60	135	217	1250000	Sí
7	37	80	134	$5{\cdot}10^6$	No
8	50	108	181	1572724	Sí
9	45	100	163	$5{\cdot}10^6$	No
10	50	112	181	$5{\cdot}10^6$	Sí
11	47	104	170	$5{\cdot}10^6$	No
12	48.5	105	175	912310	Sí
13	100	221	361	281290	Sí
14	120	253	433	120694	Sí
15	150	332	542	7900	Sí
16	100	253	361	34463	Sí
17	100	227	361	46482	Sí

Además de los valores de carga, en la Tabla 2 también se recoge el valor de tensión máxima, $S_{máx}$, calculada utilizando la expresión (2) [7], el número de ciclos al que se detuvieron los ensayos, N_{ciclos_Parada}, y si se observó daño por fatiga en la superficie de la muestra sometida a tracción. Señalar, que las últimas probetas ensayadas (13 a 17 en la Tabla 2) fueron sometidas a valores de carga superiores a P_y con objeto de analizar su comportamiento a esos niveles de carga.

$$S_{máx} = 0.346\,\frac{P_{máx}}{t^2} \qquad (2)$$

donde $P_{máx}$ es la carga máxima aplicada y t el espesor de la probeta. Una vez finalizados los ensayos, todas las probetas fueron sometidas a un examen fractográfico mediante microscopía electrónica de barrido (MEB).

3. RESULTADOS

3.3. Curvas S-N a flexión rotativa

La Tabla 3 recoge los valores de tensión alterna, S_a, al que fueron sometidas las probetas de flexión rotativa. En dicha tabla también se recogen los porcentajes del límite elástico al que correspondían dichos valores de tensión y el número de ciclos hasta la rotura o las probetas que sobrevivieron más de 10 millones de ciclos (run-outs).

Tabla 3. Resultados obtenidos por flexión rotativa

ID	% σ_{ys}	F [N]	S_a [MPa]	N_{ciclos}
1	79	33.5	304	29293
2	60	24.0	232	Run-out
2'	66	27.0	256	143016
3	70.5	28.5	272	276132
4	75	31.0	290	36426
5	65	26.0	250	Run-out
5'	81	33.5	311	55996
6	68	27.5	262	403165
7	66	26.5	254	176331
8	65	26.5	250	199291
9	60	24.0	232	Run-out
9'	65	26.5	250	Run-out
9''	67	27.5	260	Run-out
9'''	73	30.0	280	529328
10	67	27.0	260	178111

La representación gráfica de estos valores, recogida en la Figura 4, constituye la curva *S-N* del material, que se ha ajustado utilizando una ley tipo Basquin (ecuación 3), con unos coeficientes $\sigma'_f = 386\ MPa$ y b = -0.029.

$$S_a = \sigma'_f (2N)^b \qquad (3)$$

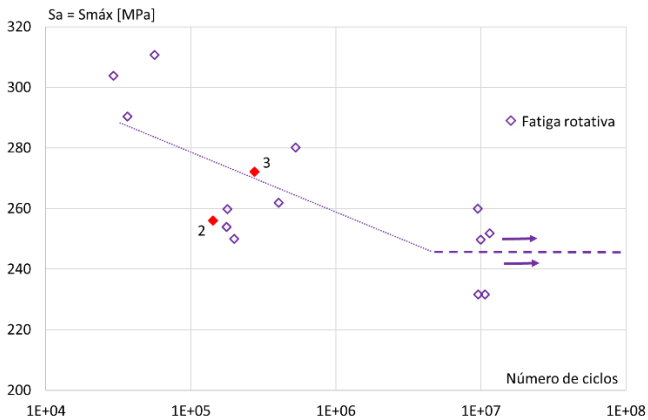
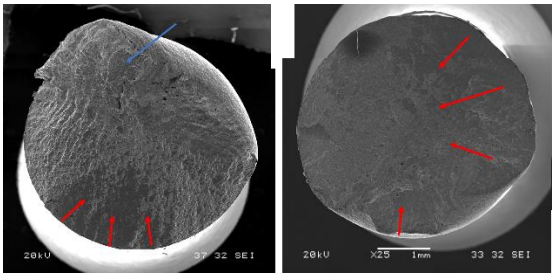


Figura 4. Curvas S-N del S355 por fatiga rotativa

El límite de fatiga obtenido, S_f corresponde, aproximadamente, al 65% del límite elástico (50% de la resistencia a la tracción) del acero, es decir, S_f = 250 MPa.

En lo que respecta a la superficie de rotura de las probetas, se observa que en todos los casos el daño se inició en la superficie, si bien, dicho inicio en ocasiones se concentra en una zona muy concreta (flechas rojas Figura 5.a), mientras que, en otros casos, se observan múltiples puntos de inicio del daño, que finalmente terminan coalesciendo (Figura 5.b) mientras se extienden hacia el centro de la probeta.

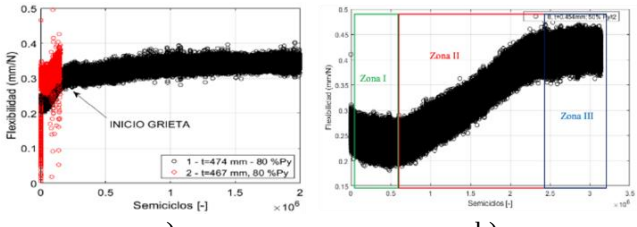


a) b)

Figura 5. Superficie de fractura por fatiga rotativa: a) probeta 2; b) probeta 3

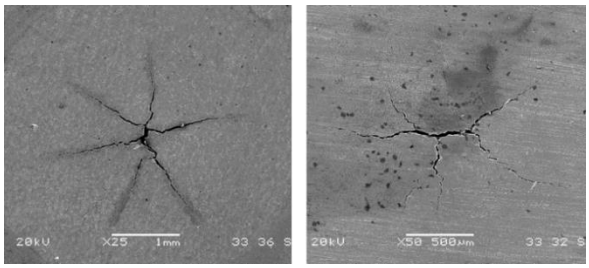
3.4. Curvas S_{PT}-N

En la Figura 6 se recogen los registros de la variación de la flexibilidad de las probetas 1 y 2 (P_{max} = 80%P_y) a lo largo del ensayo. Cuando el ensayo no se detiene hasta que se alcanza el millón de ciclos (probeta 1) se observa cómo, tras un corto periodo inicial, la flexibilidad crece linealmente hasta que, llegado un momento, alcanza un valor constante para el que se estabiliza. El análisis de la superficie de la probeta 1 una vez finalizado el ensayo (Figura 7.a), indica la presencia de un daño en forma de estrella cuyas puntas casi alcanzan el contorno empotrado de la probeta. En base a esta observación, el ensayo de la probeta 2 se detuvo en la zona en la que la flexibilidad aún estaba creciendo (Figura 6.a: puntos rojos), constatando, que ya en ese momento existía daño, si bien su tamaño era mucho más pequeño (Figura 7.b). El resto de las probetas ensayadas mostraron un comportamiento similar al descrito (Figura 6.b. probeta 8), hasta que se llega a las ensayadas a un nivel de carga (P_{max} = 47.5%P_y) en el que la flexibilidad, tras una pequeña variación inicial, se mantenía constante, y tras alcanzarse los 5 millones de ciclos, no se observaba daño alguno en la superficie sometida a tracción (probetas 9 y 11). Ese nivel de carga se tomó como límite de fatiga del material bajo este tipo de ensayo, S_{f_SPT}.



a) b)

Figura 6. Flexibilidad de las probetas en el curso de los ensayos de fatiga-SPT, a) probetas 1,2, b) probeta 8



a) b)

Figura 7. Daño por fatiga-SPT en las probetas 1(a) y 2(b)

En función de lo observado en la campaña experimental, se decidió tomar la variación de la flexibilidad, o lo que es lo mismo, el incremento del desplazamiento del punzón (Δd) como el parámetro representativo del daño por fatiga. Así, en la Figura 8 se recoge, para cada nivel de tensión máxima utilizado, el número de ciclos necesarios para que el desplazamiento del punzón se vaya incrementando en Δd = 0.01, 0.02, 0.03 y 0.1mm.

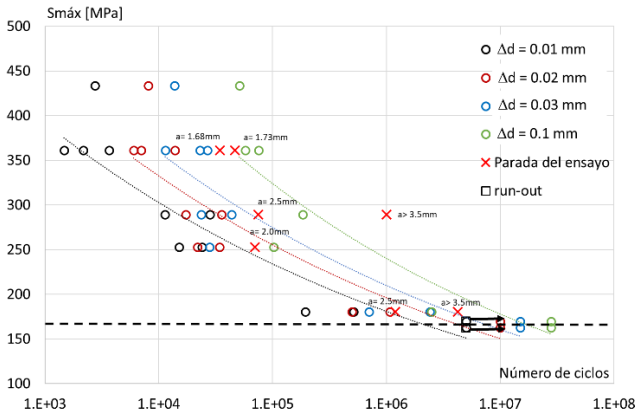
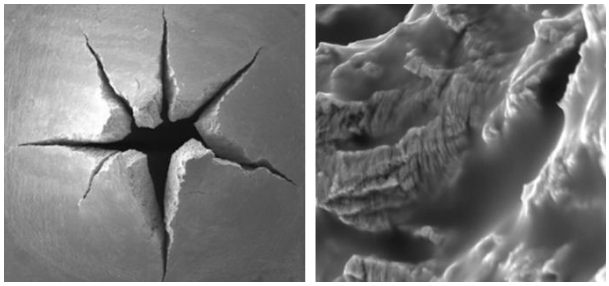


Figura 8. Curva S_{PT}-N obtenidas en los ensayos fatiga-SPT para distintos incrementos de desplazamiento

Ajustando los puntos correspondientes a cada uno de dichos incrementos, obtendríamos una serie de curvas S_{PT}-N que podríamos asimilar a un cierto tamaño de grieta o a un cierto daño. Así, teniendo en cuenta que las probetas que no mostraron daño habían sufrido un incremento de desplazamiento máximo Δd = 0.01 mm (curva negra a trazos), este valor se podría tomar como el correspondiente al inicio del daño o a una probabilidad de fallo igual a cero, y el resto de las curvas estarían asociadas a ciertos niveles de daño concretos. Así, y a falta de un mayor trabajo experimental, en la Figura 8 también se han representado los puntos correspondientes al final de algunos de los ensayos, en los que se ha medido la longitud total del daño generado por fatiga mediante microscopía electrónica de barrido. Como puede observarse, todos los puntos (señalados con símbolo en forma de cruz) se encuentran dentro de la zona en la que se establece que el daño está creciendo, es decir, para incrementos de desplazamiento mayores de 0.01 mm.

En la Figura 8 también se recogen los datos de las probetas ensayadas a cargas más altas que P_y. En estos casos, al haber aplicado tensiones superiores al límite

elástico del material, el daño generado muestra ya una elevada deformación plástica, como se muestra en la Figura 9.a). En estas probetas también fue posible analizar el micromecanismo de fallo asociado a la fatiga, que, como puede verse en la Figura 9.b), muestra las características estrías producidas por un daño creciente ciclo a ciclo.



a) b)

Figura 9. a) Superficie de rotura de la probeta 13; b) estrías típicas del daño por fatiga

4. DISCUSIÓN DE RESULTADOS

Una vez analizado el comportamiento del material ante los dos tipos de solicitación a fatiga evaluados, la comparación de las curvas S-N correspondientes a cada tipo de ensayo permite evaluar el efecto de la utilización de uno u otro ensayo en el comportamiento exhibido por el acero estructural S355.

En la Figura 10 se muestran los puntos correspondientes a ensayos finalizados bajo ambos tipos de solicitación, junto con las curvas iso-Δd de los ensayos de fatiga-SPT. Como puede observarse, los puntos que indican el fallo en fatiga rotativa (representados por rombos) se encuentran en la zona en la que también se había detectado daño en los ensayos fatiga-SPT, por lo que podría considerarse que las curvas *S-N* obtenidas mediante los dos tipos de ensayo serían equivalentes. Dado que, además, la curva *S-N* obtenida por fatiga rotativa se encuentra entre las curvas S_{PT}-*N* correspondientes a incrementos de desplazamiento entre 0.02 mm y 0.03 mm, podría establecerse como criterio de fallo en el SPT el punto en el que se alcanza un incremento de desplazamiento Δd = 0.02 mm de tal manera que se asegura estar del lado de la seguridad.

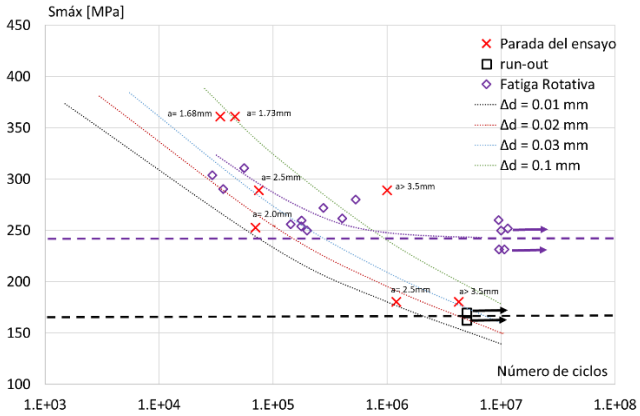


Figura 10. Curva S-N de los ensayos de fatiga rotativa y de fatiga-SPT

En lo referente al límite de fatiga, se ve que el valor obtenido en el ensayo de fatiga-SPT, $S_{f_SPT} \cong 0.475\sigma_{ys}$ =183 MPa, es menor que el de fatiga rotativa, $S_f = 0.65\sigma_{ys}$ = 250 MPa). Esta diferencia se debe al uso de metodologías de ensayo diferentes, con diferentes valores de las variables influyentes en la fatiga.

Así, el primer efecto a tener en cuenta es el de tensión media, que es igual a cero en los ensayos de fatiga rotativa pero mayor de cero en los ensayos SPT (R = 0.1). Así, el límite de fatiga del ensayo SPT debería ser corregido calculando el equivalente para una tensión media igual a cero, $S^0_{f_SPT}$, utilizando una expresión adecuada, como la de Gerber (ecuación 4):

$$S^0_{f_SPT} = \frac{S_{f_SPT}}{1-\left(\frac{S_m}{S_{ut}}\right)^2} = 189 \text{ MPa} \qquad (4)$$

siendo S_{f_SPT} = 183 MPa, S_m = 82 MPa y S_{ut} = 472 MPa. Como puede observarse, el efecto de la tensión media es bastante pequeño y prácticamente podría despreciarse.

Así, la diferencia que aún existe entre los límites de fatiga de uno u otro ensayo se debería al efecto de otros factores como los que se recogían en la ecuación (1). En este caso, debido a las características de ambos ensayos y al procedimiento experimental seguido, los parámetros a considerar son el del tamaño de la probeta, K_b, y el que tiene en cuenta la diferencia en la distribución de tensiones en ambos ensayos, K_c.

Dado que la superficie de las probetas SPT es menor que las de fatiga rotativa, el coeficiente K_b debe considerarse mayor que 1, por lo que el factor que realmente jugará un papel clave para que el límite de fatiga en los ensayos SPT sea menor que el de fatiga rotativa será K_c.

Para comprender mejor el efecto de dicho parámetro es necesario comparar las tensiones de tracción máximas soportadas por las probetas de flexión rotativa (flexión en 4 puntos) con las tensiones de tracción soportadas por las probetas SPT para un determinado valor de tensión aplicado. Así, por ejemplo, en flexión rotativa, cuando se aplica un determinado valor de tensión (S_f por ejemplo), ese valor únicamente se alcanza en la superficie de la probeta, mientras que el resto del material soporta tensiones mucho menores.

En cuanto al ensayo SPT, la distribución de tensiones no es tan obvia, y el análisis de estas se deberá realizar haciendo uso de modelos numéricos. Para ello se ha utilizado un modelo de elementos finitos desarrollado por el grupo de investigación utilizando el programa comercial Abaqus. Este modelo permite analizar las tensiones generadas en distintos puntos de una probeta SPT en función de la carga aplicada por el punzón [9].

Así, las Figuras 11 y 12 muestran la distribución de tensiones en la sección de la probeta SPT cuando la carga aplicada es igual a P_y y a $0.475P_y$ respectivamente. Dado el carácter biaxial de la distribución de tensiones únicamente se ha representado la componente S_{11} (dirección radial).

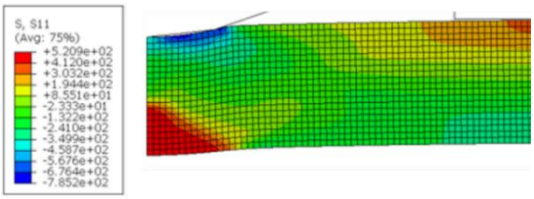


Figura 11. Distribución de tensiones en las probetas SPT cuando se alcanza la carga P_y

Como puede observarse en la Figura 11, cuando la carga aplicada es igual a P_y, las tensiones soportadas por un volumen considerable de la probeta ya han superado el límite elástico del acero (390 MPa). Pero incluso cuando la carga aplicada es la correspondiente al límite de fatiga ($0.475P_y$), Figura 12, hay un cierto volumen de probeta en el que las tensiones también superan ligeramente el límite elástico del material.

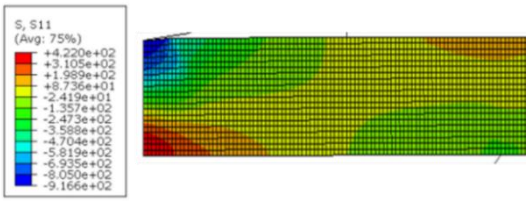


Figura 12. Distribución de tensiones en las probetas SPT cuando se alcanza una carga $0.475P_y$

De hecho, no es hasta un valor de carga igual al 18% de P_y (Figura 13), que no se alcanza en ningún punto de la probeta tensiones superiores al límite elástico del material.

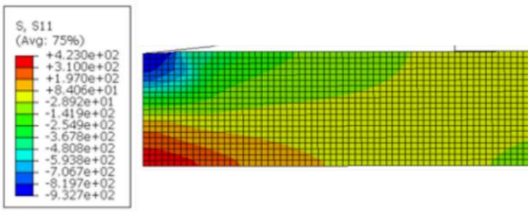


Figura 13. Distribución de tensiones en las probetas SPT cuando se alcanza una carga $0.18P_y$

A la vista de todo lo anterior, si siempre se utilizan probetas SPT del mismo espesor (t = 0.5 mm) y el dispositivo correspondiente (punzón de diámetro 2.5 mm y agujero de matriz de 4 mm), podríamos considerar el efecto conjunto del tamaño de la probeta y de la distribución de tensiones a través de un único coeficiente que denominaremos, k_{SPT}, y que en el caso de que se utilice el límite de fatiga de flexión rotativa como referencia, tendrá el siguiente valor:

$$k_{SPT} = k_b k_c = \frac{S^0_{f_SPT}}{S_f} = \frac{189}{250} \cong 0.755 \qquad (5)$$

CONCLUSIONES

1. Se ha caracterizado a fatiga por flexión rotativa el acero estructural S355, obteniendo la curva tensión-vida que se ajusta a una ley de Basquin de parámetros σ'_f = 386 MPa y b = -0.029, y un límite de fatiga del 65% del límite elástico del acero.
2. Se ha puesto a punto una metodología experimental que ha permitido la caracterización a fatiga-SPT del acero S355, obteniéndose las curvas S_{PT}-N de iso-daño, y el valor del límite de fatiga-SPT en un valor aproximado del 47.5% del límite elástico del material
3. En los ensayos de fatiga-SPT el daño se inicia siempre en la zona central de la cara sometida a tracción, ramificándose posteriormente hasta tomar una forma de estrella cuyas puntas crecen hacia el contorno, deteniéndose cuando se aproximan a la zona que se encuentra empotrada.
4. Se ha obtenido una buena correlación entre las curvas S-N de ambos tipos de ensayo, y se ha propuesto un coeficiente de correlación, k_{SPT}, que relaciona los límites de fatiga de flexión rotativa (S_f) y SPT (S_{f_SPT}) teniendo en cuenta la influencia conjunta de las diferencias entre los tamaños de las probetas y entre las distribuciones de tensión en uno u otro caso.
5. Con todo ello, y a falta de un mayor número de ensayos que permita realizar esta afirmación para otros tipos de acero, en este trabajo se ha logrado demostrar la aplicabilidad del ensayo SPT en la caracterización a fatiga del acero estructural S355.

AGRADECIMIENTOS

Al Principado de Asturias por la financiación recibida a través de las ayudas AYUD-2021-50985 y AYUD-2021-57532. A los Servicios Científico-Técnicos de la Universidad de Oviedo por el uso del MEB JEOL - JSM5600.

REFERENCIAS

[1] "UNE-EN ISO 3928_Probetas para ensayos de fatiga".

[2] C. Rodríguez et al. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 86 (2016) 109–116.

[3] "UNE-EN 10371_Método de ensayo miniatura de punzonado," 2022.

[4] N. E. Dowling, *Mechanical Behavior of Materials.*

[5] "UNE-EN ISO 6892-1_Ensayo de tracción".

[6] T. E. García, C. Rodríguez, F. J. Belzunce, and C. Suárez, *J Alloys Compd*, 582 (2014) 708-717

[7] G. Álvarez, et al. *Int J Hydrogen Energy*, 44, 29 (2019) 15634–15643.

[8] "ISO 1143_Metallic materials - Rotating bar bending fatigue testing," 2010.

[9] I. Peñuelas, C. Rodríguez, F. J. Belzunce, and C. Betegón, "Analytical and experimental determination of the fracture toughness by means of small punch test specimens notched with a femtolaser," 2017.

ESTUDIO DEL DAÑO POR FATIGA SOBRE ESTRUCTURAS OFF-SHORE EN AMBIENTES SEVEROS

M.Palacios[1], H. Perez[1], A. Liébana[1], L. Menendez[1], P. Garcia[1], L.Fdez[1*]

[1] FUNDACIÓN IDONIAL

Parque científico tecnológico de Gijón, Zona INTRA. Avda. Jardín Botánico, 1345 33203 Gijón, Asturias.

[*] Persona de contacto: Lorena.fernandez@idonial.com

RESUMEN

La fatiga por corrosión es la degradación mecánica de un material bajo la acción conjunta de la corrosión y la carga cíclica. Si bien hay numerosos estudios donde en condiciones de laboratorio se someten probetas a un deterioro corrosivo en cámaras de niebla salina y posteriormente se someten a ensayos de fatiga, el mecanismo de fallo combinado fatiga-corrosión (que es el que realmente se produce en condiciones offshore) es mucho más peligroso y aún no se ha estudiado en profundidad.

Este trabajo tiene por objetivo la realización de experimentos representativos en laboratorio, que simulan las condiciones reales de fatiga por corrosión de una estructura offshore.

Las pruebas de laboratorio se realizaron a frecuencias más altas que las de las acciones de las olas y el viento. Sin embargo, debido a que la frecuencia de ensayo es un parámetro influyente en la degradación del material cuando éste se encuentra sometido al efecto combinado de la fatiga-corrosión, se debe compensar el efecto de una frecuencia de fatiga más elevada por medio de una aceleración de la corrosión variando otros parámetros influyentes como son la temperatura y concentración de oxígeno en el medio salino que simula el agua de mar.

El efecto de la variación de estos parámetros se analizará a través del estudio de curvas de fatiga S-N (Tensión vs. Número de ciclos) y curvas de determinación de la velocidad del crecimiento de grietas por fatiga (Ley de Paris).

PALABRAS CLAVE: Fractura, Fatiga, Integridad.

1. INTRODUCCIÓN

Los aceros modernos de alta resistencia no están incluidos todavía en los códigos de diseño y, por tanto, los diseños de las estructuras offshore son a menudo demasiado conservadores, lo que resulta económicamente desfavorable.

Lo que se pretende con este proyecto es alcanzar una mejor comprensión del efecto combinado de la fatiga y la corrosión sobre los metales, a fin de ampliar los códigos de diseño y poder construir estructuras offshore más económicas.

Por tanto uno de los objetivos principales es investigar diferentes metodologías para acelerar el ensayo de fatiga por corrosión (representativo de condiciones offshore), y optimizar diferentes técnicas de instrumentación con este fin. Con este objetivo se realizaron experimentos representativos en laboratorio, que simularon las condiciones reales de fatiga por corrosión de una estructura offshore en servicio.

El efecto de la variación de estos parámetros se estudió a través del estudio de curvas de fatiga S-N (Tensión vs. Número de ciclos) y curvas de determinación de la velocidad del crecimiento de grietas por fatiga (Ley de Paris).

Además se probaron diferentes técnicas de monitorización de crecimiento de grietas dentro de la cámara que tendrá que diseñarse para tales efectos.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.1. Diseño y fabricación del prototipo experimental de la unidad de corrosión acelerada

Para poder simular las condiciones de ensayo en ambiente de agua de mar, se fabricó un equipo mediante el cual se tratan de simular las condiciones reales de servicio de la manera más fiel posible.

Este equipo consiste en una cámara de metacrilato (ver Figura 1) a la que se le suministra agua desde un tanque (ver Figura 1). El agua del tanque se prepara acorde a la norma ASTM D1141-98 [1].

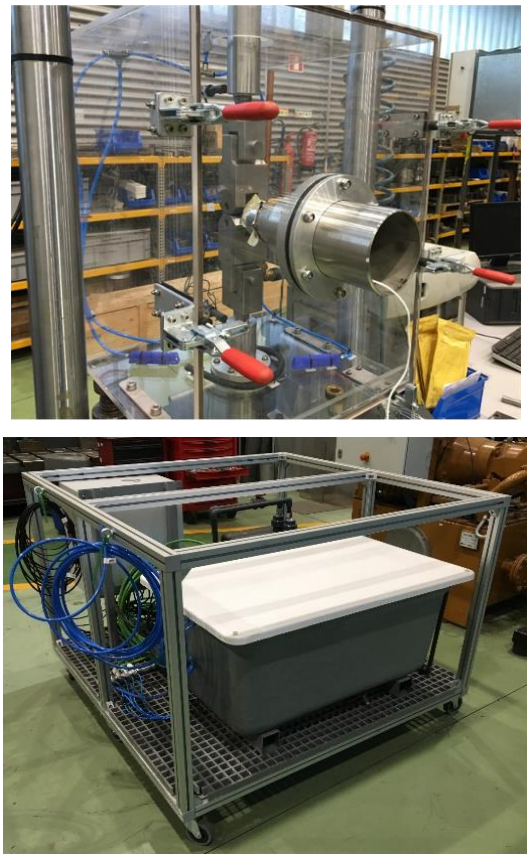


Figura 1. Equipo empleado en la realización de los ensayos en ambiente corrosivo.

Los principales parámetros a controlar son la temperatura y el contenido de oxígeno. Para ello, se colocaron una sonda de temperatura y un difusor de aire dentro del tanque. Además, tanto la temperatura, como el oxígeno disuelto en el agua, como el nivel de pH se miden en continuo dentro de la propia cámara de ensayo, con el objetivo de que las condiciones que se generan dentro del tanque de almacenamiento se reproduzcan posteriormente en el interior de la cámara de ensayo.

2.2. Ejecución de ensayos

Uno de los principales problemas que surgieron fue la dificultad de emplear un extensómetro en este tipo de ensayos, al encontrarse la probeta totalmente sumergida.

Por lo tanto, en primer lugar se llevó a cabo una puesta a punto de un método alternativo para la medición del crecimiento de grieta durante el ensayo, basado en el empleo de una galga extensométrica colocada en el reverso de la probeta, la cual se puede proteger de la presencia de agua en el interior de la cámara y permite ensayar con total normalidad.
De este modo, se comparó el método clásico de medida de crecimiento de grieta mediante el uso de un extensómetro COD (crack opening displacement) con el método no tan utilizado de medida mediante galgas extensométricas.

Posteriormente, se llevaron a cabo los ensayos de caracterización tanto de fatiga como de crecimiento de grieta. Ambos ensayos se realizaron en base a las normas ASTM E399 [2] e ISO 12108 [3] respectivamente.
En los dos tipos diferentes de caracterización se compararon los resultados obtenidos en condiciones de ambiente con otros ensayos realizados bajo diferentes parámetros de corrosión-fatiga.
En el caso de los ensayos de fatiga se utilizaron probetas de sección cilíndrica de cabeza lisa o roscada (en el caso de los ensayos offshore).
Para la determinación del crecimiento de grietas por fatiga se emplearon probetas compactas normalizadas C(T).
En la siguiente figura se pueden ver las probetas empleadas en los ensayos.

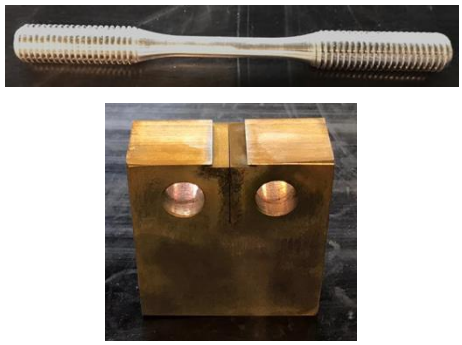


Figura 2. Probetas para los ensayos de fatiga y crecimiento de grieta.

3. ANÁLISIS DE RESULTADOS

3.1. Método de medida por galgas extensométricas

Para la implementación de este método, se siguieron las instrucciones establecidas por la norma de crecimientos de grieta (ASTM E647-15: “Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates” [4]).

En primer lugar, se procedió a colocar galgas extensométricas en dos probetas, acorde a las instrucciones marcadas por la norma.

Las galgas empleadas son galgas uniaxiales de 1.5mm de longitud de rejilla y 150 ohm. Modelo 1-LY11-1.5/350 de la compañía HBM. Dichas galgas van pegadas con cianometacrilato y protegidas con recubrimiento de base de silicona para soportar la inmersión en la cámara de ensayos. De acuerdo con la norma, las galgas a emplear deben cumplir la condición de que su longitud “l”, con respecto al ancho “W”, debe cumplir la relación de $0 \leq l/W \leq 0.05$.

Para la puesta a punto del método se realizaron dos ensayos de crecimiento de grietas, en los que además de las galgas, se colocó un extensómetro convencional con el objetivo de hacer una comparativa entre los valores obtenidos por ambos métodos. Para ello, con el equipo de registro de medidas de las galgas, se fueron tomando

medidas cada 200 ciclos en los picos máximos de deformación, con el objetivo de transformar esos valores de deformación obtenidos (ε) en valores de longitud de grieta a través de las fórmulas definidas por la norma. Mientras tanto, las medidas tomadas con el extensómetro se fueron procesando automáticamente con el software de ensayo convencional.

De acuerdo a la norma de crecimiento de grieta anteriormente mencionada, la fórmula (1) empleada para el cálculo de la longitud de grieta, para el caso de probetas C(T) empleadas, es la siguiente:

$$U=1/[A1/2+1]$$

$$A=ЄEBW/P$$

$$a/W= N0+ N1U+ N2U + N3U + N4U + N5U \quad (1)$$

En la figura 3 se muestra una gráfica en la que se representa la evolución del crecimiento de la grieta (en mm) con respecto a la medida arrojada por la galga extensómetrica (deformación).

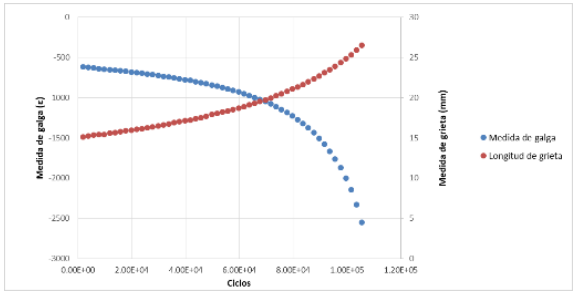


Figura 3. Evolución de la longitud de grieta y la medida de la galga con respecto al número de ciclos de ensayo.

Más interesante aún resulta la figura 4, en la que se puede observar una comparativa entre la medida de grieta obtenida por la galga extensométrica y mediante un extensómetro COD.

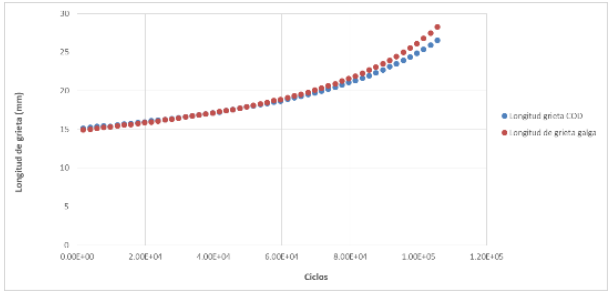


Figura 4. Evolución de la longitud de grieta medida mediante galga extensométrica y mediante extensómetro COD.

En esta gráfica se puede observar que las medidas obtenidas por ambos métodos son muy similares, especialmente cuando el tamaño de grieta es pequeño, produciéndose una ligera desviación en las zonas finales de crecimiento de grieta.

No obstante, la similitud entre ambos métodos es muy grande, lo cual demuestra la gran precisión de medida de las galgas extensométricas.

Una vez comprobado que, efectivamente, las galgas arrojan unas medidas suficientemente precisas, se procedió a definir la curva de crecimiento de grieta (Ley de Paris).

A continuación, en la figura 5 se puede ver las gráficas comparativas obtenidas en los ensayos realizados.

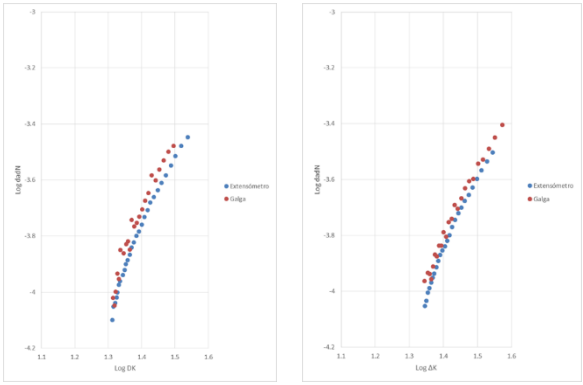


Figura 5. Comparativa de la curva dadN (velocidad del crecimiento de grietas) entre las probetas ensayadas (K1-CG y K2-CG). En azul se representa la curva obtenida mediante un extensómetro COD, y en rojo la obtenida mediante galgas extensométricas.

Se observa una enorme similitud entre los dos métodos, siendo los resultados obtenidos mediante galgas extensométricas ligeramente más conservadores que los obtenidos mediante el extensómetro COD.

3.2. Ensayos de fatiga

Los ensayos de fatiga se realizaron en la máquina servohidráulica de 100kN de capacidad de carga, con una relación de cargas de R=0.1 y una frecuencia de 10 Hz.Los ensayos se realizaron a frecuencias mucho más elevadas que las generadas por las olas y el viento. Por tanto, se necesita que el efecto de la corrosión sobre el material se acelere de la misma manera.
Tras revisión bibliográfica se encontró que añadiendo aire y alta temperatura al agua de mar sintético se podría alcanzar un factor de aceleración de la corrosión de 17. Las frecuencias de las olas y el viento suelen estar entre 0.1-2 Hz, por tanto, realizando los ensayos a 10 Hz se está aplicando un factor de entre 5 y 10.
Los ensayos de corrosión-fatiga se realizaron a alta temperatura (45ºC). No se emplearon temperaturas superiores para evitar daños a los sensores, y la degradación de la propia cámara acrílica. Posteriormente se añadió oxígeno con el fin de acelerar el factor de corrosión y analizar la respuesta obtenida en el comportamiento de las probetas.

Se realizaron múltiples ensayos, en concreto se han determinado 3 curvas de corrosión-fatiga utilizando 30 probetas por curva y 3 ensayos de velocidad de crecimiento de grietas.

Las curvas S-N se basan en la vida a fatiga media o en una probabilidad de fallo dada. La generación de la curva S-N de un material requiere muchos ensayos para que de una forma estadística variar las tensiones alternas, las tensiones medias (o ratio de tensión) y contar el número de ciclos. Para caracterizar el material se toma un conjunto de probetas y se las somete a solicitaciones variables con diferentes niveles de tensión, contándose el número de ciclos que resiste hasta la rotura. Debido a la elevada dispersión estadística propia de la fatiga los resultados se agrupan en una banda de roturas. Una parte de esta dispersión puede atribuirse a errores del ensayo, pero es una propiedad del fenómeno físico lo que obliga a realizar un gran número de ensayos. Por tanto, caracterizar un material a fatiga supone un coste muy importante.

Si en condiciones de aire a temperatura ambiente se realizan al menos tres ensayos por nivel de carga, en condiciones mucho más severas (medio salino a 45ºC) la dispersión de resultados aumenta, por lo que se han tenido que ensayar de 6 a 7 probetas por nivel de carga, para obtener valores representativos del comportamiento del material.

Cabe destacar que si bien en condiciones de temperatura ambiente se alcanza el run out (límite de vida infinita a fatiga) en 5 millones de ciclos, se ha observado que en condiciones de corrosión-fatiga no se puede determinar este límite, ya que, aunque se fue disminuyendo el rango de tensión en sucesivos ensayos, en ningún momento se alcanzaron los 5 millones de ciclos (las probetas siempre rompieron antes), influye claramente que el medio corrosivo también corroe el interior de la grieta produciendo nuevos concentradores de tensión.

En la figura 6 se muestra un resumen comparativo entre los ensayos realizados a 45ºC (valor medio de tres curvas realizadas) y a temperatura ambiente.

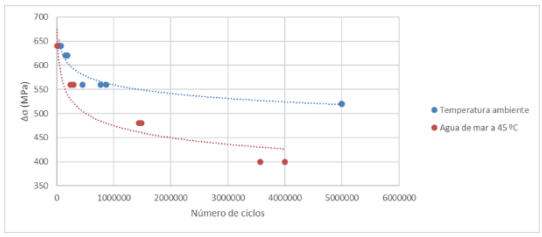


Figura 6. Comparativa de las curvas S-N, obtenidas a temperatura ambiente y en un medio salino a 45ºC.

3.3. Ensayos de crecimientos de grieta

En lo que respecta a los ensayos de mecánica de la fractura se determinan la Ley de Paris. Esta curva se define a través del ratio de velocidad de crecimiento de grietas (da/dN) en función del rango de intensidad de tensiones (ΔK).

En este caso, se compararon los resultados obtenidos con las curvas a temperatura ambiente y los resultados con las diferentes formas de medida implementadas (punto 3.1). Al igual que en fatiga, los ensayos no replican de una forma tan homogénea como los realizados a temperatura media, por lo que la curva (véase figura 7 y 8) que se muestra en cada gráfica es el resultado medio de tres curvas.

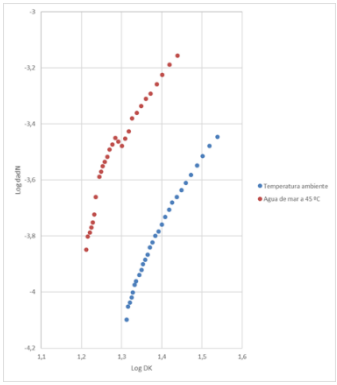


Figura 7. Comparativa de la velocidad de crecimiento de grietas a temperatura ambiente y en un medio salino a 45ºC. Probeta K1-CG. Medidas realizadas con extensómetro COD.

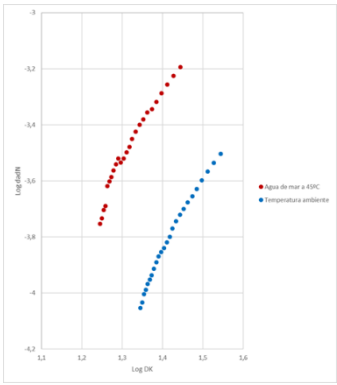


Figura 8. Comparativa de la velocidad de crecimiento de grietas a temperatura ambiente y en un medio salino a 45ºC. Probeta K2-CG. Medidas realizadas con extensómetro COD.

4. CONCLUSIONES

Con los resultados obtenidos se concluye la validez del empleo de diferentes métodos de medida de grieta para la realización de los ensayos de crecimiento de grieta.

En cuanto a este tipo de ensayos de mecánica de la fractura, se observó un gran impacto del ambiente corrosivo en los resultados obtenidos, dando lugar a unas velocidades de crecimiento de grietas significativamente más altas.

Para los ensayos de fatiga, destacar que además de la reducción en el número de ciclos soportado, no es posible determinar un límite de vida a fatiga (run-out). Este es un aspecto que merece ser estudiado más en profundidad.

5. AGRADECIMIENTOS

Los autores quieren agradecer al Gobierno de Principado de Asturias por la subvención otorgada en el marco de la convocatoria "Programa Asturias de Ayudas Económicas a Centros Tecnológicos en el Principado de Asturias durante el período 2018-2020" para la realización de este trabajo, expediente IDI/2018/000052. Asimismo agradecer la colaboración de todo el personal de la Fundación IDONIAL que ha contribuido en la realización del mismo.

REFERENCIAS

[1] ASTM D1141-98 Standard Practice for Preparation of Substitute Ocean Water.

[2] ASTM E399 Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness.

[3] ISO 12108 Fatigue Crack Growth Method

[4] ASTM E647 Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates.