



Revista Española de **MECÁNICA DE LA FRACTURA**

**Volumen 3
Junio 2022**

ISSN: 2792-4246

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

Fotografía titulada "*Harry Potter*", autor Guillermo Álvarez Díaz de la Universidad de Oviedo. 1er premio del concurso de Fotografía Científica organizado por el Grupo Español de Fractura en la edición del año 2022 correspondiente al congreso hispano-luso 5th Iberian Conference on Structural Integrity celebrado en Coimbra (Portugal) el 30 y 31 de marzo y 1 de abril de 2022.

Esta edición de la REVISTA ESPAÑOLA DE MECÁNICA DE LA FRACTURA contiene los textos de las comunicaciones presentadas la 5th Iberian Conference on Structural Integrity que corresponde con el 38 Congreso del Grupo Español de Fractura GEF2022 celebrado en Coimbra, Portugal del 30 de marzo al 1 de abril de 2022. Todos los textos de dichas ponencias se encuentran publicados en los volúmenes 3 y 4 de la dicha 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)
Jesús Manuel ALEGRE CALDERÓN
Carlos NAVARRO PINTADO
Cristina RODRIGUEZ GONZÁLEZ
Gonzalo RUIZ LÓPEZ
Orlando SANTANA PÉREZ

Revista Española de
MECÁNICA DE LA FRACTURA
Volumen 3 –Junio 2022
ISSN: 2792-4246
Editado por la Sociedad Española de
Integridad Estructural - Grupo Español
de Fractura SEIE-GEF

PRESENTACIÓN

Las actas de esta *Revista Española de Mecánica de la Fractura*, se edita por segundo año consecutivo en los volúmenes 3 y 4, corresponde a la recopilación de los trabajos escritos del congreso anual de la *Sociedad Española de Integridad Estructural del Grupo Español de Fractura*, en su edición número 38, y celebrada en Coimbra, Portugal, del 30 de marzo al 1 de abril de 2022. Este congreso se ha denominado *5th Iberian Conference on Structural Integrity*.

Ha pasado mucho tiempo desde que, en 1984 en Sigüenza, se celebró la primera edición, promovida por Manuel Elices y Manuel Fuentes. Ellos fueron los padres de lo que ahora conocemos. En los primeros años se celebraron reuniones anuales, entre universidades y centros de investigación en forma de congresos. Precisamente quiero dedicar unas palabras de homenaje a Manuel Fuentes, pues tristemente nos ha dejado este año en febrero. Licenciado en Ciencias Físicas por la Complutense de Madrid, y doctorado en la Universidad de Sheffield (Inglaterra) en 1971 y posteriormente en la Universidad Complutense de Madrid en 1978. Fue él hace cuarenta años, con gran visión de futuro, quien junto con José María Bastero fundaron el CEIT como centro asociado a la Escuela de Ingenieros de la Universidad de Navarra. Y como he mencionado previamente, padre del Grupo Español de Fractura. Desde aquí le estaremos siempre agradecidos.

En 2006, el Grupo Español de Fractura se constituyó en sociedad, fundándose la Sociedad Española de Integridad Estructural SEIE-GEF, y continuando la labor de realizar congresos anuales en su temática. Estas reuniones anuales de la sociedad, en algunos años no solo fueron españolas, sino que incluso varias se hicieron hispano-lusas con la participación de nuestros homónimos portugueses. Esta es una de ellas, en particular la cuarta vez que se realiza una conferencia conjunta entre los dos países hermanos en territorio portugués. Estas han sido los congresos de Braga (1978), Luso (1996) y Porto (2010) y el presente en Coimbra (2022).

La organización del presente congreso, *5th Iberian Conference on Structural Integrity*, ha corrido a cabo de Luis Filipe Borrego, ayudado por José Martins Ferreira. Quiero destacar su gran labor y empuje, pues esta organización no ha sido solo el trabajo de un evento anual. Luis Filipe se ofreció en 2019 a encargarse del siguiente evento anual, y por ello se le asignó la organización del congreso anual para el caprichoso año 2020, comenzando a trabajar en ello entonces. Como todos sabéis, unas semanas antes de su comienzo tuvo que ser suspendido por la pandemia de COVID-19, y se pospuso para el año 2021. Un año más tarde, debido a la persistencia de la situación, ese año también tuvo que ser cancelado. Y finalmente pudimos celebrarlo de forma presencial en 2022.

Él siempre tuvo empuje y persistencia y finalmente su trabajo fue un éxito que culminó en la primavera de 2022 con el congreso hispano-luso de Coimbra (2022). Podría decirse que sin duda ha sido la organización más larga de todos nuestros congresos anuales, pues esta ha sido una tarea de persistencia en condiciones muy difíciles durante tres largos años. Este congreso celebrado en Portugal ha sido la primera reunión presencial que hemos podido celebrar después de la pandemia. Debido a la situación había muchas dudas de la posible acogida y participación. Sin embargo, ha sido un éxito. En la presente revista se recogen los 73 trabajos escritos que se han enviado, distribuidos en dos volúmenes de la presente revista, números 3 y 4 del año 2022.

Quiero destacar también el enorme trabajo y empuje de la junta directiva de la sociedad. La dedicación durante muchos días, horas interminables, reuniones antes presenciales y virtuales. Quiero mencionar en especial a Alicia Salazar, Cristina Rodríguez, Jesús Manuel Alegre, Eugenio Giner, Carlos Navarro Pintado, Orlando Santana, y Luis Távara, por vuestro trabajo y dedicación a esta sociedad, sin quienes estas reuniones y publicaciones no serían posibles. En especial, quiero hacer mención especial a Eugenio Giner, 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 Gonzalo Ruiz, que siempre ha demostrado un fuerte compromiso con esta sociedad. También quiero hacer mención especial a María LLuisa MasPOCH, que por su reconocimiento y dedicación durante muchos años a la Mecánica de la Fractura y por su dedicación a la sociedad, ha recibido la Medalla de Fractura que se otorga anualmente.

Finalmente quiero concluir animándoos a seguir trabajando como hasta ahora, a seguir empujando con esta sociedad, continuando la tradición de celebrar un congreso anual que además de reuniones científicas constituyan una gran reunión de amigos.

Francisco Gálvez

Presidente de la Sociedad Española de Integridad Estructural SEIE-GEF

ÍNDICE (Volumen 3)

TÉCNICAS EXPERIMENTALES	1
<i>EXPERIMENTAL EVALUATION OF PLASTIC WAKE ON GROWING FATIGUE CRACKS FROM THE ANALYSIS OF RESIDUAL DISPLACEMENT FIELDS</i> J.M. Vasco-Olmo, A. Camacho-Reyes, F.A. Díaz, F.V. Antunes, M.N. James	3
<i>EFFECTIVE STRESS INTENSITY FACTOR EVALUATION USING THERMOELASTIC STRESS ANALYSIS AND DIGITAL IMAGE CORRELATION</i> A. Camacho-Reyes, J.M. Vasco-Olmo, E. López-Alba, L.A. Felipe-Sesé, A.J. Molina-Viedma, J.A. Almazán-Lázaro, F.A. Díaz	9
<i>FRAGILIZACIÓN POR HIDRÓGENO MEDIANTE ENSAYOS SPT REALIZADOS IN-SITU</i> G. Álvarez, V. Arniella, F.J. Belzunce, C. Rodríguez.....	15
<i>CCC SPECIMEN: A NOVEL SPECIMEN FOR FCG STUDIES UNDER PLANE STRAIN CONDITIONS</i> F.V. Antunes, A. Camacho-Reyes, E.R. Sérgio, J.M. Vasco-Olmo, F.A. Díaz, D.M. Neto	21
<i>APPLICABILITY OF A MODIFIED RING HOOP TENSION TEST TO THE DETERMINATION OF MECHANICAL PROPERTIES OF TUBES AND PIPES.</i> P.M. Bravo Díez, J. Calaf-Chica, M. Preciado Calzada, D. Curto Cardenas	27
<i>DIFERENTES MÉTODOS DE IMPRESIÓN 3D Y RESISTENCIA A LA FRACTURA EN MUESTRAS DE COMPUESTOS DCB, INCLUYENDO INTERFACES ESTRUCTURADAS.</i> M.T. Aranda, I.G. García, J. Reinoso	33
<i>METHODOLOGIES FOR THE DETERMINATION OF THE THRESHOLD STRESS IN AGGRESSIVE ENVIRONMENTS BY SMALL PUNCH TECHNIQUES</i> L. Andrea, B. Arroyo, J.A. Álvarez, F. Gutiérrez-Solana, S. Cicero, R. Lacalle	39
<i>DYNAMIC RESPONSE OF AN ULTRA-HIGH-PERFORMANCE CONCRETE (UHPC)</i> V. Rey-de-Pedraza, R. Sancho, B. Sanz Merino, F. Gálvez.....	45
<i>EFFECTO DE LOS PARÁMETROS DE PRECARGA ELECTROQUÍMICA DE HIDRÓGENO SOBRE LA FRACTURA HIDRÁULICA EN DEPÓSITOS MINIATURA ENTALLADOS.</i> L.B. Peral, A. Díaz, A., V. Arniella, F.J. Belzunce, J.M. Alegre, I.I. Cuesta	51
<i>PAPEL CLAVE DE LAS PSEUDOCOLONIAS PERLÍTICAS EN LA FRACTURA ANISÓTropa DE MUESTRAS ENTALLADAS EN "V" DE ACEROS PERLÍTICOS TREFILADOS</i> J. Toribio, J. Ayaso, R. Rodríguez, I. Balboa.....	57

<i>PAPEL FUNDAMENTAL DE LA TRIAXIALIDAD GENERADA POR DEFECTOS DE TIPO ENTALLA EN LA FRACTURA ANISÓTROPA DE ACEROS PERLÍTICOS TREFILADOS</i>	
J. Toribio, J. Ayaso, R. Rodríguez, I. Balboa.....	63

MÉTODOS ANALÍTICOS Y NUMÉRICOS	69
---------------------------------------	-----------

<i>INFLUENCE OF THE FITTING APPROACH ON THE PARAMETERS CHARACTERISING CRACK TIP FIELDS</i>	
A. Camacho-Reyes*, F.A. Díaz, J.M. Vasco-Olmo, F.V. Antunes.....	71
<i>IMPLEMENTACIÓN DE UN ESQUEMA FFT PARA UN MODELO DE 'PHASE-FIELD FRACTURE': APLICACIÓN A METALES POLICRISTALINOS.</i>	
P. Aranda, G. Zarzoso, J. Segurado.....	77
<i>UN MODELO INTEGRAL PARA DESCRIBIR LA INFLUENCIA DE LA FRECUENCIA DE ENSAYO SOBRE LOS RESULTADOS DE FATIGA</i>	
A. Fernández Canteli, E. Castillo, S. Blasón, G. Khatibi., B. Czerny, M. Zareghomsheh.....	83
<i>UN MODELO GENERAL σ_M-R-N QUE INCLUYE EL EFECTO DE LA RELACIÓN DE TENSIONES</i>	
E. Castillo,A. Fernández Canteli.....	89
<i>A DAMAGE MODEL FOR WIRE DRAWING</i>	
J.R. Páez, A. Dorronsoro, J.M. Martínez-Esnaola, J. Alkorta.....	95
<i>DIFERENTES ENFOQUES PARA LA FRACTURA DÚCTIL BASADOS EN LA METODOLOGÍA PHASE-FIELD: APLICACIÓN A MODELOS DE PLASTICIDAD ASOCIADA Y NO ASOCIADA</i>	
P.Olivares-Rodríguez, A.Quintanas-Corominas, E.Martínez-Pañeda, J.Reinoso, P.Durand.....	101
<i>MODELO FENOMENOLÓGICOPARA EL ANÁLISIS Y PREDICCIÓN DE LA EVOLUCIÓN DE DAÑO EN HORMIGÓN EN MASA Y CON FIBRAS BAJO FATIGA EN COMPRESIÓN</i>	
S. Blasón ¹ , A. Fernández-Canteli, G. Ruiz, E. Poveda, R.C. Yu, E. Castillo.....	107
<i>SIMULACIÓN DE FENÓMENOS DE DAÑO PARA METAMATERIALES</i>	
R.V. Montero-Mayoral, M.A. Sanz, V.F. González-Albuixech.....	113
<i>CONJUNTO DE ECUACIONES PARA EL CALCULO DEL FACTOR DE INTENSIDAD DE TENSIONES EN FISURAS INTERNAS DE BARRAS CILINDRICAS SOMETIDAS A TRACCION</i>	
J.M. Alegre, I.I. Cuesta, A. Díaz.....	119
<i>MODELLING ALPHA CASE FORMATION AND EMBRITTLEMENT FOR TI-6AL-4V PRODUCED BY ADDITIVE MANUFACTURING AND SUBJECTED TO THERMOMECHANICAL POST-PROCESSING</i>	
A. Díaz, I.I. Cuesta, J.M. Alegre.....	125

<i>MODELLING THE FATIGUE CRACK GROWTH USING THE CRACK TIP PLASTIC DEFORMATION</i> D.M. Neto, E.R.Sérgio, F.V. Antunes	131
<i>ON THE EFFECT OF THE INTERFACE RADIUS ON THE ABILITY TO ARREST CRACKS OF CURVED WEAK INTERFACES</i> M.T. Aranda, I.G. García, J. Reinoso	137
<i>ON THE DRIVING FORCE FOR PHASE FIELD FRACTURE MODELLING OF GEOMATERIALS CONSIDERING THE EFFECT OF DILATANCY</i> Y. Navidtehrani; C. Betegón; E. Martínez-Pañeda	143
<i>ANÁLISIS NUMÉRICO BIDIMENSIONAL DEL EFECTO DE CAMPOS DE TENSIONES NO UNIFORMES EN GRIETAS EN MODO MIXTO</i> R. García, D. Camas, F. V. Antunes, B. Moreno, P. Lopez-Crespo, J. Zapatero	149
<i>SIMULATION OF THE FRACTURE BEHAVIOUR OF HIGH-PERFORMANCE STEEL FIBRE REINFORCED CONCRETE</i> A. Enfedaque, M.G. Alberti, J.C. Gálvez, A. Picazo, P. Cabanas	155
<i>ESTUDIO COMPARATIVO DE DOS ENFOQUES DEL CRITERIO ACOPLADO DE LA MECÁNICA DE LA FRACTURA FINITA</i> M. Muñoz-Reja, V. Mantič, L. Távara	161
<i>IMPLEMENTACIÓN COMPUTACIONAL DEL PRINCIPIO DE MÍNIMA ENERGÍA TOTAL SOMETIDO A UNA CONDICIÓN DE TENSIÓN (PMTE-SC) DEL CRITERIO ACOPLADO DE LA MECÁNICA DE LA FRACTURA FINITA APLICADO AL LEBIM</i> M. Muñoz-Reja, V. Mantič, L. Távara	167
<i>NUMERICAL SIMULATION OF WC-Co HARDMETAL WITH MICROPLANE APPROACH AND REALISTIC MESHES</i> P. V. Sousa-Machado, F. Caner, E. Jimenez-Pique, L. Llanes	173
<i>ESTUDIO DE LA DISTRIBUCIÓN DE HIDRÓGENO EN FERRITA MEDIANTE UN MODELO DE TIPO MONTE CARLO CINÉTICO</i> G.Álvarez, J.Sánchez, J.Segurado, Á.Ridruejo	179
SEGURIDAD Y DURABILIDAD DE ESTRUCTURAS	185
<i>MODELIZACIÓN DEL FENÓMENO DE LA CARBONATACIÓN DEL HORMIGÓN EN TÚNELES URBANOS</i> L. López-de Abajo, J.C. Gálvez, M. García Alberti, A. Moragues.....	187
<i>STRUCTURAL ANALYSIS OF A FLOATING PHOTOVOLTAIC PLANT IN THE MARINE ENVIRONMENT</i> R. Claus Gómez, A. Cebada Relea, F. Soto Pérez, Z.A. Hernández Garastacho, M. López.....	193

<i>DIQUES FLOTANTES PORTUARIOS: ANÁLISIS DE LAS CONEXIONES Y SINÉRGICAS CON LA ENERGÍA UNDIMOTRIZ</i>	
A. Cebada-Relea, C. Menéndez, P. Fernández, F. Soto-Pérez, R. Claus, M. Aenlle, M. López.....	199
<i>PROPAGACIÓN DE GRIETAS DE FATIGA DESDE CONCENTRADOR EN ACERO MARAGING BAJO CARGAS DE TIPO BIAXIAL</i>	
A. Sánchez Cruces, P. López Crespo, R. Branco, B. Moreno, L. Borrego	205
FATIGA E INTERACCIÓN CON EL MEDIO AMBIENTE	211
<i>INFLUENCE OF SHOT PEENING ROUGHNESS ON FRETTING FATIGUE</i>	
M. Moreno, D. Erena, J. Vázquez, C. Navarro, J. Domínguez	213
<i>CORROSIÓN BAJO TENSIÓN EN BARRAS ESTRUCTURALES DE ACERO DE ALTA RESISTENCIA CON MICROESTRUCTURA MARTENSÍTICA DE BAJO CARBONO</i>	
P. Santos, M. Iordachescu, A. Valiente, M. de Abreu.....	219
<i>INCEFA-SCALE: INCREASING SAFETY IN NPPS BY COVERING GAPS IN ENVIRONMENTAL FATIGUE ASSESSMENT – FOCUSING ON GAPS BETWEEN LABORATORY DATA AND COMPONENT-SCALE</i>	
S. Arrieta, S. Cicero, K. Mottershead, R. Cicero, A. McLennan, S. Courtin, Z. Que	225
<i>EFFECTO DE LA FRAGILIZACIÓN INDUCIDA POR HIDRÓGENO INTERNO EN LA VELOCIDAD DE CRECIMIENTO DE GRIETA POR FATIGA DE LA ZONA DE GRANO GRUESO EN UNA SOLDADURA DE ACERO 2.25Cr1Mo</i>	
G. Álvarez, A. Zafra, F.J. Belzunce, C. Rodríguez	231
<i>RETROFITTING OF WELDED STRUCTURES BY TIG AND PLASMA DRESSING</i>	
A. Ramalho, F. Antunes, J. Ferreira	237

TÉCNICAS EXPERIMENTALES

EXPERIMENTAL EVALUATION OF PLASTIC WAKE ON GROWING FATIGUE CRACKS FROM THE ANALYSIS OF RESIDUAL DISPLACEMENT FIELDS

J.M. Vasco-Olmo^{1*}, A. Camacho-Reyes¹, F.A. Díaz¹, F.A. Antunes², M.N. James³

¹ Departamento de Ingeniería Mecánica y Minera, Universidad de Jaén
Campus las Lagunillas s/n, 23071. Jaén-España.

² Department of Mechanical Engineering, University of Coimbra
Coimbra-Portugal

³ School of Marine Science & Engineering, University of Plymouth
Drake Circus PL4 8AA. Plymouth-Reino Unido

* José Manuel Vasco Olmo: jvasco@ujaen.es

RESUMEN

Una grieta por fatiga da lugar a una estela de material que previamente se ha deformado de forma plástica. En este trabajo se lleva a cabo la cuantificación experimental del resto o estela plástica generada durante el crecimiento de grieta por fatiga analizando los campos de desplazamientos residuales en las inmediaciones del vértice de la grieta empleando correlación digital de imágenes. Se propone una metodología novedosa basada en la aplicación de un criterio de fluencia empleando el estado sin dañar de la probeta como el estado de referencia en el tratamiento de las imágenes. El resto plástico se ha cuantificado a partir de la diferenciación de los campos de desplazamientos residuales obtenidos para un nivel de carga lo más cerca posible de cero para evitar cualquier movimiento de sólido rígido. La extensión del resto plástico se ha obtenido asumiendo que el límite entre las regiones elástica y plástica ocurre cuando la tensión equivalente es mayor de la tensión de fluencia del material. En vista de los autores, los resultados obtenidos en el presente trabajo pueden contribuir a un mayor entendimiento de los mecanismos que gobiernan la propagación de grieta por fatiga.

PALABRAS CLAVE: Resto plástico, crecimiento de grieta a fatiga, campos de desplazamientos residuales, correlación digital de imágenes, criterio de fluencia.

ABSTRACT

A growing fatigue crack gives rise to a wake of material that has previously deformed plastically. In this work the plastic wake generated during fatigue crack growth is experimentally quantified by analysing the crack tip displacement fields measured with digital image correlation. A novel methodology based on applying a yield criterion is proposed by using the undamaged state of the specimen as a reference state in the image processing. The plastic wake was quantified from the differentiation of the residual displacement fields obtained for a load level as close to zero as possible in order to avoid any rigid body motion. The plastic wake extent was found by assuming that the boundary between the elastic and plastic regions would occur when the equivalent stress was higher than the yield stress of the material. The results presented can contribute to a better understanding of the mechanisms driving fatigue crack propagation.

KEYWORDS: Plastic wake, fatigue crack growth, residual displacement fields, digital image correlation, yield criterion.

1. INTRODUCTION

The possibility that a fatigue crack can close even under tensile load was first stated explicitly by Elber [1, 2]. He argued that a zone of residual tensile deformation is left in the wake of a growing crack, accompanied by a reduction in crack opening displacement that gives rise to premature contact between the crack flanks during unloading, and hence causes a reduction in the driving

force for fatigue crack propagation. The applicability of linear elastic fracture mechanics (LEFM) in fatigue crack growth characterisation rests on the assumption that the stress and strain fields ahead of the fatigue crack tip uniquely describe the conditions for fatigue propagation in small-scale yielding (SSY). However, Elber's experimental work [1, 2] showed that crack growth rates are influenced, not only by the conditions ahead of the crack tip, but also by the nature of the

contact between crack flanks behind the crack tip. In addition, Elber's work also revealed that fatigue crack growth rates have a strong dependence on prior history since the conditions existing in the wake of the crack tip are the result of the interaction of factors such as the load history, crack length and stress state. Fatigue crack growth leads to a wake of plastically deformed material. Figure 1 shows the development of the plastic wake around a fatigue crack under constant amplitude loading and it is essentially the envelope encompassing all the prior crack tip plastic zones. Figure 1a shows the plastic zone generated at the crack tip at a particular crack length and constant value of applied load. Figure 1b shows the crack after further growth with a larger plastic zone at the crack tip, since the stress intensity factor is now higher. Figure 1c represents the crack surrounded by the envelope of all prior plastic zones generated in the wake of the crack tip during its propagation. This plastic wake has a Poisson's ratio ν of 0.5, compared with the elastic regions where $\nu = 0.3$, and this induces compatibility strains at the elastic-plastic (E-P) boundary and residual strains that can lead to plasticity-induced shielding.

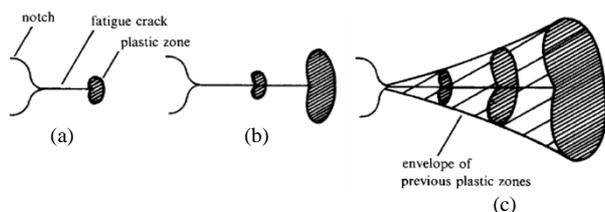


Figure 1. Development of the plastic wake surrounding a fatigue crack [2].

The plastic deformation ahead of the crack generates a residual stress field whose components depend on the applied load history [3], and this field varies with load amplitude. In considering stress ratio and load interaction effects on fatigue crack growth rate, several authors [4–6] have tried to explain the effects solely from changes in the residual stresses ahead of the crack. However, a detailed description of the residual stresses must include any wake contact stresses that occur at the minimum load, and any variation in residual stress that might arise from the compatibility requirements at the E-P boundary during every load cycle. Such an approach is clearly more complex than simply a detailed description of the cyclic plastic deformation in front of the crack tip, which is itself very difficult [3].

Thus the study of the influence and effects of residual stresses in the plastic enclave that surrounds a crack is clearly a complex problem. Sophisticated experimental techniques can shed light on this problem, but doubts remain regarding how best to estimate the residual stresses left around a growing fatigue crack. The present work addresses this problem by using an experimental DIC technique to estimate the residual displacement field generated during crack propagation. This is obtained using the undamaged state of the specimen as a

reference for image processing. Then strain fields associated to residual displacement fields can be determined by their differentiation and, subsequently, stress fields can be obtained using Hooke's law. Finally, the size of the plastic wake was determined from the assumption that the boundary between elastic and plastic behaviour occurs when the stresses satisfy a suitable yield criterion. In this work the von Mises yield criterion was used to obtain the area of the plastic wake as that region where the equivalent stress was higher than the yield stress of the material. The results obtained contribute to a better understanding of the mechanisms driving fatigue crack growth.

2. EXPERIMENTAL DETAILS

Two CT specimens (dimensions shown in Figure 2a) were manufactured from a 1 mm thick sheet of commercially pure Grade 2 titanium and tested in constant amplitude fatigue loading with a maximum load of 750 N at stress ratio values of 0.1 and 0.6. The specified chemical composition for Grade 2 titanium is presented in Table 1 and compared with measured values, while Table 2 presents the measured tensile data.

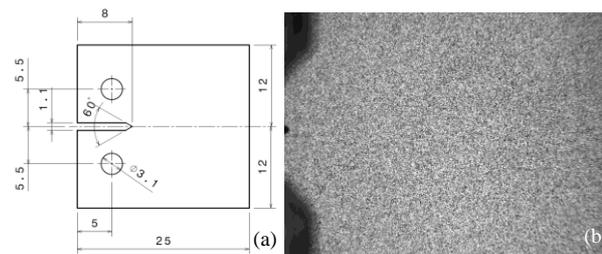


Figure 2. (a) Dimensions of the CT specimens (mm), (b) Illustration of the speckle pattern sprayed onto the specimen surface for making DIC measurements.

Table 1. Chemical composition for commercially pure titanium grade 2

Element (wt %)	N	C	H	Fe	O	Titanium
Requirement	≤0.05	≤0.08	≤0.015	<0.20	≤0.20	Balance
Result	<0.01	0.01	0.002	0.10	0.12	Balance

Table 2. Measured mechanical properties

Parameter	E (GPa)	UTS (MPa)	σ_{ys} (MPa)	ϵ_f (%)	ν
Value	105	448	390	20	0.33

The two surfaces of each specimen were prepared using different methods to enable simultaneous measurements of the displacement field by digital image correlation (DIC) on one side and crack length on the other. The surface used for the DIC study was sprayed with a random black speckle pattern over a white background (see Figure 2b), while the other surface of the specimen was ground and polished to allow tracking of the crack tip position with a macro-zoom lens (MLH-10X EO).

Fatigue tests were conducted on an Electropuls E3000 electrodynamic machine (Figure 3) at a loading frequency of 10 Hz. A CCD camera, fitted with a macro-zoom lens similar to that indicated above was used to increase the spatial resolution in the region around the crack tip, and was positioned perpendicularly to both faces of the specimen. During fatigue testing, the cyclic loading was periodically paused to allow acquisition of a sequence of images at uniform increments through a complete loading and unloading cycle. The CCD camera used to view the speckled surface of the specimen was set up to give a field of view 17.3 x 13 mm (resolution of 13.7 μ m/pixel) with the crack path located at the centre of the image. A fibre optic ring light placed around the zoom lens illuminated the specimen surface (also shown in Figure 3).



Figure 3. Experimental set-up for fatigue testing and data acquisition.

3. EXPERIMENTAL METHODS FOR PLASTIC WAKE QUANTIFICATION

This method to be described is based on fitting a yield criterion to the acquired data identifies the plastic zone by differentiating the experimentally measured displacement fields. The work uses 2D-DIC but any technique that allows the crack tip displacement fields to be obtained would be applicable. The procedure is described in the following paragraphs.

In the first step the permanent residual displacement fields that remain around the crack tip are measured, and these arise from both the applied loads and those induced as a consequence of crack propagation. This entailed measuring the displacement field at a load level as close to zero as possible, in order to avoid incorporating any rigid body motion that might arise during the loading half cycle. In this work 10 N was the load level used to define the unloaded state of the specimen since this represents 1.3% of the maximum applied load in the fatigue cycle. Typical examples of horizontal and vertical residual displacement maps a crack loaded at a stress ratio of 0.6 and with a crack length of 9.2 mm are shown in Figure 4.

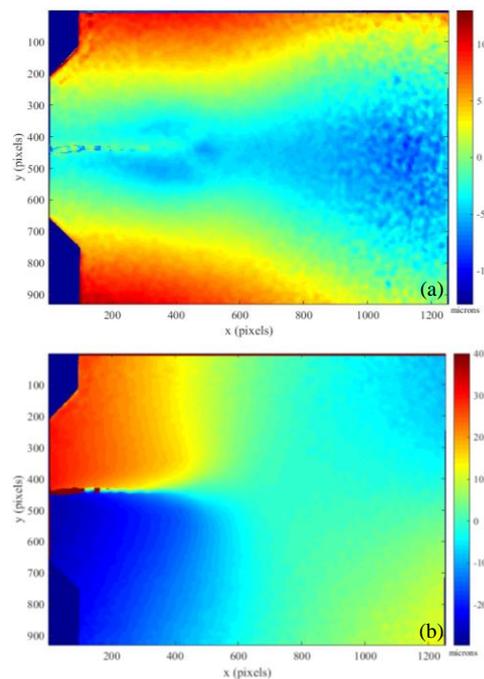


Figure 4. Residual displacement fields corresponding to the specimen tested at $R = 0.6$ for a crack length of 9.2 mm. (a) Horizontal and (b) vertical displacement fields.

In the next step the strain fields at the crack tip are determined by differentiation of the displacement fields, using the Green-Lagrange strain tensor [7] because it considers second order terms and is hence more accurate than expressions that use only first order terms. This strain tensor is given as:

$$\begin{pmatrix} \varepsilon_{xx} \\ \varepsilon_{yy} \\ \varepsilon_{xy} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \frac{\partial u}{\partial x} \\ \frac{\partial v}{\partial y} \\ \frac{\partial u}{\partial y} + \frac{\partial v}{\partial x} \end{pmatrix} + \frac{1}{2} \begin{pmatrix} \frac{\partial u}{\partial x} & 0 & \frac{\partial v}{\partial y} & 0 \\ 0 & \frac{\partial u}{\partial y} & 0 & \frac{\partial v}{\partial x} \\ \frac{\partial u}{\partial y} & \frac{\partial u}{\partial x} & \frac{\partial v}{\partial y} & \frac{\partial v}{\partial x} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \frac{\partial u}{\partial x} \\ \frac{\partial u}{\partial y} \\ \frac{\partial v}{\partial x} \\ \frac{\partial v}{\partial y} \end{pmatrix} \quad (1)$$

Once the strain fields have been calculated, the next step is to determine the stress fields using Hooke's law:

$$\begin{aligned} \sigma_{xx} &= \frac{E}{1-\nu^2} (\varepsilon_{xx} + \nu \varepsilon_{yy}) \\ \sigma_{yy} &= \frac{E}{1-\nu^2} (\varepsilon_{yy} + \nu \varepsilon_{xx}) \\ \sigma_{xy} &= 2G \varepsilon_{xy} \end{aligned} \quad (2)$$

In equations (2), $G = E/[2(1+\nu)]$ is the shear modulus, and E and ν are, respectively, Young's modulus and the Poisson's ratio of the material.

The equivalent stress is calculated from the stress tensor using the second invariant of the stress deviator (von Mises criterion). The Cartesian components of the stress

field, together with the von Mises equivalent stress map are shown in Figure 5, corresponding to a crack 9.2 mm long tested at stress ratio of 0.6.

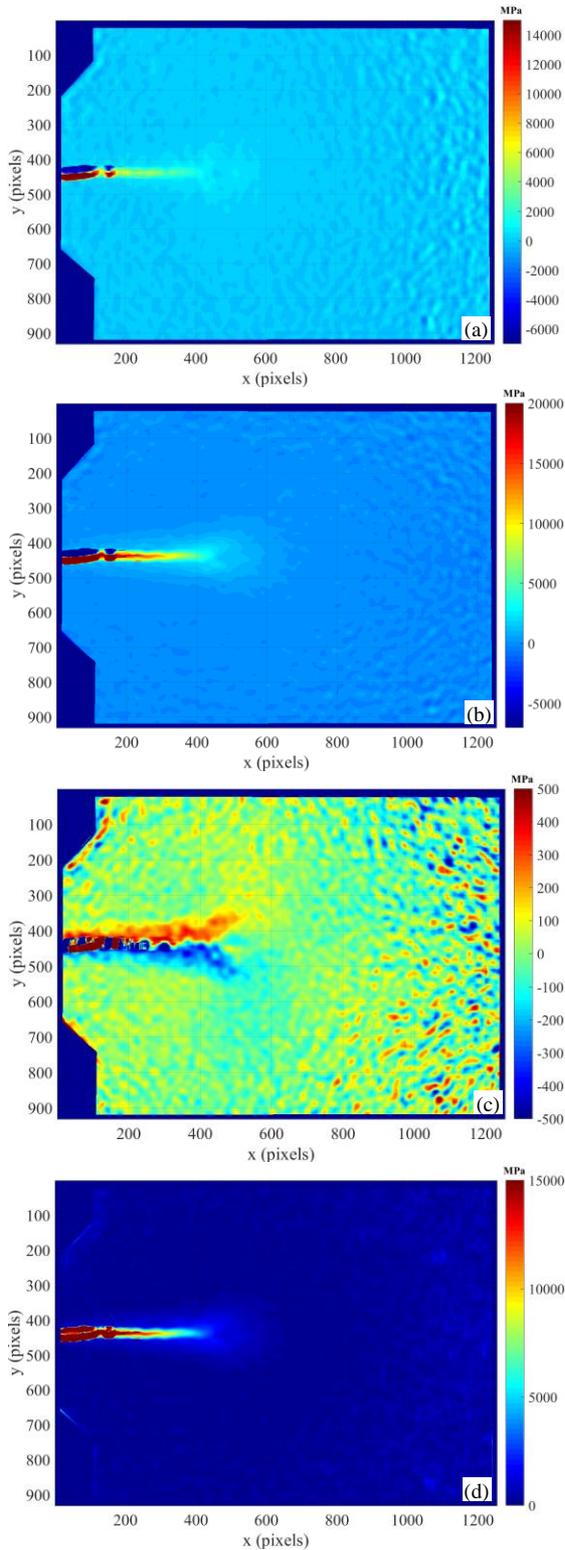


Figure 5. Stress field components corresponding to the specimen tested at $R = 0.6$ with a crack length of 9.2 mm. (a) Normal stress in the x-direction (σ_{xx}), (b) normal stress in the y-direction (σ_{yy}), (c) shear stress (σ_{xy}) and (d) von Mises equivalent stress (σ_{vm}).

An estimate of the size and shape of the plastic wake is obtained by connecting all points where the yield criterion is met, i.e. where the equivalent stress is equal to the yield stress. Figure 6a shows the region (in white) where the equivalent stress exceeds the yield stress and this identifies the plastic wake that surrounds the crack.

In this research described above, the area of the plastic wake has been considered as a variable that contains useful information on crack growth and shielding, and the technique clearly provides an efficient and powerful method for making quantitative measurements of the plastic wake region. Once the extent of the plastic wake has been identified, its area can be calculated using the function “bwarea”, in Matlab® and that is used to estimate the area of objects in a binary image BW. To do this, stress fields must be converted to a binary format and Figure 6b shows the plastic wake isolated from the rest of the map in a binary black/white format that correspond to an area of 13.51 mm².

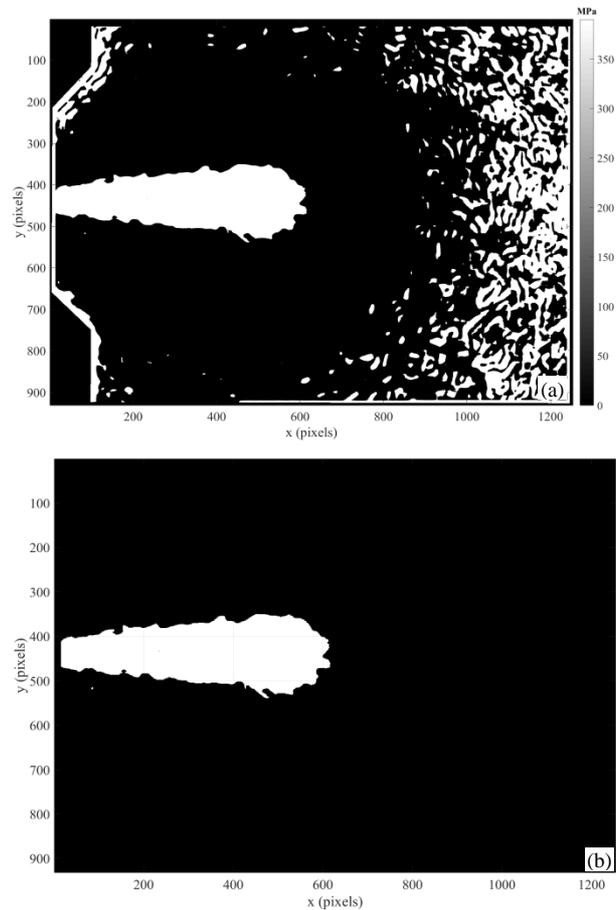


Figure 6. Illustrations showing (a) the equivalent stress map for the region where its value exceeds the uniaxial yield stress for a crack 9.2 mm long tested at $R = 0.6$; (b) the extent of the plastic wake isolated from the rest of the stress map to assist in quantifying its area.

4. EXPERIMENTAL RESULTS

The above procedure can be applied to the data obtained at all crack lengths and this allows the evolution of the plastic wake to be followed as the crack grows. Figure 7 shows plastic wake data for the test at $R = 0.1$ with three different crack lengths: 4.8, 6.9 and 9.4 mm, and 4.7, 6.9 and 9.2 mm for the test at $R = 0.6$. The plastic wake area in each case has also been given.

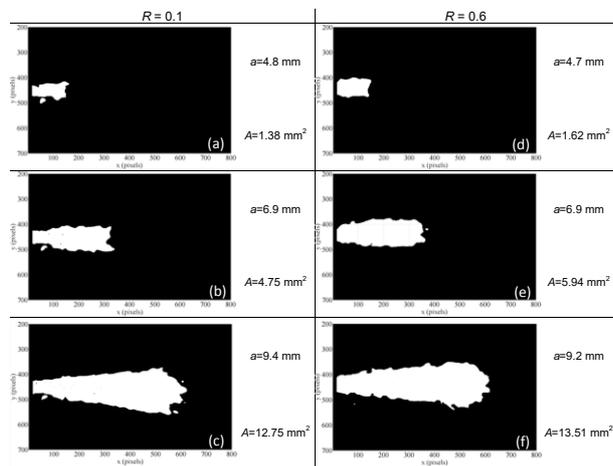


Figure 7. Extent of the plastic wake. Left side: specimen tested at $R = 0.1$ with cracks (a) 4.8 mm, (b) 6.9 mm and (c) 9.4 mm long. Right side: specimen tested at $R = 0.6$ with cracks (d) 4.7 mm, (e) 6.9 mm and (f) 9.2 mm long.

The contour of the plastic wake for the various crack lengths can be identified and plotted in a single figure to show the evolution of the plastic wake during crack propagation (Figure 8). These results demonstrate that the plastic wake can be clearly identified using the experimental DIC technique outlined in this paper. Furthermore, this qualitative comparison can be extended to provide quantitative data, as is shown in Figure 10 which plots the development of the plastic wake area with crack length, normalised by the specimen width. The trend in the data for both specimens has been fitted via a quadratic polynomial (fit coefficient of 0.997 in the case of the specimen tested at $R = 0.1$ and 0.999 for the specimen tested at $R = 0.6$), giving the following equations that relate the plastic wake area with the normalised crack length (a/W):

$$R=0.1: A_{plwake} = 117.05 \left(\frac{a}{W} \right)^2 - 35.73 \frac{a}{W} + 3.1903 \quad (3)$$

$$R=0.6: A_{plwake} = 110.84 \left(\frac{a}{W} \right)^2 - 25.108 \frac{a}{W} + 1.301 \quad (4)$$

It can be observed in Figure 9 that the plastic wake area for the specimen tested at a stress ratio of 0.1 is smaller than the estimated value for the specimen tested at $R = 0.6$. This is likely to be a result of the higher mean stress during fatigue cycling that is consequent on testing at R

$= 0.6$ that would increase the ratcheting strain with continued cycling. Ghosh [8] provides data on the cyclic stress-strain curves for CP titanium as well as for the ratcheting strain as a function of fatigue life. The DIC technique for crack wake area, as applied in this paper, has been based on the uniaxial tensile yield stress and could be further refined to use the cyclic stress-strain curve. There may also be a contribution to the increase in area from the higher compressive residual stresses that would develop in the larger cyclic plastic zone present ahead of the crack tip at the lower stress ratio of $R = 0.1$. Therefore, in the specimen tested at the higher stress ratio, a smaller compressive residual stress zone is developed and hence the residual tensile stress field along the crack path would be higher than in the case of the specimen tested at low R -ratio.

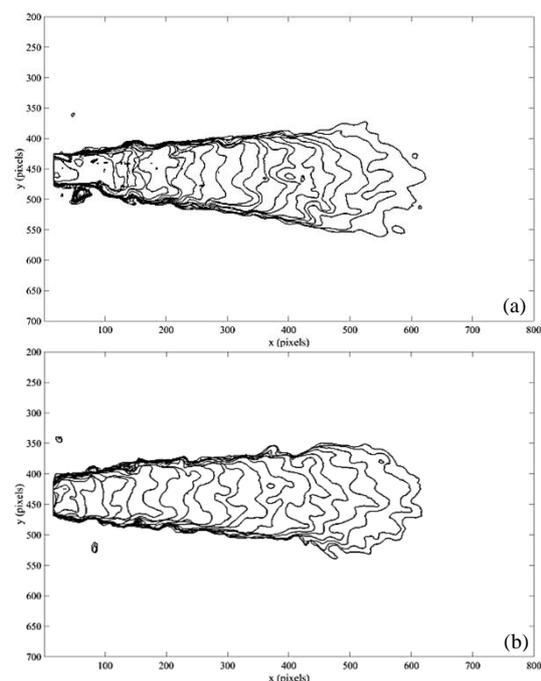


Figure 8. Development of the plastic wake as crack is growing for (a) the specimen tested at $R = 0.1$ and (b) that one tested at $R = 0.6$.

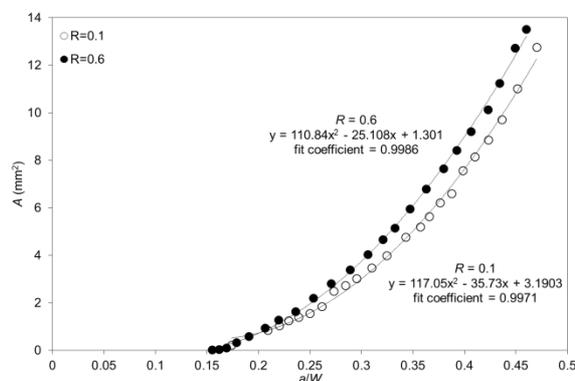


Figure 9. Evolution of the plastic wake area as a function of the normalised crack length for the specimens tested at stress ratio values of 0.1 and 0.6.

These results support the conclusions drawn by other authors [9–12] that residual stress can significantly affect the fatigue crack propagation behaviour. It seems likely that studying the residual stress field could shed additional light on some of the effects of applied load history or changes on the load amplitude on fatigue crack growth rate. In addition, further insight could be gained on the crack wake contact phenomenon since it is, at least in part, a direct consequence of the plastic deformation left in the wake of the propagating crack [1].

5. CONCLUSIONS

In the present work an experimental DIC-based technique has been developed for experimentally determining the plastic wake region that is generated during fatigue crack growth. The area of the plastic wake has been used as a quantifying parameter. The experimental methodology has been validated by studying two CT titanium specimens, respectively tested at R values of 0.1 and 0.6. For each specimen, a quadratic relationship between the plastic wake area and the normalised crack length a/W has been found. The plastic wake region was found from differentiating the residual displacement fields obtained for a load very close to zero (10 N) so as to avoid any rigid body motion that might occur as a specimen is loaded. A particularly innovative aspect is that the methodology uses the uncracked state of the specimen as the reference for image processing. Applying a yield criterion (von Mises) forms the basis of the proposed method that gives the plastic wake extent as that region where the equivalent stress is greater than the yield stress of the material. Residual stress fields were then determined from the residual strain fields by applying Hooke's law.

Thus it is experimentally possible to measure the residual displacement fields with DIC by establishing the undamaged specimen state as the reference state and comparing this field with that obtained for the unloaded state at any particular crack length during fatigue crack propagation. The results obtained indicate that the influence of prior load history or changes in load amplitude can be observed from analysis of the residual displacement field. Hence this technique offers the potential to contribute to a better understanding of the mechanisms driving fatigue crack growth.

ACKNOWLEDGEMENTS

The authors want to acknowledge the financial support from Junta de Andalucía through the research project "1380786" funded by the program "Proyectos de I+D+i en el Marco del Programa Operativo FEDER Andalucía 2014-2020. Convocatoria 2020".

REFERENCES

- [1] W. Elber. Fatigue crack closure under cyclic tension. *Eng Fract Mech* (1970) 2: 37-45.
- [2] W. Elber. The significance of fatigue crack closure. Philadelphia, in: *Damage tolerance in aircraft structures*, ASTM STP 486, American Society for Testing and Materials, 1971.
- [3] R. Pippan, A. Hohenwarter. Fatigue crack closure: a review of the physical phenomena. *Fatigue Fract Eng Mater Struct* (2017) 40: 471-495.
- [4] K. Sadananda, A. Vasudevan, R.L. Holtz, E.U. Lee. Analysis of overload effects and related phenomena. *Int J Fatigue* (1999) 21: S233-S246.
- [5] M. Lang. A model for fatigue crack growth, part II: modelling. *Fatigue Fract Eng Mater Struct* (2000) 23: 603-618.
- [6] A.H. Noroozi, G. Glinka, S. Lambert. Prediction of fatigue crack growth under constant amplitude and a single overload based on elastic-plastic crack tip stresses and strains. *Eng Fract Mech* (2008) 75: 188-206.
- [7] A.K. Singh. *Mechanics of Solids*, Prentice-Hall of India, 2010.
- [8] A. Ghosh. Anisotropic tensile and ratcheting behavior of commercially pure titanium processed via cross rolling and annealing. *Int J Fatigue* (2019) 120: 12-22.
- [9] R.O. Ritchie. Mechanisms of fatigue crack propagation in metals, ceramics and composites: role of crack tip shielding. *Mater Sci Eng A* (1988) 103: 15-28.
- [10] S. Suresh. Fatigue crack deflection and fracture surface contact: micromechanical models. *Metal Trans A* (1985) 16: 249-260.
- [11] F.D. Fischer, W. Daves, R. Pippan, P. Pointner. Some comments on surface cracks in rails. *Fatigue Fract Eng Mater Struct* (2006) 29: 938-948.
- [12] J. Predan, R. Pippan, N. Gubeljak. Fatigue crack propagation in threshold regime under residual stresses. *Int J Fatigue* (2010) 32: 1050-1056.

EFFECTIVE STRESS INTENSITY FACTOR EVALUATION USING THERMOELASTIC STRESS ANALYSIS AND DIGITAL IMAGE CORRELATION

Camacho-Reyes, A.¹; Vasco-Olmo, J.M.¹; López-Alba, E.¹; Felipe-Sesé, L.A.¹; Molina-Viedma, A.J.¹; Almazán-Lázaro, J.A.¹; Díaz, F.A.¹

¹ Departamento de Ingeniería Mecánica y Minera, University of Jaén, Jaén, Spain.

* Persona de contacto: fdiaz@ujaen.es

RESUMEN

En los últimos tiempos, el debate sobre los mecanismos que gobiernan el fenómeno de retardo en el crecimiento de grieta se ha centrado principalmente en demostrar la existencia del cierre prematuro de grieta y las dificultades para cuantificar la tensión inducida durante la propagación de la grieta. Por tanto, la mayoría de los métodos experimentales empleados se basan en la medida directa o indirecta de fuerzas de contacto entre las caras de la grieta cuando ésta empieza a cerrarse. Sin embargo, estos métodos dependen de múltiples factores a menudo difíciles de controlar, lo que ha contribuido a poner en cuestión la credibilidad de los mismos. Por esta razón, se han empleado dos técnicas experimentales de nueva generación como son Correlación Digital de Imágenes 2D (DIC-2D) y Análisis Termoelástico de Tensiones (TSA) para analizar la influencia del fenómeno de retardo en el crecimiento de grieta durante ensayos a fatiga realizados con dos tipos de aluminios (Al2024-T3 y Al7050) a diferentes relaciones de carga. Para el caso de TSA, la técnica parece presentar un enorme potencial para la evaluación del retardo en el crecimiento de grieta, ya que los fenómenos que ocurren en el vértice de la grieta se cuantifican directamente a partir de los cambios de temperatura que tienen lugar en las inmediaciones de la misma. Las medidas experimentales obtenidas con ambas técnicas se han combinado con modelos matemáticos basados en los potenciales complejos de Muskhelishvili para obtener el valor de ΔK efectivo. Los resultados obtenidos con ambas técnicas concuerdan de manera muy satisfactoria mostrando en ambos casos la variación del factor de intensidad de tensiones a medida que la relación de carga R varía desde 0.1 a 0.5, lo que pone de manifiesto la capacidad de ambas técnicas para cuantificar el efecto de retardo debido al cierre de grieta,

PALABRAS CLAVE: Factor de intensidad de tensiones, Análisis Termoelástico de Tensiones (TSA), Correlación Digital de Imágenes, retardo en el crecimiento de grieta.

ABSTRACT

During the last decades, the debate over the mechanisms governing fatigue crack shielding has been mainly focused on demonstrating the existence of fatigue crack closure and the difficulties on quantifying the induced stress during crack propagation. Hence, most adopted experimental methods have been based on the direct or indirect measurement of contact loads between crack surfaces as the crack starts closing. Nevertheless, these methods depend of many factors sometime difficult to control, which has contributed to question their reliability by many authors. For this reason, two modern well stabilised, full-field, non-contact experimental techniques, namely 2D Digital Image Correlation (2D-DIC) and Thermoelastic Stress Analysis (TSA), have been analysed to evaluate the influence crack shielding during fatigue experiments conducted on two aluminiums (Al2024-T3 and Al7050) tested at different R -ratios. In the particular case of TSA, the technique appears to have a great potential in the evaluation of fatigue crack shielding since crack tip events are inferred directly from the temperature changes occurring at the crack tip rather than from remote data. Experimental data from both techniques have been employed in combination with two different mathematical models based on Muskhelishvili's complex potentials to infer the ΔK effective. Results from both techniques agree quite well, showing a variation in the stress intensity factor range as the R -ratio changes from 0.1 to 0.5 illustrating the potential ability of both techniques to account for the effect of shielding due to crack closure.

KEYWORDS: Fracture, Fatigue, Micro-tests, Notches Stress intensity factor, Thermoelastic Stress Analysis (TSA), Digital Image Correlation (DIC), crack shielding

INTRODUCCIÓN

The application of fracture mechanics to engineering design has provided the possibility of understanding further into the study of failure and crack growth mechanisms. But there are still some aspects that remain

not fully understood, such a case is the crack closure effect. This lack of understanding arises principally from the difficulties associated in quantifying the phenomenon and measuring its effect on the crack driving force [1]. In the study of crack propagation, the experimental analysis of stresses or displacements around the tip of a

growing fatigue crack plays a significant role. Modern experimental techniques, such as digital image correlation (DIC) [2] or thermoelastic stress analysis (TSA) [3], have also actively contributed to a better understanding of the different fatigue and failure mechanisms. In particular, full-field techniques generally provide a very detailed description of the stress fields around the crack tip. In this respect, TSA seems to be an extraordinarily suitable technique for studying crack shielding. The technique is non-contacting and provides full-field stress maps from the surface of structural components by measuring small temperature changes at the surface of the structure arising from cyclic loading. On the other hand, DIC is globally accepted as a powerful technique for analysing fatigue and fracture problems and seems to be very suitable for the evaluation of crack shielding since crack tip displacement fields can be quantified with high level of accuracy [4].

Different mathematical models for the calculation of SIFs from the analysis of displacement fields are available in the literature, such an example is Williams' expansion series [5] or Muskhelishvili's complex potentials [6]. In recent years, special interest has been focused on the development of the CJP model [7] for characterising crack tip fields since considers the crack shielding effect on the elastic stress field induced by plasticity generated during fatigue crack propagation. This model has been specifically developed to obtain an elastic stress field model that explicitly captures the influences of an embedded region of plasticity surrounding a growing fatigue crack. Different works reported by some of the authors of the present work have demonstrated the great potential of the combination between the CJP model and DIC technique to study the shielding effect during fatigue crack growth at constant [8] and variable loading cycle [9]. For this reason, in this work data obtained by DIC technique are compared with those obtained by TSA since enables to infer crack tip events directly from the temperature changes occurring at the tip rather than from remote data.

It is also globally accepted that closure mechanisms reduce the effective crack driving force, and hence, the material shows an enhanced resistance to crack growth. In this sense, TSA due to its physical nature appears to offer a direct means of measuring the effective crack driving force. This presumed ability arises from the fact that with TSA the near crack tip stress distribution is obtained from the temperature variations on the specimen's surface as a result of the thermoelastic effect, providing a direct assessment of cyclic strain around the crack tip. Hence, the observed crack tip stress pattern is the result of the specimen's response to the applied loading cycle.

In the present paper, TSA and DIC techniques are employed in combination with two mathematical models based on Muskhelishvili's complex potentials to evaluate the influence of shielding during fatigue experiments conducted on aluminium Al2024-T3 at different R-ratios. The inferred ΔK results illustrate the potential of both techniques for the evaluation of crack shielding during

fatigue crack growth. garantiza la máxima fidelidad de los trabajos y se posibilita su publicación en formato electrónico en el volumen 1 de la revista Mecánica de la Fractura. Los trabajos se deberán entregar sólo en el formato PDF.

FUNDAMENTALS OF TSA AND DIC

Thermoelastic stress analysis can be defined as a non-contact, non-destructive and non-invasive experimental technique that provides full-field stress maps by measuring temperature changes induced by the thermoelastic effect at the surface of a mechanical component as a result of a periodic change in the applied load. The deformation of a body is always associated with a change in its heat content and consequently, with a change in its temperature. The classical theory of thermoelasticity states that the application of a repetitive loading in a solid produces in it out-of-phase temperature changes that can be related to the variation in the sum of the principal stresses according to equation (1):

$$\Delta T = A \Delta(\sigma_1 + \sigma_2) \quad (1)$$

Where ΔT is the temperature variation associated to the thermoelastic effect, A is the thermoelastic constant and $\Delta(\sigma_1 + \sigma_2)$ is the variation in the for stress invariant.

DIC is a full-field optical technique used for displacement measurements in structural or mechanical components. It works evaluating a sequence of images of the analysed component from an initial state (undeformed) to a final state (deformed). The specimen surface must have a random grey intensity distribution (a random speckle pattern), which deforms together with the specimen. In this work 2D DIC is implemented since the displacement fields are obtained on a plane specimen.

MUSKHELISHVILI'S COMPLEX POTENTIALS AND THE CJP MODEL OF TSA AND DIC

Muskhelishvili [10] showed that every biharmonic function $U(x,y)$ may be represented by two functions φ and χ of the complex variable $z=x+iy$. Therefore, the stress function takes the form:

$$\begin{aligned} \sigma_x + \sigma_y &= 2[\Phi(\zeta) + \overline{\Phi(\overline{\zeta})}] = \\ &= 4\Re \left[A_0 + \frac{A_0 + \overline{A_0} + B_0}{(\zeta^2 - 1)} + \sum_{N=1}^{\infty} \left[\left(\frac{2N}{\zeta^{2N}} \right) \left(\frac{\zeta^2 + 1}{\zeta^2 - 1} \right) \overline{A_N} - \frac{\overline{A_N}}{\zeta^{2N}} - \frac{\overline{B_N}}{\zeta^{2N}} + A_N \zeta^{2N} \right] \right] \end{aligned} \quad (2)$$

Where A_N , and B_N are complex variables and are used to describe different states of stress. ζ represents the complex coordinates of points surrounding the crack tip in the mapping plane.

The CJP model is a mathematical model [7] based on Muskhelishvili's complex potentials [10]. However, in this case the model was formulated considering that the plastic enclave surrounding the tip of a fatigue crack and along its flanks will shield the crack from the full

influence of the applied elastic stress field. That crack tip shielding includes the effect of crack flank contact forces (so-called crack closure) as well as a compatibility-induced interfacial shear stress at the elastic-plastic boundary. Figure 1 [7] shows a schematic idealisation of forces acting at the interface between the plastic zone and the surrounding elastic material.

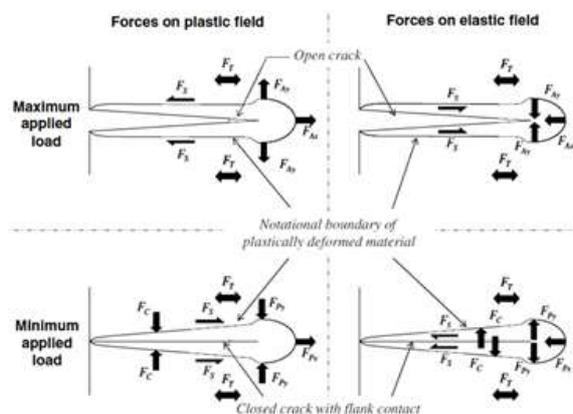


Figure 1. Schematic diagram illustrating the forces acting at the interface of the plastic zone and the surrounding elastic material [7].

These forces include [7]: F_{Ax} and F_{Ay} are the reaction forces to the remote load that generates the crack tip stress fields traditionally characterised by the stress intensity factor K_I ; F_T is the force due to the T-stress; F_{Px} and F_{Py} are the forces induced by the compatibility requirements on the elastic-plastic boundary near the crack tip, resulting from the permanent deformation in the plastic zone around the crack tip, which is extensive in the direction perpendicular to the crack and contractive along the crack due to the effect of the Poisson's ratio; F_S is the force induced by the compatibility requirements on the elastic-plastic boundary of the crack wake; F_C is the contact force arising from the plastic wake contact effect transmitted to the elastic-plastic boundary of the crack wake. In the original formulation of this model, crack tip displacement fields [7] were characterised as:

$$2G(u + iv) = \kappa \left[-2(B'+2E')z^{\frac{1}{2}} + 4E'z^{\frac{1}{2}} - 2E'z^{\frac{1}{2}} \ln(z) - \frac{C'-F'}{4}z \right] \quad (3)$$

$$-z \left[-(B'+2E')z^{-\frac{1}{2}} - E'z^{-\frac{1}{2}} \ln(z) - \frac{C'-F'}{4} \right]$$

$$- \left[A'z^{\frac{1}{2}} + D'z^{\frac{1}{2}} \ln(z) - 2D'z^{\frac{1}{2}} + \frac{C'+F'}{2}z \right]$$

Therefore, crack tip displacement fields are defined from five coefficients: A' , B' , C' , E' and F' . The CJP model provides three stress intensity factors to characterise the stress and displacement fields around the crack tip; an opening mode stress intensity factor K_I , a retardation stress intensity factor K_R , a shear stress intensity factor K_S and also gives the T-stress [7].

SPECIMENS PREPARATION AND EXPERIMENTAL METHODOLOGY

Table 1 presents mechanical property data for the AA2024-T3 obtained from tension tests. All CT specimens had dimensions in accordance with ASTM E647 [11] as shown in Figure 2 (left), and were subject to constant amplitude loading with a maximum load of 600 N. Tests were performed at stress ratio values of 0.1 and 0.5.

Table 1. Mechanical properties for aluminum 2024-T3

Young's Modulus E (GPa)	Yield stress σ_{ys} (MPa)	Poisson's ν
72.3	348	0.33

The two surfaces of each specimen were treated using different methods to enable simultaneous measurements of displacements by DIC and stresses by TSA. The surface used for the DIC study was sprayed with a random black speckle pattern over a white background, while the other surface of the specimen (used for the TSA implementation) was sprayed with a black matt paint in order to increase the surface emissivity.

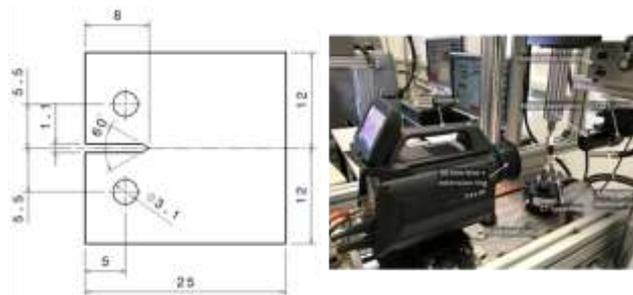


Figure 2. Left) dimensions (mm) of the CT specimens [12] tested in the lab. Right) Experimental set-up for fatigue testing and data acquisition.

Fatigue experiments were conducted on a 25 kN servohydraulic machine (MTS 370.02) at a cycling frequency of 10 Hz. DIC images were capturing with a CCD camera (AVT Stingray F-504 B/C) placed perpendicularly to the specimen surface, focusing with a macro-zoom lens (MLH-10X EO) to increase the spatial resolution around the crack tip. The camera and the lens were set up to give a resolution of 8.8 $\mu\text{m}/\text{pixel}$. Image processing was performed by the commercial software Vic-2D from Correlated Solutions Company using 25 pixels as subset size and a step value of 1 pixel to obtain the maximum resolution for the displacement maps. The equipment employed for TSA analysis consisted on a refrigerated infrared camera FLIR X6581SC with a 50 mm lens and a 10 mm extension ring providing a spatial

resolution of 41 $\mu\text{m}/\text{pixel}$ (field of view of 26.2 x 21 mm). Thermal images were processed using IRTA software (produced by DES SLR) to obtain the variation in the sum of principal stress. Figure 2 (right) shows the adopted setup for experiments.

To calculate the stress intensity factor using both techniques the multi-point over-deterministic method developed by Sanford and Dally [12] was employed. An annular over the image at the crack tip location was placed, defining an inner radius large enough to avoid including plastic deformation at the crack tip and an outer radius that lies within the region dominated by the elastic stress singularity. In the particular case of TSA de SIF was calculated employing Muskhelishvili's complex potentials while for the case of DIC the previously described CJP model was adopted.

RESULTS AND DISCUSSION

TSA and DIC are compared by calculating the range of stress intensity factor. In the case of TSA, this value is directly obtained from the material response due to a temperature variation during applying the fatigue cycle. However, the stress intensity factor range by DIC is obtained as the difference between the maximum and minimum values of K_F obtained for the different measured crack lengths ($\Delta K_{DIC} = K_{F,max} - K_{F,min}$). Figure 3 shows the variation of K_F along a full loading cycle for a 4.63 mm crack length at low R-ratio. In addition, the nominal values of stress intensity factor according to ASTM E 647 [11] are also plotted to establish a comparison between the experimental and nominal trends.

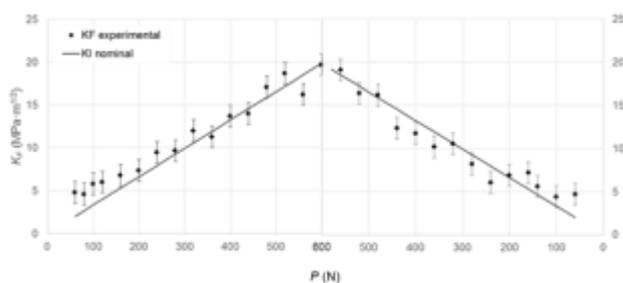


Figure 3. Variation of experimental K_F along a full loading cycle obtained using the CJP model for a 4.63 mm crack at $R=0.1$

From figure 3 it is clearly visible that K_F values closely follow the trend in the nominal K_I values until approximately 7 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, which corresponds to a load level of 200 N. This behaviour is similar to that reported by Elber [13, 14] when he originally defined plasticity-induced crack closure. This deviation from nominal K at low loads was not observed for high R-ratio.

In figure 4 it is plotted a comparison of $K_{nominal}$, $K_{F,max}$ maximum and $K_{F,min}$ obtained from DIC (employing the

CJP model) and an estimation of K_{open} obtained from TSA results.

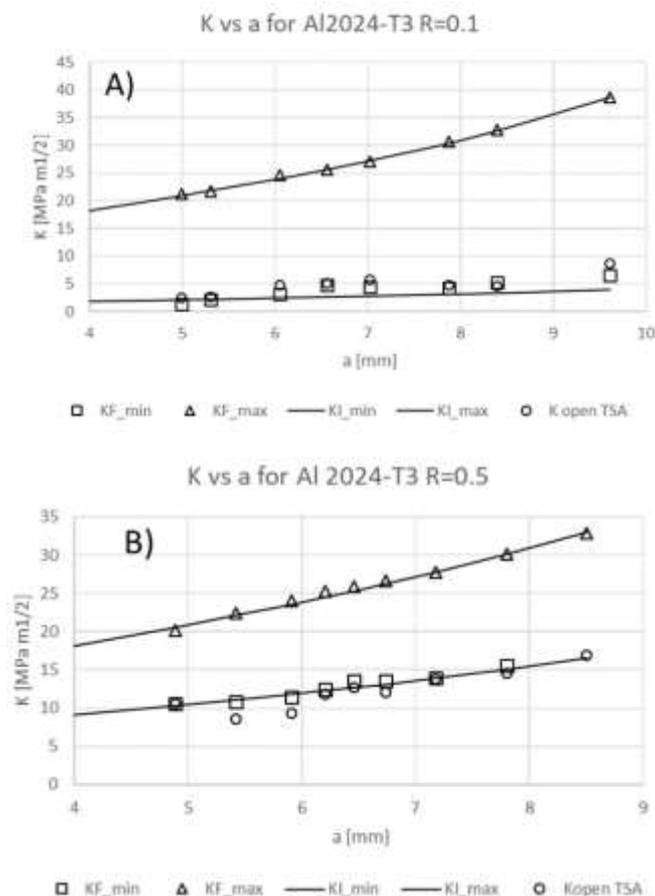


Figure 4. Comparison of experimental and nominal K values at different crack lengths for Al2024-T3 at $R=0.1$ (a) and $R=0.5$ (b).

For the case of experiments conducted at low R-ratio, $K_{F,min}$ and K_{open} show higher values than $K_{nominal}$ at the minimum applied load. This illustrates the ability of CJP and Muskhelishvili's models to infer the shielding effect due to the premature closure of the crack. Again, this effect was not observed when the analysis was performed at a higher R-ratio, where $K_{F,min}$ and K_{open} equals the minimum applied load. It is important to notice that the CJP model, due to its mathematical formulation cannot be employed with TSA data. However, due to the physical nature of TSA, the thermal response of the material (amplitude of the first harmonic of the thermoelastic signal) is directly related with the crack driving force for the fatigue advance [15]. For this reason, a purely elastic model as Muskhelishvili's, is able to account for the shielding effect due to crack closure. This issue is supported by figure 5 where it has been performed a comparison of ΔK at different R-ratios. For $R=0.5$ both techniques provide very similar values that agreed with $\Delta K_{nominal}$. On the other hand, for $R=0.1$ experimental ΔK values obtained by DIC and TSA again

provides very similar results but in both cases are lower than $\Delta K_{\text{nominal}}$.

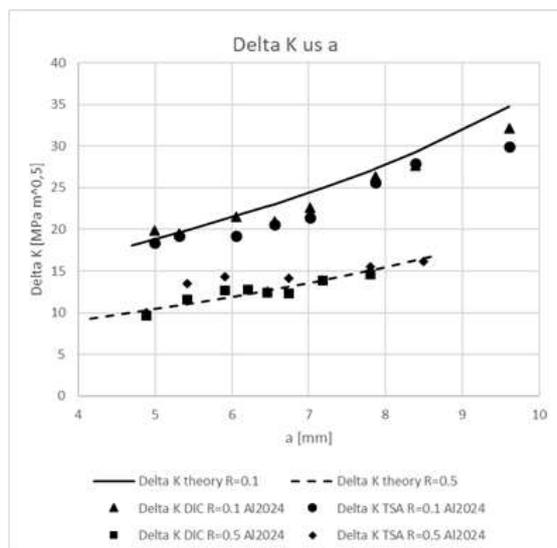


Figure 5. Comparison of ΔK nominal and ΔK effective obtained by DIC and TSA at different crack lengths for aluminium Al2024-T3 tested at two different R-ratios, namely R=0.1 and R=0.5.

This demonstrates the ability of both techniques to account for the effective ΔK , that is related with a retardation effect on fatigue crack growth due to the shielding effect arising as a fatigue crack is growing.

CONCLUSIONS

The influence of crack shielding on fatigue crack growth has been experimentally evaluated in aluminium 2024-T3 using Thermoelastic Stress Analysis (TSA) and Digital Image Correlation (DIC). Crack shielding effect has been quantified from the calculation of the effective range of stress intensity factor for different fatigue tests conducted at stress ratio values of 0.1 and 0.5. Both techniques have been combined with two different elastic models for characterising crack tip fields, the CJP model in the case of DIC and that model based on Muskhelishvili's complex potentials for TSA. The CJP model has been specifically developed to capture the shielding effects of the plastic enclave from the full influence of the elastic stress field that drives fatigue crack growth. It is to be noticed that the CJP model, due to its mathematical formulation, cannot be employed with TSA. However, due to the physical nature of the technique, the thermal response of the material is directly related with the crack driving force during fatigue crack growth. For this reason, TSA has a great potential in the evaluation of fatigue crack shielding since crack tip events are directly inferred from temperature variation occurring at the tip. Results obtained from both techniques show a great level of agreement, observing a variation in the range of stress intensity factor as the

stress ratio changes from 0.1 to 0.5 and highlighting the potential ability of both techniques to account for the shielding effect during fatigue crack growth.

ACKNOWLEDGEMENTS

The authors gratefully acknowledge the financial support from the Spanish Government through the research project "Proyecto de Investigación de Excelencia del Ministerio de Economía y Competitividad MAT2016-76951-C2-1-P. The authors also want to acknowledge the financial support from Junta de Andalucía through the research project "1380786" funded by the program "Proyectos de I+D+I en el Marco del Programa Operativo FEDER Andalucía 2014-2020. Convocatoria 2020.

REFERENCES

- [1] James, MN. Proceedings of the Ninth International Conference on Fracture. Vol. 5, 1997, pp. 2403–2414.
- [2] Sutton, MA, Orteu JJ, Schreier HW. Image Correlation for Shape, Motion and Deformation Measurements: Basic Concepts, Theory and Applications. New York: Springer Science + Business Media, 2009.
- [3] Thomson W. Phil. Mag., Vol. 5, 1878, pp. 4–27.
- [4] Chu TC, Ranson WF, Sutton MA, Peters WH. Exp. Mech. Vol. 25, 1985, pp. 232–244.
- [5] Yates JR, Zanganeh M, Tai YH. Eng. Fract. Mech. Vol. 77, 2010, pp. 2063–2076.
- [6] López-Crespo P, Shterenlikht A, Patterson EA, Withers PJ, Yates JR. J. Strain Anal. Eng. Design. Vol. 43, 2008, pp. 769-80.
- [7] James MN, Christopher CJ, Lu Y, Patterson EA. Int. J. Fatigue. Vol. 46, 2013, pp. 4-15.
- [8] Vasco-Olmo JM, Díaz FA, García-Collado A, Dorado R. Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct. Vol. 38, 2015, pp. 223–237.
- [9] Vasco-Olmo JM, Díaz FA. Eng. Fract. Mech. Vol. 166, 2016, pp. 82–96.
- [10] Muskhelishvili NI. Some Basic Problems of the Mathematical Theory of Elasticity. Groningen: Noordhoff International Publishing, 1977.
- [11] ASTM, E 647. American Society for Testing and Materials: Philadelphia, PA. 2015.
- [12] Sanford RJ, Dally JW. Eng. Fract. Mech. Vol. 11, 1979, pp. 621–633.

[13] Elber W. Eng. Fract. Mech. Vol. 2, 1970, pp. 37–45.

[14] Elber W. American Society for Testing and Materials. 1971, pp. 230–242.

[15] Díaz FA, Patterson EA, Yates JR. J. Strain Anal. Vol. 44, 2009, pp. 21–631.

ESTUDIO DE LA FRAGILIZACIÓN DE UN ACERO 42CrMo4 MEDIANTE ENSAYOS SPT EN AMBIENTE DE HIDRÓGENO

G. Álvarez^{1*}, V. Arniella¹, I.I. Cuesta², F.J. Belzunce¹, C. Rodríguez¹

¹Grupo SIMUMECAMAT, Escuela Politécnica de Ingenieros de Gijón, C/ Pedro Puig Adam, 33203, Gijón, Spain.

²Grupo de Integridad Estructural, Universidad de Burgos, Avda. Cantabria s/n. 09006 Burgos, Spain

*email: alvarezdguillermo@uniovi.es

RESUMEN

En este trabajo se ha estudiado el efecto de un ambiente rico en hidrógeno y la aplicación del ensayo Small Punch Test (SPT) en el comportamiento del acero estructural 42CrMo4. Durante el transcurso del ensayo, se introdujo una fuente constante de hidrógeno (ensayo in-situ) mediante métodos electroquímicos. La interacción hidrógeno-microestructura se estudió mediante ensayos de permeación, que fueron realizados con el mismo electrolito utilizado en los ensayos SPT (1 M H₂SO₄ + 0.25 g/l As₂O₃). También se aplicaron dos densidades diferentes de corriente (0.50 y 1.00 mA/cm²). Además, se analizó si el uso de un tiempo de precarga de hidrógeno antes del ensayo mecánico o la velocidad de ensayo utilizada influían en el comportamiento mecánico del acero. Los resultados obtenidos se analizaron utilizando diferentes criterios, como la definición de un índice de fragilización por hidrógeno (*HEI*) basado en la variación de la energía necesaria para alcanzar la carga máxima o los basados en variaciones de parámetros geométricos como la variación del espesor de la probeta en la zona de fractura (*RRT*). Estos resultados muestran que, bajo las mismas condiciones de ensayo, el uso de una mayor densidad de corriente produce una mayor fragilización debido a la mayor concentración de hidrógeno en la muestra. El *HEI* también aumenta conforme disminuye la velocidad de ensayo. Sin embargo, el uso de un tiempo de precarga previo al ensayo mecánico no produce cambios de comportamiento significativos.

PALABRAS CLAVE: Fragilización por hidrógeno, SPT, ensayos in-situ, carga electroquímica.

ABSTRACT

In this work, the effect of a hydrogen-rich environment and the use of the Small Punch Test (SPT) on the behaviour of 42CrMo4 structural steel has been studied. During the course of the test, a constant source of hydrogen was introduced (in-situ test) by electrochemical methods. The hydrogen-microstructure interaction was studied by means of permeation tests, which were carried out with the same electrolyte used in the SPT tests (1 M H₂SO₄ + 0.25 g/l As₂O₃). Two different current densities (0.50 and 1.00 mA/cm²) were also applied. In addition, it was analysed if the use of a hydrogen pre-charge time before the mechanical test and the test rate used influenced the mechanical behaviour of the steel. The results obtained were analysed using different criteria: such as the reduction in energy needed to reach the maximum load using the Hydrogen Embrittlement Index (*HEI*) or geometric criteria through the relative reduction in the thickness of the specimen (*RRT*). These results show that, under the same test conditions, the use of a higher current density produces a higher embrittlement due to the higher concentration of hydrogen in the sample. The *HEI* also increases as the test rate decreases. However, the use of a pre-charged time does not produce significant changes in the final results.

KEYWORDS: Hydrogen embrittlement, SPT, in-situ tests, electrochemical charge.

INTRODUCCIÓN

De sobra es conocido el interés que la generación de energía a partir de hidrógeno está teniendo tanto desde el punto de vista social como científico. En este marco, también es notorio el interés por todo lo relacionado con el transporte y almacenamiento de este elemento, y más concretamente sobre qué aceros serían los más adecuados. Obviamente el que muestra un mejor comportamiento es el acero inoxidable austenítico, material que ha sido seleccionado por la mayoría de los fabricantes de vasijas y tuberías a presión, pero con el hándicap de su elevado precio. En aras de reducir costes, es necesario considerar el empleo de otros tipos de acero que aúnen una elevada resistencia mecánica y un buen

comportamiento en presencia de este gas, minimizando el conocido fenómeno de fragilización por hidrógeno.

Para evaluar las propiedades mecánicas de los materiales ante este fenómeno se suelen utilizar ensayos estándar, (tracción lenta, tenacidad a la fractura, crecimiento de grieta por fatiga ...). En todos estos ensayos, la normativa impone unas probetas de dimensiones considerables que no pueden obtenerse cuando la cantidad de material es insuficiente. Para estos casos, se han desarrollado los ensayos miniatura, entre los que destaca, por su versatilidad y fiabilidad el ensayo Small Punch (SPT), que ya se encuentra normalizado en el ámbito europeo [1] para el análisis del comportamiento mecánico de los aceros. Los ensayos SPT también han sido utilizados en

el estudio de la fragilización por hidrógeno (FPH) de aceros, si bien la mayor parte de los estudios se realizó con muestras precargadas de hidrógeno, pero ensayadas en ambiente de laboratorio (ensayos SPT ex-situ) [2]. Los resultados obtenidos reflejaron cómo la presencia de hidrógeno interno no siempre afecta al comportamiento de estas pequeñas probetas máxime cuando la cantidad de hidrógeno precargado es pequeña (caso de precargas gaseosas a presión) [3] o la velocidad de ensayo no es la adecuada [2]. Todo ello parece indicar que para advertir la fragilización de un acero utilizando el SPT, el método de carga de hidrógeno más adecuado es el electrolítico y la entrada de hidrógeno debe mantenerse durante todo el ensayo (ensayos SPT in-situ).

En base a todo ello, en este trabajo se emplea la metodología SPT bajo condiciones de carga electroquímica in-situ en el análisis de la susceptibilidad a la FPH de un acero 42CrMo4. Al objeto de analizar la influencia de las diferentes variables metodológicas, en la carga electroquímica se utilizaron dos densidades de corriente (0.50 mA/cm² y 1.00 mA/cm²) y los ensayos SPT se realizaron a varias velocidades. También se evaluó la conveniencia o no de utilizar un cierto tiempo de precarga de hidrógeno previamente a la realización del ensayo SPT in-situ.

MATERIALES Y MÉTODOS

2.1. Materiales

El material utilizado en este estudio fue un acero comercial 42CrMo4 (%w = 0.42C, 0.98Cr, 0.22Mo, 0.62Mn, 0.18Si, 0.008P y 0.002S), cuya elevada resistencia mecánica y tenacidad le hacen un candidato ideal para su uso en entornos de hidrógeno a alta presión [4]. El acero de partida se sometió a un tratamiento térmico de austenización ($T = 845\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t = 40$ minutos), seguido de un temple en agua y revenido ($T = 700\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t = 2$ horas). La Figura 1 muestra la microestructura obtenida. Se trata de martensita revenida, con una notoria precipitación de carburos durante la etapa de revenido. Por su parte, las propiedades mecánicas fundamentales, límite elástico (σ_{YS}), resistencia a tracción (σ_U), alargamiento (A), estricción (Z) y tenacidad a la fractura (J_{Ic}) se muestran en la Tabla 1.

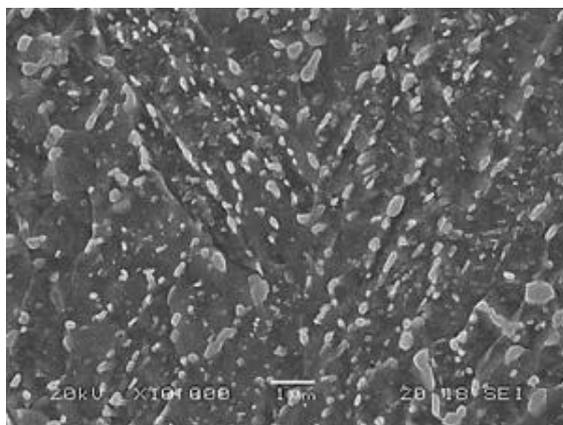


Figura 1. Microestructura del acero 42CrMo4-700

Tabla 1. Propiedades mecánicas del acero 42CrMo4-700.

Hardness (HV10)	σ_{YS} (MPa)	σ_U (MPa)	A (%)	Z (%)	J_{Ic} (kJ/m ²)
207	622	710	22	61	580

Para emular el ambiente de hidrógeno en el acero se optó por métodos electroquímicos. El electrolito utilizado fue 1 MH₂SO₄+0.25 g/l As₂O₃ debido a los buenos resultados obtenidos en otras investigaciones [5]. Según estos autores, con este electrolito y utilizando muestras de 1 mm de espesor, se consigue una concentración homogénea de hidrógeno a partir de las 3 horas de carga, tanto si la densidad de corriente utilizada es de 0.50 mA/cm² o de 1.00 mA/cm², si bien dicha concentración es de 0.90 ppm en el primer caso (0.50 mA/cm²) y de 1.2 ppm en el segundo (1.00 mA/cm²). Por su parte, los ensayos de permeación electroquímica, realizados siguiendo la metodología descrita en [6] y aplicando las dos densidades de corriente (0.50 mA/cm² y 1.00 mA/cm²), dieron como resultado, que si bien el transitorio cambia con la densidad de corriente utilizada, el coeficiente de difusión obtenido se mantiene prácticamente invariable: 2.89E-10 m²/s (para 0.50 mA/cm²) y 4.27E-10 m²/s (para 1.00 mA/cm²). En base a estos resultados, parece que el uso de una densidad de corriente u otra no tiene más influencia en el ensayo que la de proporcionar diferentes concentraciones de hidrógeno de partida.

2.2. Ensayo Small Punch Test

Los ensayos SPT se llevaron a cabo utilizando el utillaje estándar, aunque con ligeras modificaciones para la realización de los ensayos in-situ (Figura 2).

El punzón, situado en la parte inferior y de cabeza semiesférica, tiene un diámetro de 2.5 mm. La matriz, con un agujero de 4 mm de diámetro, se sitúa ahora en la parte superior, conteniendo el electrolito (1M H₂SO₄ + 0,25 g/l As₂O₃) y el contra-electrodo de Pt. La densidad de corriente (0.50 o 1.00 mA/cm²) se aplica utilizando una fuente externa que conecta el electrodo de Pt y el punzón. Todas las partes del dispositivo que se encuentran en contacto con el electrolito se fabricaron con material cerámico para eliminar las pérdidas de corriente y asegurar que la densidad de corriente sea la deseada. Las probetas SPT fueron de sección cuadrada 10x10 mm² y 0.50 mm de espesor nominal. El dispositivo se situó en una máquina de ensayos convencional con una capacidad de carga de 5 kN y el desplazamiento del punzón se midió con un extensómetro tipo COD.

Todos los ensayos se realizaron a temperatura ambiente y las muestras SPT sin hidrógeno se ensayaron a una velocidad de desplazamiento estándar de 0.20 mm/min. Los ensayos realizados en ambiente de hidrógeno se han llevado a cabo a diferentes velocidades (entre 0.02 y 0.26 mm/min cada 0.06 mm/min) al objeto de evaluar el efecto de la difusión del hidrógeno a la zona de proceso durante el ensayo.

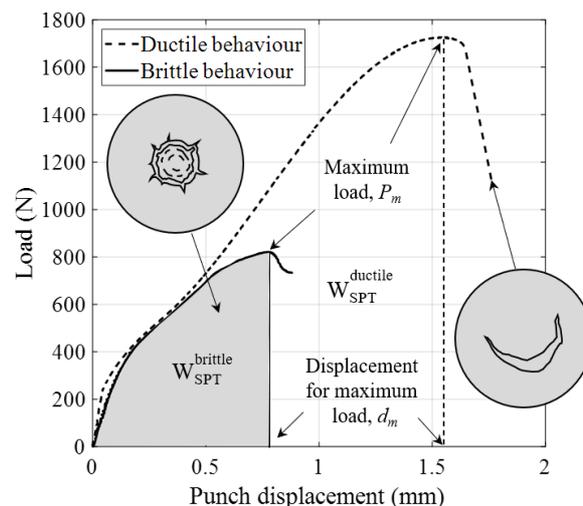
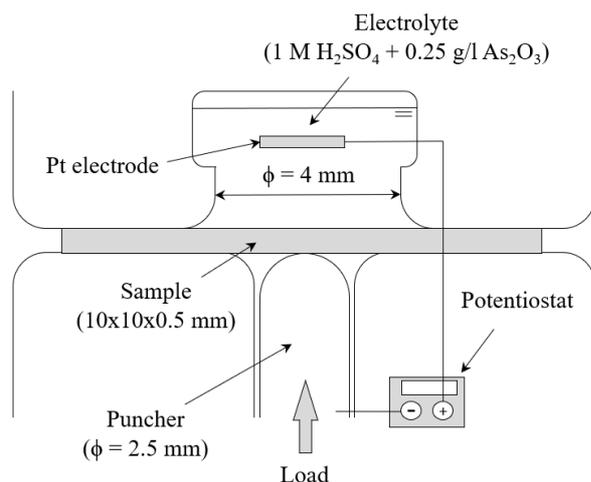


Figura 2. Ensayo SPT; (a) Esquema del dispositivo de ensayo SPT; (b) Análisis de la energía SPT en materiales frágiles y dúctiles.

Con objeto de analizar la posible influencia de que las probetas ya se encontrasen cargadas de hidrógeno antes de que se aplicase la carga mecánica, también se realizaron ensayos utilizando un periodo de precarga de hidrógeno previo al ensayo SPT in-situ propiamente dicho. Para calcular el tiempo de precarga necesario para conseguir una concentración homogénea se utilizó la ecuación (1) que define la profundidad de entrada del hidrógeno en función del tiempo a través del coeficiente de difusión.

$$x = \sqrt{D_{eff} \cdot t} \quad (1)$$

Utilizando los coeficientes de difusión obtenidos para las dos densidades de corriente que se utilizan y teniendo en cuenta que el espesor de las probetas SPT es de aproximadamente $x = 0.50$ mm, se obtuvieron tiempos de 9.76 y 14.42 minutos para 1.00 mA/cm² y 0.50 mA/cm², respectivamente. De acuerdo con estos resultados y para asegurar una concentración de hidrógeno homogénea en todo el espesor al inicio del ensayo, se fijó un valor de tiempo de precarga de 15 minutos para ambas densidades de corriente.

Concluidos los ensayos SPT, se calcula la energía de fractura, W_{SPT} , como el área encerrada por las curvas hasta la carga máxima (Figura 2b). Comparando los valores de la energía de fractura de los ensayos al aire (W_{SPT}^{Air}) con los obtenidos en ambiente de hidrógeno ($W_{SPT}^{Hydrogen}$) se obtiene el denominado Índice de Fragilización por Hidrógeno, FPH :

$$FPH (\%) = (W_{SPT}^{Air} - W_{SPT}^{Hydrogen}) / W_{SPT}^{Air} \cdot 100 \quad (2)$$

También la forma de rotura de las probetas ensayadas puede proporcionarnos información. Si las probetas siguen un comportamiento dúctil, la rotura se produce tras una considerable deformación, durante la cual la muestra toma una forma de copa, para finalmente

fracturarse en la típica forma de semi-círculo (Figura 2b). Además, la medida del espesor de la probeta en la zona de rotura, t_f , permitirá calcular lo que denominaremos reducción relativa del espesor, RRT (ecuación 3), parámetro ya utilizado por otros investigadores [7] para evaluar la fragilización por hidrógeno.

$$RRT (\%) = (1 - t_f/t_0)_{H_2} / (1 - t_f/t_0)_{Air} \times 100 \quad (3)$$

donde t_0 es el espesor inicial de la probeta. Para medir el espesor final, se procedió al corte de la probeta por la zona de rotura, y tras embutirla y pulirla, proceder a visualizarla en el microscopio electrónico de barrido (SEM JEOL-JSM5600).

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Influencia de la precarga de hidrógeno

Las curvas recogidas en la Figura 3 muestran las curvas SPT obtenidas tras la realización de ensayos sin presencia de hidrógeno (Air) o en presencia de este elemento utilizando la misma velocidad de ensayo y las dos densidades de corriente: 0.50 mA/cm² (Figura 3a) y 1 mA/cm² (Figura 3b). La Tabla 2 muestra los principales parámetros de estos ensayos. El efecto del hidrógeno se deja notar en la última zona de las curvas, alcanzándose menores valores de carga máxima a menores valores de desplazamiento, incluso cuando se utiliza la velocidad de ensayo standard que puede considerarse relativamente rápida. Obviamente, la fragilización inducida por hidrógeno es aún más notoria cuando se utiliza la mayor densidad de corriente debido a la mayor concentración de hidrógeno en las probetas.

Por el contrario, la utilización de un periodo de precarga de hidrógeno previo a la realización del ensayo SPT in-situ, no muestra ninguna consecuencia apreciable en el comportamiento de las probetas, por lo que puede afirmarse que la precarga previa no es necesaria, al menos para el espesor y condiciones analizados.

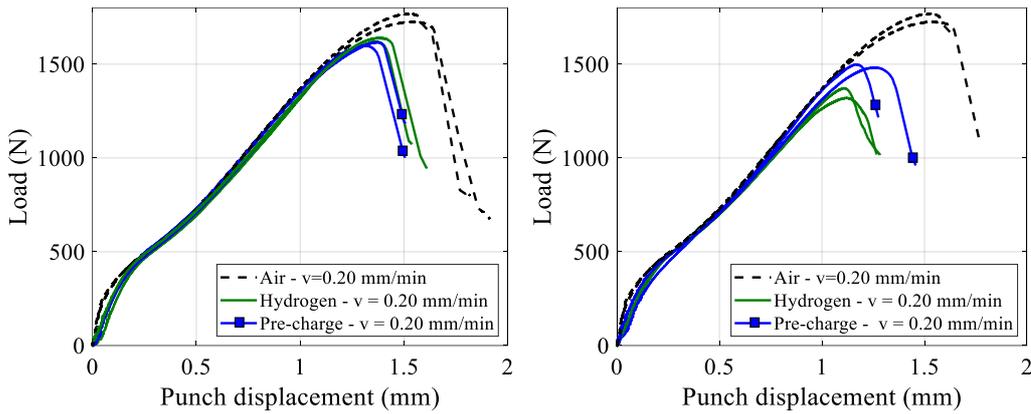


Figura 3. Resultados ensayos SPT con probetas precargadas; (a) $I = 0.50 \text{ mA/cm}^2$; (b) $I = 1.00 \text{ mA/cm}^2$

Tabla 2. Resultados ensayos SPT con probetas precargadas.

Test condition	I (mA/cm ²)	t ₀ (mm)	P _m (N)	d _m (mm)	W _m /t ² (N/mm)
Air	-	0.466 ± 0.006	1763.98 ± 31.13	1.54 ± 0.043	7442.00 ± 392.1
Without pre-charging	1.00	0.487 ± 0.011	1346.10 ± 36.95	1.11 ± 0.008	3646.81 ± 173.84
	0.50	0.471 ± 0.001	1630.47 ± 14.36	1.37 ± 0.013	5964.68 ± 431.31
Pre-charging	1.00	0.482 ± 0.013	1499.00 ± 12.02	1.17 ± 0.064	4350.00 ± 515.48
	0.50	0.473 ± 0.009	1608.53 ± 12.73	1.34 ± 0.039	5622.39 ± 354.77

3.2 Influencia de la velocidad de ensayo y densidad de corriente

La Figura 4 recoge las curvas SPT obtenidas tras los ensayos SPT in-situ realizados a las diferentes velocidades de ensayo y en las dos condiciones de densidad de corriente utilizadas. Por su parte, la Tabla 3 contiene los principales parámetros obtenidos.

Como puede observarse, sea cual sea la densidad de corriente utilizada, conforme disminuye la velocidad de desplazamiento aumenta la fragilización exhibida por las probetas, a través de una clara reducción tanto de la carga máxima como del desplazamiento correspondiente a dicha carga.

Por su parte, el efecto fragilizador del hidrógeno a cualquiera de las velocidades utilizadas también se ve

incrementado cuando aumenta la densidad de corriente utilizada, debido, obviamente, a la mayor concentración de hidrógeno en las probetas.

Nótese que el uso de una velocidad de ensayo más pequeña es mucho más influyente que el hecho de duplicar la densidad de corriente de carga electrolytica. En otras palabras, cuanto más tiempo se proporciona al hidrógeno para difundir hacia la zona más tensionada de la probeta, mayor será la acumulación de hidrógeno en la zona de proceso, lo que tiene un efecto más acusado que el hecho de tener una mayor concentración de hidrógeno en la superficie debido a la utilización de una mayor densidad de corriente.

El efecto de las condiciones de ensayo utilizadas también pudo ser observado en el aspecto de la fractura exhibida por las muestras. La Figura 5 muestra el aspecto de

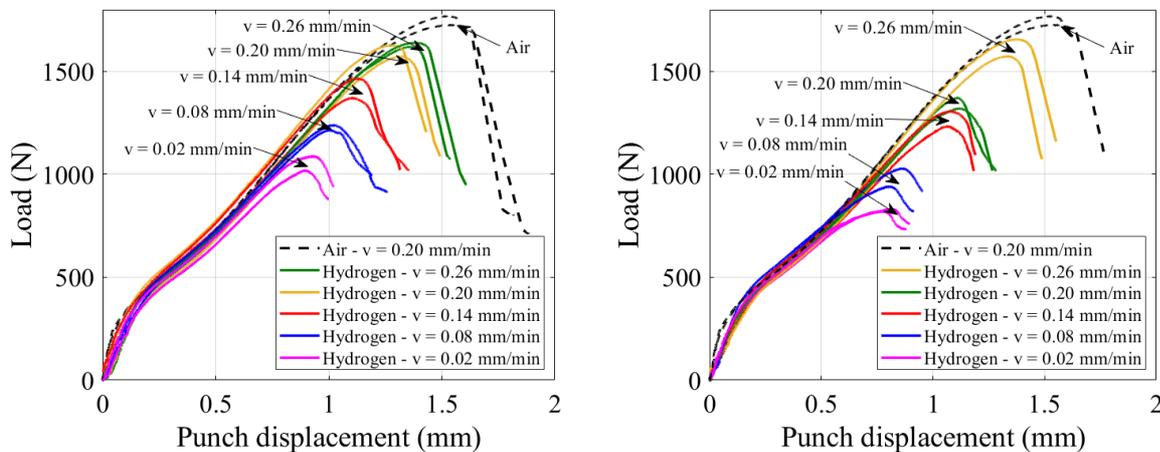


Figura 4. Resultados ensayos SPT con probetas ensayadas in situ; (a) $I = 0.50 \text{ mA/cm}^2$; (b) $I = 1.00 \text{ mA/cm}^2$

Tabla 3. Resultados ensayos SPT con probetas ensayadas in situ.

Test condition	I (mA/cm ²)	v (mm/min)	t _f /t ₀ (-)	W _m /t ² (N/mm)	RRT (%)	HEI (%)
Air	-	0.20	0.34	7442.00	-	-
		0.26	0.54	5421.69	69.70	25.77
In situ	0.50	0.20	0.71	5964.68	43.94	51.45
		0.14	0.79	3918.95	31.82	53.02
		0.08	0.80	3132.71	30.30	66.62
		0.02	0.93	2635.53	10.61	71.42
	1.00	0.26	0.47	5576.53	80.30	29.02
		0.20	0.54	3646.81	69.70	22.11
		0.14	0.65	3529.08	53.03	47.83
		0.08	1.00	2507.78	0.00	58.30
		0.02	0.85	2146.69	22.73	64.92

algunas de las muestras. En dicha figura también se incluyen imágenes de las secciones transversales de las probetas utilizadas para la medida del espesor final de las mismas en la zona de rotura. Es fácil observar cómo el diámetro de la zona de rotura disminuye con la velocidad de desplazamiento. Además, y para una velocidad de ensayo determinada, el tamaño de dicha zona disminuye cuando se utiliza una densidad de corriente más elevada. Lo mismo ocurre con las fisuras secundarias, que partiendo de la rotura central se extienden en dirección radial, y que indican una tendencia a un comportamiento más frágil.

Teniendo en cuenta las expresiones (2) y (3) es posible calcular la susceptibilidad del material a la FPH para las

diferentes condiciones de ensayo. Al representar gráficamente la evolución de los valores RRT (Figura 6a) y HEI (Figura 6b) frente a la velocidad de ensayo, se observa una clara tendencia en los resultados. La disminución de la velocidad de ensayo proporciona un mayor tiempo para que el hidrógeno difunda hacia las zonas más tensionadas, lo que provoca que se necesiten menores valores de carga y desplazamiento para provocar el fallo, obteniéndose, en consecuencia, mayores índices de fragilización, definidos a partir de la energía en carga máxima (Figura 6b). Dichas condiciones críticas, se alcanzarán, además, a menores valores de deformación, por lo que si la velocidad de

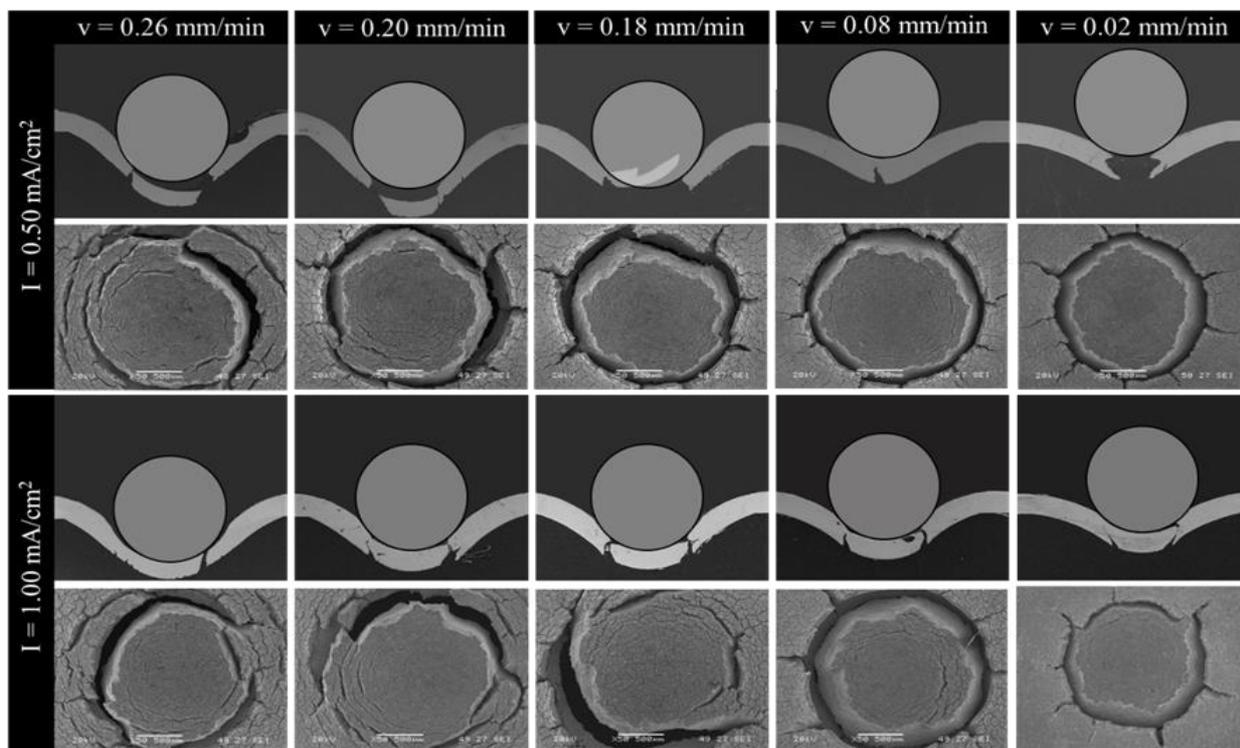


Figura 5. Fractografías y secciones transversales de probetas SPT ensayadas in-situ

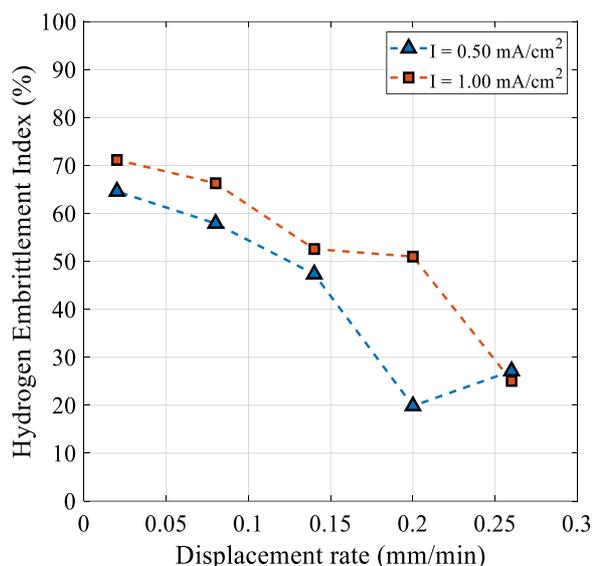
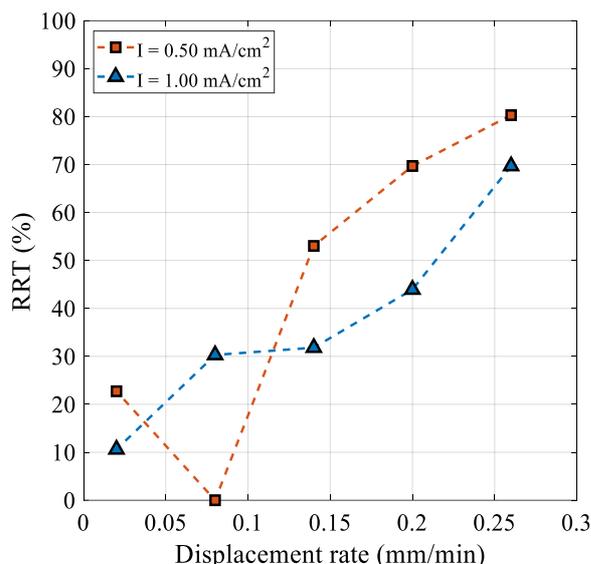


Figura 6. Resultados ensayos SPT con probetas ensayadas in situ; (a) $I = 0.50 \text{ mA/cm}^2$; (b) $I = 1.00 \text{ mA/cm}^2$

ensayo es baja, el espesor de las probetas en la zona de fractura apenas se habrá reducido, obteniéndose valores de *RRT* muy bajos, que irán creciendo con la velocidad de ensayo.

CONCLUSIONES

Se ha puesto a punto una metodología para la realización de ensayos SPT con carga de hidrógeno in-situ, demostrándose que, al menos en las condiciones analizadas, no es necesario realizar una precarga de hidrógeno previa al ensayo mecánico.

El efecto fragilizador del hidrógeno aumenta conforme disminuye la velocidad de ensayo y aumenta la densidad de corriente utilizada.

Se ha validado que los parámetros *HEI* y *RRT* permiten cuantificar de manera precisa el fenómeno de fragilización por hidrógeno en los distintos escenarios evaluados.

Este fenómeno también puede definirse cualitativamente a través de la evaluación de las superficies de rotura. El diámetro de rotura de la muestra cambia de acuerdo a la condición de ensayo dado que influyen en la posición de acumulación crítica de hidrógeno.

AGRADECIMIENTOS

Al Ministerio de Ciencia, Innovación y Universidades la financiación recibida en el marco del proyecto RTI2018-096070-B-C31. V. Arniella también agradece a este ministerio la concesión de la ayuda FPI-RTI2018-096070-B-C31 y G. Álvarez al Principado de Asturias por la ayuda Severo Ochoa PA-20-PF-BP19-087. Por último, se agradece a los Servicios científico-técnicos de la Universidad de Oviedo por el uso del microscopio electrónico de barrido SEM JEOL-JSM5600.

REFERENCIAS

- [1] Afnor, ECISS/TC 101 “Small Punch Test Method for Metallic Materials,” AFNOR, 2019.
- [2] A. Zafra et al. 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.
- [3] G. Álvarez et al. Hydrogen embrittlement of structural steels: Effect of the displacement rate on the fracture toughness of high-pressure hydrogen pre-charged samples, *Int. J. Hydrogen Energy.* (2019).
- [4] A. Zafra et al. Effects of hydrogen on the fracture toughness of 42CrMo4 steel quenched and tempered at different temperatures, *Int. J. Press. Vessel. Pip.* 171 (2019) 34–50.
- [5] G. Álvarez et al. Hydrogen embrittlement analysis in a CrMoV steel by means of sent specimens, *Theor. Appl. Fract. Mech.* 106 (2020) 102450.
- [6] A. Zafra et al. Hydrogen diffusion and trapping in A 42CrMo4 quenched and tempered steel: Influence of tempering temperature, *Int. J. Hydrogen Energy.* 45 (2020) 31225–31242.
- [7] H.S. Shin et al. Numerical analysis for characterizing hydrogen embrittlement behaviors induced in STS316L stainless steel using an in-situ small-punch test, *Theor. Appl. Fract. Mech.* 116 (2021) 103139.

CCC specimen: A novel specimen for FCG studies under plane strain conditions

FV, Antunes¹; A, Camacho-Reyes², ER, Sérgio^{1*}; JM Vasco-Olmo², FA Diaz², DM, Neto¹

¹ Centre for Mechanical Engineering, Materials and Processes (CEMMPRE).

Department of Mechanical Engineering. University of Coimbra.

R. Luis Reis dos Santos 290, 3030-194 Coimbra

² Departamento de Ingeniería Mecánica y Minera, Universidad de Jaén, Jaén, Spain

Persona de contacto: fernando.ventura@dem.uc.pt

ABSTRACT

Fatigue crack growth is usually studied using CT or MT specimens, which have through-thickness cracks. Plane strain conditions are assumed to exist for relatively thick specimens ($t \geq 10$ mm), while plane stress state is studied considering thin specimens ($t < 4$ mm). However, the crack front has always corner points, even in thick specimens, and interior regions even in thin specimens, therefore pure stress states are never reached. A novel specimen is proposed here, able to simulate pure plane strain conditions. It is a cylindrical specimen with central crack, obtained by additive manufacturing. There are no corner points along crack front, which propagates keeping a circular shape. Therefore, all the complexities associated with crack shape, corner points and variation of crack closure along crack front are avoided. The specimens may be used to develop comparative studies in air and vacuum, avoiding expensive vacuum chambers. Ti6Al4V titanium alloy specimens were produced by SLM with a diameter of 10 mm, and the effectiveness of the concept was proved. However, the measurement of crack length inside the specimen is a challenging task. A numerical approach was followed to determine crack length from compliance measurements.

KEYWORDS: Fatigue crack growth, Plane strain; Novel specimen; Central crack

1. INTRODUCTION

Fatigue crack growth (FCG) in metals is typically studied using $da/dN-\Delta K$ plots obtained experimentally in C(T) or M(T) specimens [1,2]. These geometries have through-thickness cracks, being the interior region usually assumed to have plane strain conditions, while the near surface regions are expected to have plane stress state. Specimens with a thickness lower than 4 mm are usually assumed to be under plane stress state [3], while specimens with a thickness higher than 10 mm are considered to have a dominance of plane strain state [4]. However, even very thick specimens have surface regions, which may be expected to influence FCG rate. On the other hand, thin specimens still have interior regions. Therefore, the use of specimens with through-thickness cracks does not permit pure stress states and there is a great uncertainty about the influence of residual stress states. Branco *et al.* [5] proposed the use of lateral notches on through-thickness cracks in order to reduce the extent of surface region and promote plane strain state, but this does not eliminate the corner points and its effect on FCG. In fact, the corner points are a source of complexity. The order of singularity depends on Poisson's ratio of the material and on the intersection angle of the crack with the free surface [6]. The extent of surface regions is also

difficult to define and is expected to depend on crack angle at the surface. FCG produces a fast convergence to iso-K shapes, i.e., to crack front shapes having a constant distribution of ΔK . Another main issue in this context is the variation of plasticity induced crack closure (PICC) along crack front. There is a great controversy about the relevance of this phenomenon on FCG, however there is a consensus that crack closure is much more relevant for plane stress state compared with plane strain state [7]. Also, the numerical studies showed lower values of PICC for plane strain state compared with the plane stress state [8]. The extent of near surface region having a significant level of PICC is also an important issue. Camas *et al.* [9] showed that the surface region increases with K in C(T) specimens.

In summary, the use of through cracks in the study of FCG involves several issues, namely the complex shape of the cracks which is greatly affected by crack closure phenomenon. There is a great uncertainty about the dominant stress state, or even of the extent of surface region near corner points. Therefore, it would be interesting to have specimen geometries with pure stress states and well defined geometry of the crack front. The main objective of this paper is to propose a specimen geometry which permits pure plane strain state along the whole crack front. This geometry takes advantage of the novel additive manufacturing technologies, in order to introduce a central crack in a cylindrical geometry.

Therefore, it is named CCC specimen: Cylindrical with Central Crack. This specimen is an excellent opportunity to finally obtain results for pure plane strain state, which can be compared with results from classical geometries. The novel specimen geometry may also have a second interest. In fact, since the crack is inside the cylindrical specimen, the atmosphere is not accessible to the crack front. The effect of environment is particularly relevant for relatively low values of FCG rate, namely in region I of $da/dN-\Delta K$ curves [10]. The effect of environment is typically studied using vacuum chambers, which are complex and expensive.

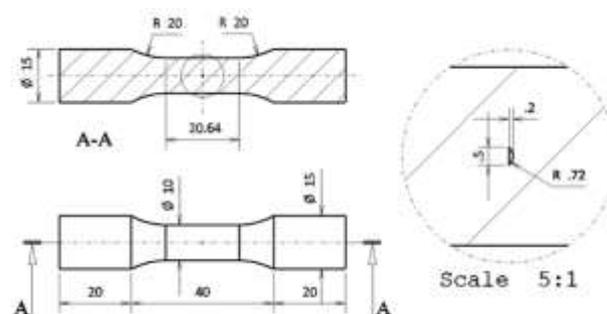
2. PROOF OF CONCEPT

The validity of the proposed concept was tested in specimens made of Ti6Al4V titanium alloy. Figure 1 presents the geometry proposed for the novel specimen. It is a cylindrical geometry with a larger diameter at the extremities for the fixation in the testing machine. In the working area the specimen has a diameter of 10 mm. The interior crack is nearly cylindrical, having an initial diameter of 0.5 mm and a thickness of 0.2 mm. The only technical requirement is the existence of an internal defect at the centre of the specimen. The size and shape of this defect is not a problem for crack propagation studies. A similar geometry was defined for crack's behavior comparison, as illustrated in Figure 2. In this geometry a small tunnel was included along the axis of the specimen, with a diameter of 0.4 mm, providing access of air to the crack front region. The objective is to compare FCG results from both specimens, in order to evaluate the effect of vacuum. The grips of the testing machine do not prevent the passage of the air.

The specimens were synthesized by Lasercusing® with layers growing towards the direction of loading application. The samples were processed using a The ProX DMP 320 high-performance metal additive manufacturing system, incorporating a 500 W fiber laser. Powders were deposited, layer by layer, with approximately sixty microns thickness. Metal powder was the titanium Ti6Al4V Grade 23 alloy. The deposition plane was coincident with the plane of the cross section of specimens, which were built with layers of 30 μ m. After samples production, they were submitted to a heat treatment of residual stress relief that consisted on heating the samples up to 670°C. The samples were then kept at this temperature for five hours and then cooled at room temperature. After all processes the specimens were machined and polished for the final dimensions.

The fatigue tests were carried out in a servo hydraulic machine, applying a sinusoidal wave under force-controlled conditions at $R=0$, room temperature and 15 Hz of frequency. The maximum load was 30 kN, which gives a maximum remote stress of 382 MPa. Marking was made with the application of overloads with an overload ratio of 2. These overloads were applied when the displacement range increased 0.002 mm. This displacement was measured using a 12.5 mm gauge length extensometer that was directly clamped to the

gauge zone of the specimen. The $a-N$ curves were obtained with the recorded number of cycles between overloads and the distance between each overload.



(a)



(b)

Figure 1. (a) Cylindrical specimen with internal crack (mm); (b) Real specimen produced by SLM.

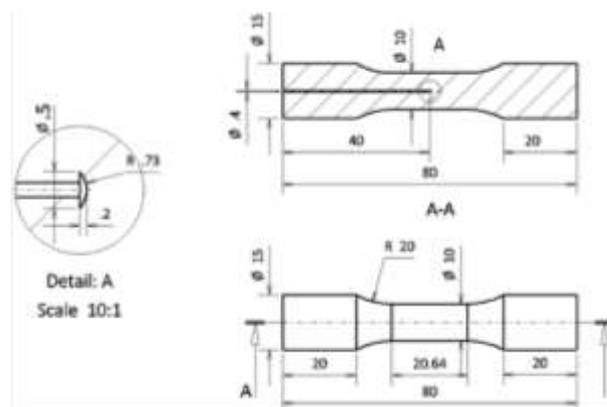


Figure 2. Cylindrical specimen with internal crack and access to external environment (mm).

The cracks systematically initiated from the central defect, which indicates that the AM process is adequate to produce artificial defects in components. Figure 3 shows two representative examples of fracture surface. Figure 3a resulted from crack propagation in air while Figure 3b resulted from crack propagation in vacuum. The cracks propagated from the central defect assuming a circular shape in both cases, as can be observed in Figure 3 (white arrows). The red arrows in Figures 3a and 3b indicate the overload marking and the final fracture. The presence of the air, Figure 3a, led to a more irregular fracture surface with the overload marks less visible. Mi and Alliabadi [11] numerically studied the propagation of central cracks in cylindrical bars and predicted circular shapes, as obtained here experimentally. Juneta *et al.* [12] also observed circular shapes using synchrotron

tomography in situ testing. The deviation from a circular shape indicates a deviation from axial loading to a mix between bending and tension.

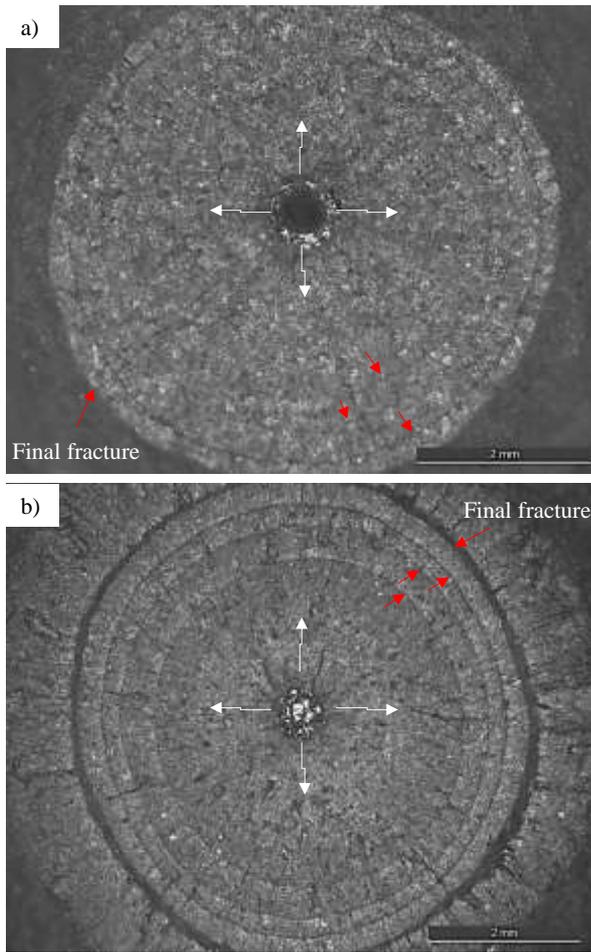


Figure 3. Fracture surfaces. (a) Crack propagation in air. (b) Crack propagation in vacuum.

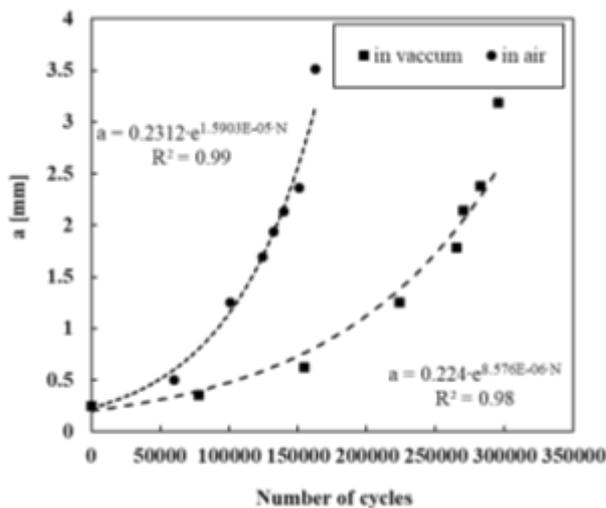


Figure 4. Effect of environment on $a-N$ curves ($\sigma_{max}=382$ MPa, $\sigma_{min}=0$, Ti6Al4V alloy).

The resulting $a-N$ curves are presented in Figure 4, highlighting that FCG life in vacuum is higher than in air. In other words, for the same crack extension, the number of cycles to achieve the crack extension is higher in vacuum, which means that the FCG rate in vacuum is lower than in air.

The applicability of the concept of CCC specimen is therefore proved. The main problem of specimens with central crack is the difficulty of measurement of crack length inside the specimen. The crack length is usually measured optically on the surface of C(T) or M(T) specimens, as recommended in standards [1,2]. In internal cracks this is not possible, therefore indirect measurements of crack length are required. This is a challenging task which falls in the field of structural health monitoring, which is a powerful tool of modern industry able to continuously evaluate the fatigue damage of engineering parts. The solution adopted here consisted in the use of an extensometer to detect small variations of compliance and the marking of fracture surfaces with overloads. However, for small crack lengths there is a minor variation of compliance, which is very difficult to detect with the extensometer. Besides, the use of overloads as marker bands has a local effect on FCG, increasing the fatigue life. The plane strain state reduces this negative effect of overload marking, since the application of overloads in through-thickness cracks is felt essentially near the corner points. Anyway, there is some effect on fatigue life. Alternative approaches may be proposed for crack length measurement, namely:

- the use of synchrotron tomography and in situ testing [12]. However, this needs complex equipment which is not easily available. Additionally, it would not be easy to place the mechanical device needed to apply the load, inside the tomography equipment.
- use of vibration analysis to measure crack length. The resonant frequency depends on material properties and geometry. The presence of defects may change the resonant frequency. Macek *et al.* [13] proposed the use of the changes in the dynamic response, using uniaxial acceleration sensors, enabling the correlation of the stiffness variations with the crack length.
- use of potential drop. A similar problem exists in tests at elevated temperature inside a furnace even using standard specimens [14]. Therefore crack length was measured using potential drop. Small wires made of titanium were welded to opposite flanks of the notch, and the crack growth produces an increase of potential drop. A calibration curve was used to obtain crack length from potential drop measurements. Campagnolo *et al.* [15] studied fatigue crack initiation and propagation phases of cylindrical circumferentially notched specimens characterized by different values of the notch tip radius. Crack length was monitored by the electrical potential drop method, and the calibration curves were derived by means of electrical FE analyses.
- The variation of compliance is an alternative solution to measure the crack length. This is also proposed in ASTM standard for the measurement of crack length in C(T) and

MT specimens. This solution is studied numerically in here.

3. CRACK MEASUREMENT USING COMPLIANCE VARIATIONS

The finite element mesh of the solid specimen is presented in Figure 5. Three distinct zones were considered to reduce the computational times: a very refined zone with an element size of 8µm, transversal to the specimen in the lower part; the transition zone and the coarser mesh area. For this same purpose only ¼ of the specimen's geometry is modelled. In the end 21427 linear 2D finite elements and 21837 nodes were employed, the simulations were run considering axisymmetric conditions. The CCC specimen was subjected to constant amplitude load cycles, in Mode I, varying between $F_{min}=1600$ N and $F_{max}=16000$ N. This leads to a stress ratio $R=0.1$.

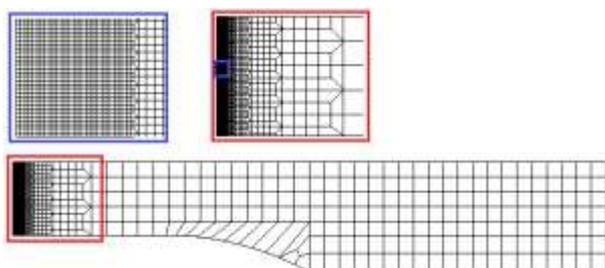


Figure 5. Finite element mesh of the CCC specimen.

The material considered in this study was an aluminium alloy. The numerical compliance is evaluated using:

$$C = \frac{\Delta L}{\Delta F} \quad (1)$$

where ΔL and ΔF denote the gauge length variation and applied force variation, respectively. Figure 6 presents the evolution of compliance with crack length, a , at three distinct measurement points. The compliance is normalized with the axial coordinate of the measurement point while a is normalized by specimen's radius. For low crack sizes ($a/R < 0.4$), the variation of compliance is very small, which is not interesting to identify crack length from compliance variations. On the other hand, for larger crack lengths there is a significant influence of crack length and measurement point on compliance values.

To measure an increment in the crack size Δa , it is necessary to measure the difference between the compliances, ΔC , for the initial and final crack size, On this way, if Δa to be measured is very small, then the required ΔC to be captured will be also very small, and possibly below the experimental precision. Moreover, the minimum Δa that can be measured experimentally is

related to the minimum ΔC that may captured.

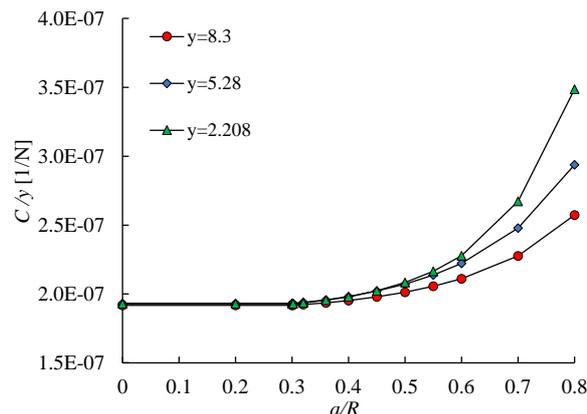


Figure 6. Compliance versus crack length.

Trend lines were added to curves, similar to those shown in Figure 6, but without the y coordinate normalisation. The derivative of each trend line allows to knowing the accuracy on the ΔC measuring required to compute the minimum capturable crack size increment. Inversely it also allows to calculate the required ΔC measuring precision to capture the desired Δa . The Compliance derivatives are:

$$\left. \frac{dC}{d\left(\frac{a}{R}\right)} \right|_{y=2.208} = 5.96 * 10^{-6} \left(\frac{a}{R}\right)^2 - 2.76 * 10^{-6} \left(\frac{a}{R}\right) + 2.55 * 10^{-7} \quad (2)$$

$$\left. \frac{dC}{d\left(\frac{a}{R}\right)} \right|_{y=5.28} = 6.80 * 10^{-6} \left(\frac{a}{R}\right)^2 - 2.44 * 10^{-6} \left(\frac{a}{R}\right) + 1.85 * 10^{-7} \quad (3)$$

$$\left. \frac{dC}{d\left(\frac{a}{R}\right)} \right|_{y=8.3} = 6.81 * 10^{-6} \left(\frac{a}{R}\right)^2 - 2.36 * 10^{-6} \left(\frac{a}{R}\right) + 1.72 * 10^{-7} \quad (4)$$

4. STRESS INTENSITY FACTOR SOLUTION

The K solution is important to develop FCG studies in the CCC specimen. Benthem [15] proposed the following solution:

$$K = Y\sigma\sqrt{\pi a} \frac{\sqrt{1-\lambda}}{1-\lambda^2} \quad (5)$$

$$\sigma = \frac{F}{\pi R^2} \quad (6)$$

$$Y = \frac{2}{\pi} \left(1 + 0.5\lambda - \frac{5}{8}\lambda^2 + 0.268\lambda^3 \right) \quad (7)$$

where F is the applied force, R_s is specimen's radius, as illustrated in Figure 1, and $\lambda=a/R$. Alegre *et al.* [16]

calculated the SIF using the path independent J -integral parameter. The stress intensity factor is obtained using:

$$K = Y\sigma\sqrt{\pi a} \quad (8)$$

The remote stress is also given by equation 6 while the geometric factor is presented in Table 1. A polynomial function was fitted to the geometry factor:

$$Y = 1.9619\lambda^4 - 1.7342\lambda^3 + 0.7541\lambda^2 - 0.1103\lambda + 0.6424 \quad (9)$$

This solution was defined for $\lambda \leq 0.8$, therefore for a shorter range than the values in Table 1. The average difference between Jesus's solution and Benthem's solution is only 0.39%, which is a good indication for the accuracy of both solutions.

A comparison was made with K solutions for CT and MT specimens, as illustrated in Figure 7. Note that the CCC specimen specimen has a fastest variation of K with crack length, which is associated with the change of cross-section area.

Table 1. Geometric factor.

a/R	Y
0.05	0.6386
0.2	0.6398
0.4	0.6582
0.6	0.7274
0.8	0.9525
0.95	1.8441

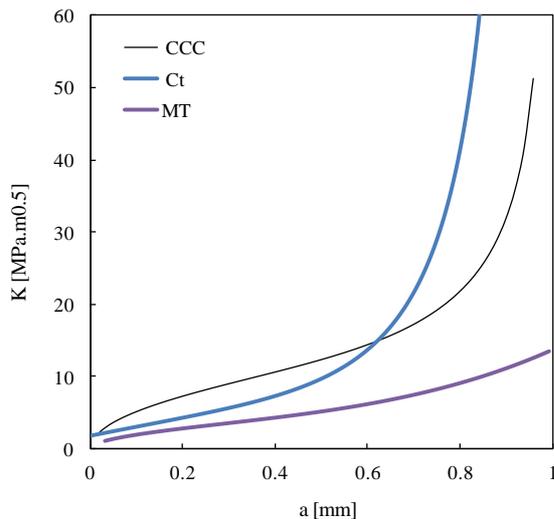


Figure 7. K solution: Comparison with other specimen geometries.

4. CONCLUSIONS

A novel cylindrical specimen with a central crack is proposed, in this work, to study fatigue crack growth under pure plane strain conditions in both air and vacuum environments. The specimen is produced by additive manufacturing, which permits the positioning of the crack at a central position. The proof of concept was made with Ti6Al4V titanium alloy specimens with a diameter of 10 mm produced by SLM. The specimens were tested and the crack propagated as expected, producing circular crack shapes. Marking with overloads was used to measure crack length, in order to obtain $a-N$ curves. The crack grows keeping a circular shape, without corner points. This avoids different issues, namely the effect of crack shape on compliance changes. Besides, any departure from pure circular shape is an indication of incorrect loading alignment.

The only disadvantage identified is the difficulty in measuring crack length inside the specimen. A numerical study of compliance changes was developed using an axisymmetric numerical model. The compliance has a low sensitivity to crack length changes up to $a/R=0.4$, being a the crack length and R the specimen's radius. Analytical solutions are proposed for dC/da , being C the compliance, based on the numerical results.

Finally, the K solutions found in literature for the CCC specimen, were compared, showing a perfect match. Besides, they are compared with the solutions for CT and MT specimens.

ACKNOWLEDGMENTS

Authors acknowledge project no. 028789, financed by the European Regional Development Fund (FEDER), through the Portugal-2020 program (PT2020), under the Regional Operational Program of the Center (CENTRO-01-0145-FEDER-028789) and the Foundation for Science and Technology IP/MCTES through national funds (PIDDAC). This research is also sponsored by FEDER funds through the program COMPETE—Programa Operacional Factores de Competitividade—and by national funds through FCT—Fundação para a Ciência e a Tecnologia—, under the project UIDB/00285/2020.

REFERENCES

- [1] ASTM E 647-11: Standard test method for measurement of fatigue crack growth rates. Philadelphia: American Society for Testing and Materials, 2011, ASTM.
- [2] ISO 12108. Metallic materials – fatigue testing – fatigue crack growth method. Geneva: International Organization for Standardization (ISO); 2012.
- [3] S. Daneshpour,; Koçak, M.; Langlade, S.; Horstmann M. Effect of overload on fatigue crack retardation of aerospace Al-alloy laser welds using crack-tip plasticity analysis. Int J Fatigue 2009, 31, 1603–1612.
- [4] Shercliff, H.R.; Fleck, N.A. Effect of specimen

- geometry on fatigue crack growth in plane strain – II overload response. *Fatigue Fract Engng Mater Struct* 1990, 13(3), 297-310.
- [5] Branco, R.; Silva, J.M.; Infante, V.; Antunes, F.V.; Ferreira, F. Using a standard specimen for crack propagation under plane strain conditions. *Int J Structural Integrity* 2010, 1(4), 332-343.
- [6] Bažant, Z.P.; Estenssoro, L.F. Surface singularity and crack propagation. *Int J Solids Struct* 1979, 15(5), 405-426.
- [7] Ewalds, H.L.; Furnée, R.T. Crack closure measurements along the crack front in center cracked specimens. *Int J Fracture* 1978, 14, R53-R55.
- [8] Zhao, L.G.; Tong, J.; Byrne, J. The evolution of the stress–strain fields near a fatigue crack tip and plasticity induced crack closure revisited. *Fatigue Fract Engng Mater Struct* 2004, 27, 19–29.
- [9] Camas, D.; Garcia-Manrique, J.; Gonzalez-Herrera, A. Numerical study of the thickness transition in bi-dimensional specimen cracks. *Int J Fatigue* 2011, 33, 921–928.
- [10] Sunder, R. Unraveling the Science of Variable Amplitude Fatigue. *J ASTM Int* 2012, 9(1), 1-32.
- [11] Mi, Y.; Aliabadi, M.H. Three-dimensional crack growth simulation using BEM. *Computers & Structures* 1994, 52 (5), 871-878.
- [12] Juneta, A.; Messenger, A.; Boulmat, X.; Weck, A.; Boller, E.; Helfen, L.; Buffiere, J.-Y. Fabrication of artificial defects to study internal fatigue crack propagation in metals. *Scripta Materialia* 2019, 171, 87–91.
- [13] Macek, W.; Owsinski, R.; Trembacz, J.; Branco, R. Three-dimensional fractographic analysis of total fracture areas in 6082 aluminium alloy specimens under fatigue bending with controlled damage degree. *Mech Mater* 2020, 147, 103410.
- [14] Černý, I. The use of DCPD method for measurement of growth of cracks in large components at normal and elevated temperatures. 2004, *Engng Fract Mech* 2004, 71(4), 837-848.
- [15] J.P. Benthem, W.T. Koiter, Asymptotic approximations to crack problems, *Methods Anal. Solut. Crack Probl.* (1973).
- [16] J.M. Alegre , I.I. Cuesta , A. Díaz, Stress-intensity factor solutions for embedded elliptical cracks in round bars subjected to tensile load, *Theoretical and Applied Fracture Mechanics* 117 (2022) 103189

APLICABILIDAD DEL ENSAYO DE TRACCIÓN DE ANILLO MODIFICADO PARA LA DETERMINACIÓN DE LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE TUBOS Y TUBERÍAS

Pedro Miguel Bravo Díez¹, Jose Calaf-Chica¹, Mónica Preciado Calzada¹, David Curto Cardenas¹

¹ Grupo de investigación en Ciencia e Ingeniería de Materiales (CIMA),
Escuela Politécnica Superior. Universidad de Burgos.
Avenida Cantabria s/n, E09006 Burgos, Spain
*Persona de contacto: pmbravo@ubu.es

RESUMEN

La caracterización de las propiedades mecánicas de tubos en la dirección circunferencial es de interés tanto desde el punto de vista científico como industrial. Los tubos fabricados sin soldadura (tubos sin costura) suelen presentar anisotropía en cuanto a sus propiedades mecánicas si se consideran las direcciones longitudinal y transversal. Se han venido utilizando diferentes tipos de ensayos tecnológicos, como el ensayo de expansión o el de abocardado, que presentan inconvenientes a la hora de obtener valores de propiedades mecánicas. En este trabajo se aborda la aplicabilidad del ensayo de tracción circunferencial de un anillo obtenido del tubo a caracterizar (Ring Hoop Tension Testing- RHTT) con algunas simplificaciones en el utillaje utilizado. Se trata, por una parte, de eliminar la necesidad de fabricar un utillaje para cada diámetro de tubo y, por otra parte, de determinar la influencia de estos cambios a la hora de estimar las propiedades mecánicas de interés. Con este fin se han realizado simulaciones numéricas MEF y se han llevado a cabo ensayos experimentales para obtener una visión de las posibles dificultades que presentaría la aplicación de la metodología propuesta.

PALABRAS CLAVE: Ensayo de tracción circunferencial de anillos, Ensayo de anillos miniatura, límite elástico, tubos, tuberías.

ABSTRACT

The characterization of the mechanical properties of tubes in the hoop direction is of interest from both a scientific and an industrial point of view. Tubes manufactured without welding (seamless tubes) tend to show anisotropy in terms of their mechanical properties when considering the longitudinal and hoop directions. Different types of technological tests have been used, such as the expansion test or the tube-end flaring test, which have drawbacks when it comes to obtaining mechanical property values. This work addresses the applicability of the circumferential traction test of a ring obtained from the tube to be characterized (Ring Hoop Tension Testing-RHTT) with some simplifications in the tooling used. The aim is, on the one hand, of eliminating the need to manufacture a tool for each tube diameter and, on the other hand, of determining the influence of these changes when estimating the mechanical properties of interest. For this purpose, FEM numerical simulations have been performed and experimental tests have been carried out to obtain a vision of the possible difficulties that the application of the proposed methodology would present.

KEYWORDS: Ring Hoop Tension Testing, Small Ring Test, yield strength, tubes, pipes

INTRODUCCIÓN

La caracterización de tubos en la dirección circunferencial tiene especial interés desde el punto de vista industrial y ha impulsado a los investigadores a buscar métodos adecuados para su caracterización.

Generalmente el proceso de fabricación de elementos tubulares desarrolla propiedades mecánicas anisótropas en el producto final. Esto es debido a la formación de microestructuras orientadas en la dirección longitudinal

de fabricación, y a la introducción de deformación plástica en frío para incrementar las propiedades mecánicas finales del producto.

Tubos y tuberías se pueden ensayar en la dirección longitudinal con ensayos de tracción normalizados según ASTM E8 o ISO 6892. Sin embargo, es complicado desarrollar un procedimiento igual de robusto para ensayar el material del tubo en la dirección circunferencial, y así obtener las propiedades mecánicas en esa dirección.

Dentro de los ensayos normalizados se pueden encontrar, de una parte, aquellos que están orientados a obtener la capacidad de carga de la tubería durante el ensayo, sin estimar las propiedades mecánicas del material. De otra parte, se encuentran aquellos ensayos normalizados orientados a la obtención de las propiedades mecánicas longitudinales. En el primer grupo se encuentran el ensayo de aplastamiento (ISO 8492), el ensayo de tracción de anillo (ISO 8496), el ensayo de abocardado (ISO 8493), el ensayo de doblado de collarín (ISO 8494) y el ensayo de expansión de anillo (ISO 8495). En el segundo grupo se encuentran los ensayos normalizados de tracción de tubos anteriormente mencionados.

Los investigadores han mostrado un notable interés en el desarrollo de nuevas metodologías de ensayo para la estimación de las propiedades mecánicas en la dirección circunferencial:

1. Mediante ensayos de expansión de tubos [1,2,3] que requieren la introducción de presión interior. Es necesario un equipo de ensayo complejo y un diseño seguro.
2. Mediante la aplicación de métodos cuantitativos [4,5] al ensayo de abocardado (ISO 8493).
3. Mediante el ensayo de tracción circunferencial (RHTT-Ring Hoop Tension Test) [6,7,8,9]

Dentro de esas metodologías, los investigadores han mostrado especial interés y hay un número de publicaciones significativo en relación con el ensayo RHTT. En este ensayo se utilizan utillajes de sección semicircunferencial con diámetro igual al diámetro interior del tubo a ensayar. De esta manera no se produce flexión del anillo durante el ensayo, pero requiere un utillaje específico para cada diámetro de tubo. Este ensayo utiliza geometrías simples para el utillaje, y el estado tensional en la zona de interés está próximo al ensayo estándar de tracción. Sin embargo, el ensayo presenta la dificultad de su dependencia con el coeficiente de fricción entre el utillaje y la probeta.

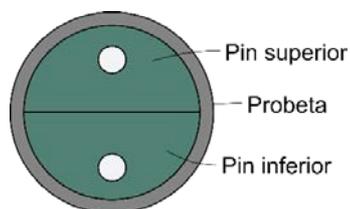


Figura 1. Configuración del ensayo RHTT.

En comparación con el ensayo RHTT la configuración del ensayo definido en la norma ISO 8496 es más simple y no requiere utillajes ad-hoc para cada tamaño de probeta. Con esta misma configuración Kazakeviciute et al. [10] definieron el ensayo miniatura de anillo (SRT-Small Ring Test) en el que la probeta tenía 11 mm de diámetro exterior y 9 mm de diámetro interior, y un espesor de 2 mm. Los pines de diámetro 2,5 mm introducían la carga de tracción. En una investigación

reciente Rouse et al. [13], estimaron con el ensayo SRT la variación de las propiedades mecánicas en un volumen de la aleación de titanio Ti-6Al-4V obtenido por fabricación aditiva. Al igual que en otros ensayos miniatura, en el ensayo SRT es necesario establecer correlaciones entre los valores obtenidos en la curva del ensayo y las propiedades a determinar.

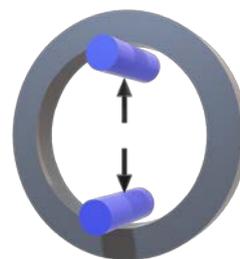


Figura 2. Configuración del ensayo RHTT modificado.

En el presente trabajo se realizó un estudio de la configuración propuesta por la ISO 8496 y por Kazakeviciute et al. [10]. Para ello, se utilizó un modelo de elementos finitos. En primer lugar, se simuló una probeta con las dimensiones indicadas en el párrafo anterior, y posteriormente se amplió el análisis a otras geometrías tubo-utillaje y diferentes propiedades mecánicas del material para observar la influencia en la curva fuerza-desplazamiento del ensayo RHTT modificado utilizando pines pequeños. Se desarrollaron correlaciones del ensayo RHTT modificado con el límite elástico σ_y en la dirección circunferencial. Posteriormente se compararon los resultados analíticos con ensayos experimentales realizados sobre tubos de aleaciones de cobre y de aluminio.

ESTUDIO DEL ENSAYO RHTT MODIFICADO

Se realizaron simulaciones con el programa ANSYS Mechanical 2021 R1. El modelo simulaba una probeta con diámetros interior y exterior de 9 y 11 mm respectivamente, y espesor de 2 mm. Los pines superior e inferior tenían 2,5 mm de diámetro. Se utilizó un modelo 3D con elementos hexaédricos cuadráticos con simetría en los tres planos ZY, XZ e YZ y por lo tanto en la imagen del modelo se representa únicamente la mitad del espesor. Se utilizó un coeficiente de fricción de 0,1 para el contacto entre pin y probeta.

Como modelo de material se utilizó un modelo elástico lineal isótropo y un modelo multilineal con endurecimiento isotrópico para simular el comportamiento elásto-plástico de la probeta. Se aplicó el modelo potencial de Ramberg-Osgood de la ecuación (1), donde n y K son coeficientes de endurecimiento, σ es la tensión real, ϵ_p es la deformación plástica y, σ_p es el límite de proporcionalidad.

$$\epsilon_p = K \left[\left(\frac{\sigma}{\sigma_p} \right)^n - 1 \right] \quad (1)$$

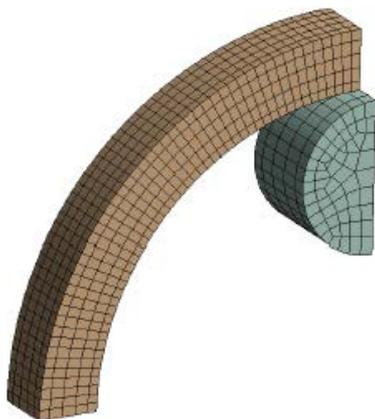


Figura 3. Modelo 3D para el RHTT modificado.

Tabla 1. Tabla de materiales hipotéticos usados en las simulaciones.

Ref.	E (GPa)	ν	σ_p (MPa)	n	σ_y (MPa)
Mat Pin	200	0,3	N/A	N/A	N/A
3D/HM1	200	0,3	200	5	229,7
3D/HM2	200	0,3	200	10	214,4
3D/HM3	200	0,3	200	30	204,7
3D/HM4	200	0,3	500	5	574,3
3D/HM5	200	0,3	500	10	535,9
3D/HM6	200	0,3	500	30	511,7
3D/HM7	200	0,3	1000	5	1148,7
3D/HM8	200	0,3	1000	10	1071,8
3D/HM9	200	0,3	1000	30	1023,4
3D/HM10	150	0,3	200	5	214,4
3D/HM11	100	0,3	200	10	214,4
3D/HM12	50	0,3	200	30	214,4

Se definieron un conjunto de 12 materiales, (tabla 1), de acuerdo con el modelo de Ramberg-Osgood anteriormente indicado y se calculó el límite elástico para un valor de deformación de $K=0.002$.

Se establecieron tres valores para el coeficiente de endurecimiento n (5, 10 y 30) y tres valores para el límite de proporcionalidad (200, 500 y 1000 MPa). Valores pequeños de n indican un mayor endurecimiento.

La figura 4 muestra como un incremento en el límite de proporcionalidad alarga la zona elástica de la curva y a su vez un mayor endurecimiento por deformación (menor n) incrementa la pendiente de la zona plástica de la curva.

La figura 5 muestra la influencia del módulo de Young en la zona inicial y la superposición de las curvas en la zona plástica.

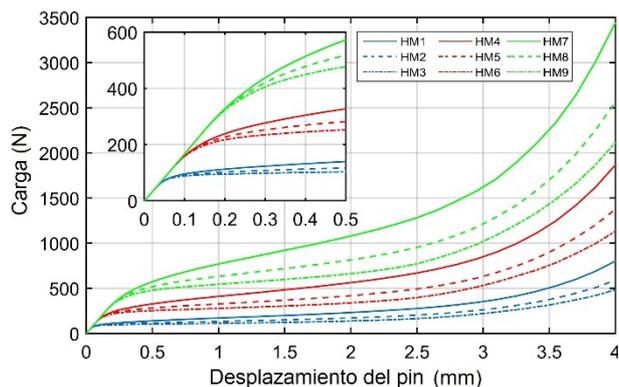


Figura 4. Curvas carga-desplazamiento del modelo 3D para los materiales HM1 a HM9.

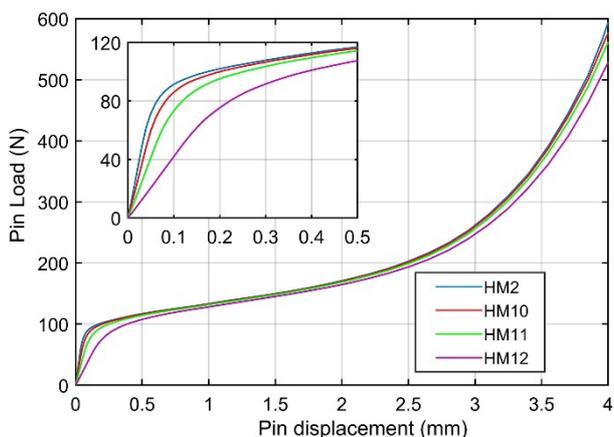


Figura 5. Curvas carga-desplazamiento del modelo 3D para los materiales HM2, HM10, HM11 y HM12.

La pendiente inicial de la curva está directamente relacionada con el módulo de Young y por lo tanto se puede establecer una relación lineal entre ambos.

$$E = 123 \text{ Slope}_{ini} \tag{2}$$

Al igual que se hace con otros ensayos, como el “Small Punch Test-SPT”, se pueden establecer correlaciones entre valores de la curva RHTT y los valores característicos del material que se obtienen en el ensayo de tracción uniaxial. Al haber una clara diferencia entre la zona elástica y la zona plástica se puede trazar una paralela a la zona elástica a una cierta distancia y buscar el punto de corte para obtener la carga correspondiente P_y que se correlacionaría con el valor del límite elástico del material. El desplazamiento, “offset”, puede ser analizado para encontrar un óptimo. En la figura 6 se muestra la obtención del punto de intersección para un valor de desplazamiento de 0,05 mm, y en la figura 7 la correlación entre P_y y σ_y .

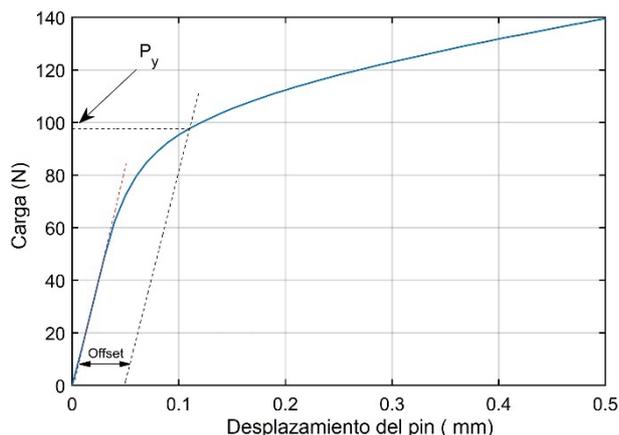


Figura 6. Método de la intersección para la estimación del límite elástico con el ensayo RHTT modificado.

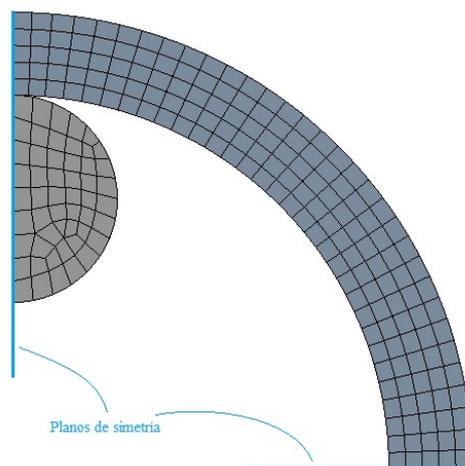


Figura 8. Modelo 2D simplificado

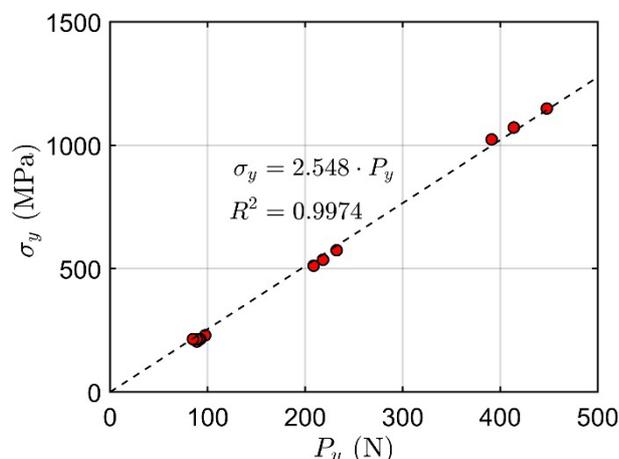


Figura 7. Correlación de P_y con el límite elástico σ_y para un desplazamiento de 0,05.

En este estudio se observó que se alcanzaba un mínimo para la desviación típica para un valor del desplazamiento de 0,15 mm obteniéndose la ecuación de correlación (3)

$$\sigma_y = 2,136 P_y \quad (3)$$

AMPLIACIÓN DEL METODO DE ENSAYO A TUBOS CON DIFERENTES GEOMETRIAS.

Para extender el método de ensayo a tubos sin soldadura con diferentes geometrías, se realizó un estudio mediante un modelo de elementos finitos considerando los siguientes valores geométricos: ratio de esbeltez ($D_{ext}/t = [11, 20, 30, 40]$), espesor ($t = [0,5, 1,0, 2,0]$ mm), y anchura ($w = 1,0$ mm). Se utilizó el modelo 2D simplificado de la figura 8. En la tabla 2 se listan los materiales utilizados. Las combinaciones de geometrías y materiales dan lugar a un total de 96 simulaciones.

Tabla 2. Tabla de materiales hipotéticos para el ensayo de tubos.

Ref.	E (GPa)	ν	σ_p (MPa)	n	σ_y (MPa)
2D/HM1	50	0,3	50	5	57,4
2D/HM2	50	0,3	50	30	51,2
2D/HM3	50	0,3	500	5	574,3
2D/HM4	50	0,3	500	30	511,3
2D/HM5	200	0,3	100	5	114,9
2D/HM6	200	0,3	100	30	102,3
2D/HM7	200	0,3	1000	5	1148,7
2D/HM8	200	0,3	1000	30	1023,4

Se compararon las curvas resultantes del modelo 3D y del modelo 2D y se consideraron las pequeñas diferencias como asumibles en aras de un menor coste computacional.

El diámetro del pin utilizado para las simulaciones fue de 10 mm. Se ha de tener en cuenta que dicho diámetro afecta a la geometría de la curva. Sin embargo, estas diferencias se hacen mínimas para valores bajos de desplazamiento. Se ha estimado que, para valores inferiores a 10 mm de desplazamiento del punto de intersección utilizado en la correlación del límite elástico, el diámetro del pin no afecta significativamente a los resultados.

A partir de los resultados de las simulaciones de las 12 geometrías consideradas con los 8 materiales definidos se obtuvo el valor del “offset” que minimizaba la desviación típica para cada geometría.

La figura 9 representa la superficie de respuesta de los valores óptimos del “offset” respecto de la geometría del tubo ($t, D_{ext}/t$) que minimizaban la desviación típica de acuerdo con la ecuación (4).

$$offset = t \left(0,0205 \frac{D_{ext}}{t} - 0,13 \right) \quad (4)$$

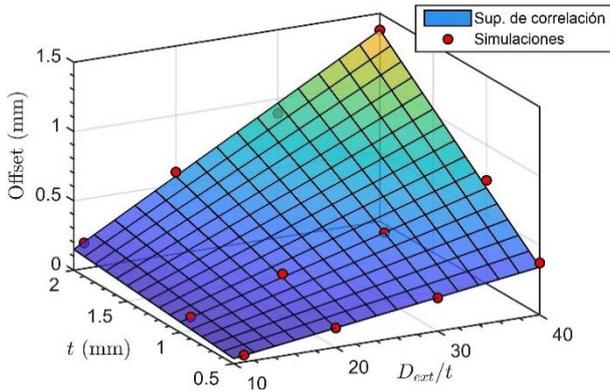


Figura 9. Correlación de los valores óptimos del “offset” respecto de la geometría del tubo (t, D_{ext}/t).

Se obtuvo el valor de la carga del límite elástico P_y teniendo en cuenta el valor del “offset” calculado con la ecuación (4) para cada una de las 96 combinaciones geometría/material. El ajuste de la superficie de respuesta polinomial de mínimos cuadrados no lineales dio como resultado la ecuación (5) con R²=0,9837. El valor de w se introduce en el denominador para tener en cuenta espesores del anillo diferentes de 1 mm. La figura 10 representa el coeficiente de correlación α en función del espesor y esbeltez del anillo de acuerdo con la ecuación (5).

$$\alpha = \frac{\sigma_y}{P_y} = \frac{0,5054}{t \cdot w} \left(\frac{D_{ext}}{t} - 1,789 \right) \quad (5)$$

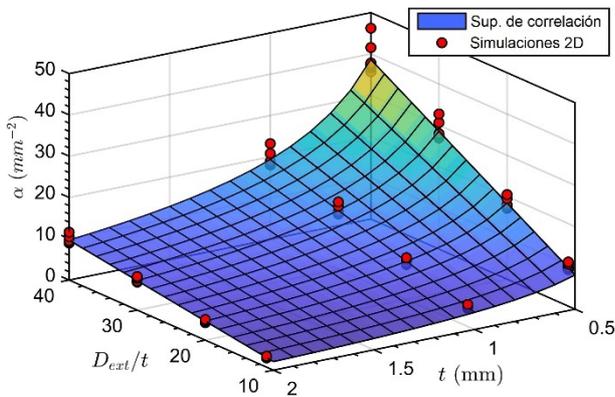


Figura 10. Coeficiente de correlación α en función del espesor y esbeltez del anillo.

RESULTADOS EXPERIMENTALES.

Se ensayaron tubos de dos aleaciones, una de aluminio (Al 6063 T6) y otra de cobre (C12200 R360), en tracción de tubos según la norma ISO6892 y tracción de anillos RHTT.

La tabla siguiente (tabla 3). Nos muestra los resultados de los ensayos de tracción. La configuración de los ensayos RHTT fue la mostrada en la figura 11 con las geometrías indicadas en la tabla 4

Tabla 3. Propiedades mecánicas obtenidas en el ensayo de tracción.

Material	E (GPa)	σ _y (MPa)	σ _{max} (MPa)
Al 6063 T6	69,5	208,8	241,5
Cu C12200 R360	117,0	367,5	368,5
Cu C12200 R360 + Recocido	117,0	285	305,8

Tabla 4. Geometría de las probetas RHTT.

Material	D _{ext} /t	t (mm)	w (mm)
Al 6063 T6	21,46	0,92	4,00
Cu C12200 R360	25,88	0,85	4,00
Cu C12200 R360 + Recocido	25,88	0,85	4,00

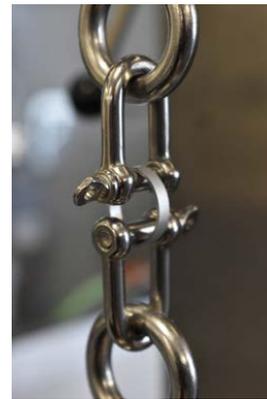


Figura 11. Configuración experimental del ensayo RHTT.

Las curvas experimentales que podemos observar en la figura 12 presentan bien definidas la zona elástica y la zona plástica ya apreciadas en las simulaciones.

La estimación del límite elástico en la dirección circunferencial del tubo de Al 6063T6, que no tiene acritud por trabajo en frío, dio un resultado muy cercano al obtenido en el ensayo de tracción. La estimación del tubo de Cu C12200 R360 resultó en una estimación del límite elástico del 13,2% inferior al del ensayo de tracción. Este resultado es coherente con un material trabajado en frío en la dirección longitudinal del tubo.

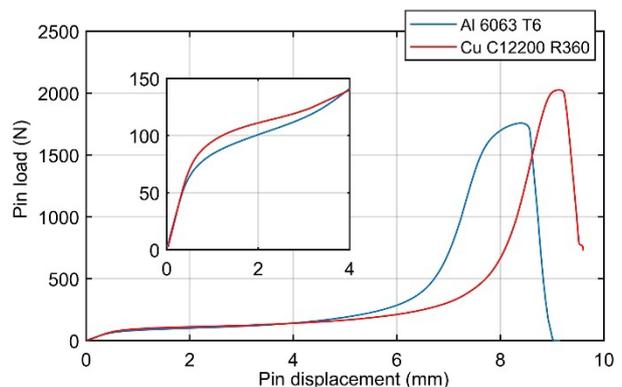


Figura 12. Configuración experimental del ensayo RHTT.

Tabla 5. Estimación del límite elástico a partir de los ensayos RHTT.

Material	Offset (mm)	P_y (N)	σ_y (MPa) estimada	Error (%)
Al 6063 T6	0,285	77,65	209,8	0,5
Cu C12200 R360	0,340	89,10	319,1	-13,2
Cu C12200 R360 + Recocido	0,340	79,60	285,1	-0,02

Como comprobación de la anterior afirmación, se realizó un tratamiento de recocido durante 1 hora a 400°C sobre el tubo de la aleación de cobre. Los resultados se encuentran en las tablas anteriores y se observa un valor estimado para el límite elástico muy próximo al valor obtenido para la dirección longitudinal.

CONCLUSIONES

Se ha diseñado un método para la estimación del límite elástico en la dirección circunferencial. Este método establece una correlación lineal entre la carga P_y obtenida trazando una línea paralela a la pendiente inicial elástica del ensayo SRT a una distancia (“offset”) de 0,15 mm.

Se ha extendido el método para el ensayo de tubos sin soldadura con el ensayo RHTT modificado. Se ha determinado que para este ensayo, el valor del “offset” que optimiza la correlación y el valor del coeficiente de correlación dependen de la geometría del anillo ensayado, y se han obtenido las ecuaciones que determinan estos parámetros. Con estas ecuaciones es posible realizar la estimación del límite elástico en la dirección circunferencial.

Se han realizado ensayos experimentales con tubos sin soldadura con propiedades presumiblemente isotropas en uno de los materiales y transversalmente isotropas en el otro. Se ha demostrado la influencia de la anisotropía en el segundo caso dando un tratamiento térmico para reducir el efecto del conformado en frío. Los resultados de las estimaciones experimentales validan el modelo.

REFERENCIAS

[1] Toshihiko Kuwabara and Fuminori Sugawara. Multiaxial tube expansion test method for measurement of sheet metal deformation behavior under biaxial tension for a large strain range. *International Journal of Plasticity*, 45:103–118, jun 2013.

[2] Sobhan Alah Nazari Tiji, Taejoon Park, Amir Asgharzadeh, Hyunki Kim, Madhura Athale, Ji Hoon Kim, and Farhang Pourboghra. Characterization of yield stress surface and strain-rate potential for tubular materials using multiaxial tube expansion test method. *International Journal of Plasticity*, 133:102838, oct 2020.

[3] Y. P. Korkolis, S. Kyriakides, T. Giagmouris, and L.-H. Lee. Constitutive Modeling and Rupture Predictions of Al-6061-T6 Tubes Under Biaxial Loading Paths. *Journal of Applied Mechanics*, 77(6):064501, nov 2010.

[4] T. Daxner, F. G. Rammerstorfer, and F. D. Fischer. Instability phenomena during the conical expansion of circular cylindrical shells. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 194(21-24):2591–2603, jun 2005.

[5] Hao Jiang and Jy An John Wang. Development of cone-wedge-ring-expansion test to evaluate the tensile HOOP properties of nuclear fuel cladding. *Progress in Nuclear Energy*, 108:372–380, sep 2018.

[6] L. Jiang, J. J. Jonas, K. Boyle, and P. Martin. Deformation behavior of two Mg alloys during ring hoop tension testing. *Materials Science and Engineering: A*, 492(1-2):68–73, sep 2008.

[7] Chris P. Dick and Yannis P. Korkolis. Mechanics and full-field deformation study of the Ring Hoop Tension Test. *International Journal of Solids and Structures*, 51(18):3042–3057, sep 2014.

[8] Christopher P. Dick and Yannis P. Korkolis. Assessment of Anisotropy of Extruded Tubes by Ring Hoop Tension Test. *Procedia Engineering*, 81:2261–2266, jan 2014.

[9] Mousavi, F., Hashemi, R. & Madoliat, R. Measurement of directional anisotropy coefficients for AA7020-T6 tubes and prediction of forming limit curve. *Int J Adv Manuf Technol* 96, 1015–1023 (2018).

[10] J. Kazakeviciute, J. P. Rouse, D. S.A. De Focatiis, and C. J. Hyde. The development of a novel technique for small ring specimen tensile testing. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 99:131–139, feb 2019.

ON DIFFERENT 3D PRINTING METHODS AND FRACTURE PERFORMANCE IN DCB COMPOSITE SPECIMENS INCLUDING STRUCTURED INTERFACES

M.T. Aranda*, J. Reinoso, I.G. García

Grupo de Elasticidad y Resistencia de Materiales, E.T.S. de Ingeniería, Universidad de Sevilla
Camino de los Descubrimientos s/n, 41092 Sevilla, España

*Persona de contacto: maranda2@us.es

RESUMEN

Los materiales estructurales que se encuentran en la naturaleza contienen interfases con geometrías complejas que permiten aumentar su tenacidad a la fractura aparente. La introducción de la Fabricación Aditiva por Capas (ALM o impresión 3D) abre un nuevo paradigma en términos de diseño de interfases, permitiendo la reproducción de definiciones geométricas inspiradas en la naturaleza. Este trabajo estudia experimentalmente el comportamiento mecánico de interfases estructuradas en probetas Double Cantilever Beam (DCB) frente a interfases planas estándar. Con este propósito, se propone un novedoso diseño del perfil estructurado incluyendo fibra a lo largo del contorno de los dientes que lo componen. Este diseño se efectuó mediante impresión 3D en compuestos de fibra larga, logrando mejorar las capacidades de resistencia en comparación con los diseños anteriores. Los datos experimentales revelan un aumento notable de la tenacidad a la fractura en comparación con los perfiles de interfase plana estándar. Los resultados obtenidos muestran los beneficios potenciales para la generación de conceptos de diseño novedosos con mejoras en las capacidades de resistencia a la fractura.

PALABRAS CLAVE: Interfaces bioinspiradas, Interfaces estructuradas, Impresión 3D, Tenacidad a la fractura

ABSTRACT

Structural materials found in nature includes interfaces with complex geometries, which increase the apparent fracture toughness of these materials. The advent of current Additive Layer Manufacturing (ALM or 3D printing) opens a new paradigm in terms of interface design, allowing for the reproduction of geometric definitions inspired by nature. This work experimentally studies the mechanical behaviour of structured interfaces in Double Cantilever Beam (DCB) specimens and compares them to the traditional flat interfaces. For this purpose, a novel structured profile design with fibre along the contour of the teeth that compose the profile is proposed. This design was created using 3D printing in long fibre composites, achieving improved resistance capabilities compared to previous designs. Experimental evidences reveal a remarkable increase in fracture toughness compared to standard planar interface profiles. The results obtained show the potential benefits for the generation of novel design concepts with improvements in fracture resistance capabilities.

KEYWORDS: Biomimetic interface, Structured interface, 3D printing, Fracture toughness

1. INTRODUCTION

Natural resources such as bone, wood, and shells aided the technological development of humanity in its early stages. As history advanced, these materials were gradually replaced with synthetic compounds that performed improve. Nowadays, scientists are inspired by the distinctive qualities of the complex designs of natural structures, which can be lightweight and offer combinations of mechanical properties that often overcome those of their components. Hence, natural organisms provide a rich source of inspiration for novel ideas. They allow us to benefit from the vast number and diversity of solutions that have been perfected over millions of years of evolution. A distinct aspect of these materials is that they use different structures or structural orientations to resist wear

and penetration (figure 1). Specifically, they arrest crack propagation and prevent catastrophic failure. Although mimicking the properties of natural material is a complex process, the first steps in characterization, modeling, and manufacturing have been taken. Such progress is encouraging the growing conviction that highly damage-tolerant bioinspired structures can be designed and manufactured.

Based on the idea of nature observation, a prospective route for further research would comprise the exploitation of so-called structured interfaces. In particular, we refer this concept to the idea of non-planar interfaces with structural patterns (structured interfaces) in contrast to standard flat interfaces. Several investigations have been conducted in order to achieve a more profound understanding of the mechanical behavior of structural compo-

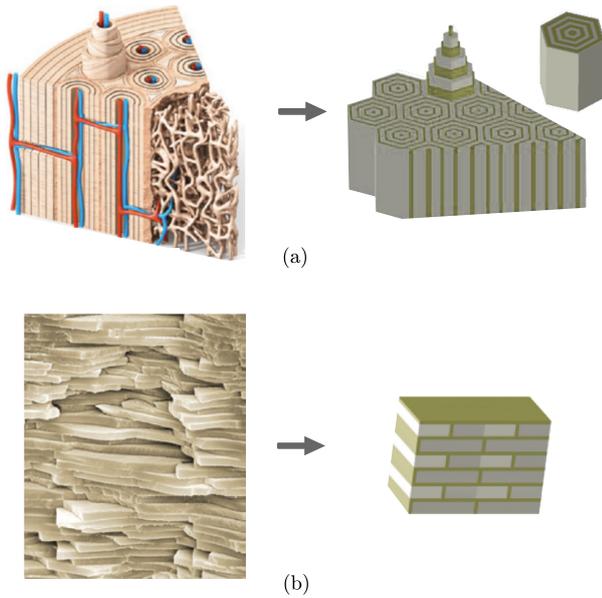


Figure 1: Examples of bioinspired structural materials. (a) A concentric hexagonal microstructure mimicking the bone osteon structures. (b) A brick and mortar microstructure in the nacreous layer of an abalone shell. Adapted from [1].

nents, including curved or patterned interfaces, see e.g. [2–5].

Within the context of composite materials, only a very limited number of investigations have focused on the production of composite components, including specimens with biomimetic interfaces. Specifically, composites have exhibited excellent capacities in terms of specific stiffness and strength of composite materials (concerning their weight). This has promoted that their incorporation in different engineering applications has experimented an extraordinary increase in the last decades. In particular, composite materials have been used extensively in strategic and highly technological sectors such as aeronautical, space, automotive, and energy.

From a practical point of view, the appearance and development of emerging manufacturing technologies such as 3D printing represents a new horizon with very attractive capabilities to produce biomimetic designs of different materials and scales. This production technology allows evaluating the mechanical response of components that incorporate biomimetic concepts in the definition of their interfaces directly through experimental tests.

However, relying on the main conclusions drawn in [6] and subsequently in [7], current ALM production capabilities show notable manufacturing limitation. Specifically, the principal limitation is related to the impossibility of using fibres at the structured profile region of the specimen, which induce less toughness in such region and could cause undesirable results, i.e. crack growth

could not be confined to the interface, migrating to adjacent regions of the specimen.

Thus, this study aims to conducting an exhaustive and detailed investigation regarding the consideration of structural designs of elements of composite materials, which include structured interfaces in their definition. The main objective is manufacturing and testing structured interfaces including fibres around the contour in order to achieve a better level of comprehension on the behavior of such specimens against fracture phenomena with innovate designs differing from those reported in [7] and with superior fracture resistance capabilities.

In the sequel, the organization of the document is as follows. In Section 2, the specimens design and fabrication procedure are described. The experimental campaign will be presented in Section 3. After a description of the experimental setup, a detailed analysis of the results and their corresponding interpretation is carried out in Section 4. Finally, the experimental comparison of two structured interface geometry types with respect to flat interfaces will be addressed in Section 5.

2. SPECIMEN DESIGN AND FABRICATION

This study compares flat interface vs. structured interface using double cantilever beam (DCB) specimens. Both specimen types consisted of two laminates bonded by an intermediate very thin adhesive layer with identical overall dimensions: length, $L = 169$ mm, width, $W = 25$ mm, thickness, $h = 4.8$ mm, and the same initial crack tip position, which is located at a distance, $a_0 = 40$ mm, from the left side of the beams where the load is applied. A schematic definition of design specimens according to the specifications [8] and [9] is shown in figure 2.

The geometric considerations of the patterned interfaces were designed following the guidelines of the best scenarios discussed in [7] setting: three different wavelengths ($\lambda = 4, 6, 8$ mm) and an amplitude of the pattern ($A = 2$ mm) were determined. This leads to the structured configurations: t_1 ($\lambda = 8$ mm, $A = 2$ mm), t_2 ($\lambda = 6$ mm, $A = 2$ mm) and t_3 ($\lambda = 4$ mm, $A = 2$ mm). A sketch of the different designs used is presented in figure 3. The same overall dimensions were employed with flat interface specimens, in order to guarantee a similar bending stiffness with respect to the patterned specimens.

The specimens with flat and wavy interfaces were manufactured via additive manufacturing (AM) by using a 3D printing equipment (MarkTwo® 3D-printer). The composite printer employs Filament Fusion Fabrication (FFF) technology through two printing media: (i) Composite Base filament onyx (composed of micro carbon fibre filled nylon) and (ii) Continuous Fibre Reinforcement (CFR). Particularly, the production of hybrid onyx–fiberglass specimens were considered. The mechanical properties of the

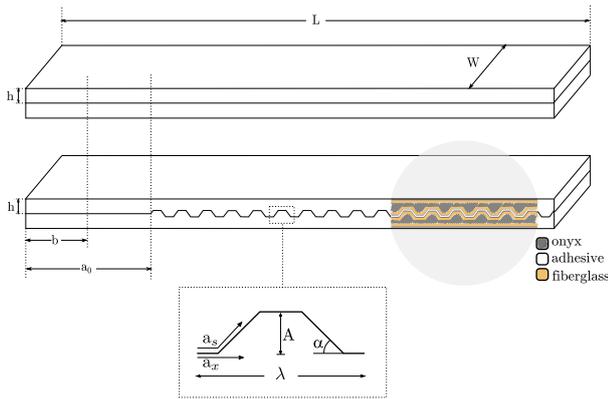


Figure 2: Double cantilever beam (DCB) with a flat and interface of length L , thickness h , width W and pre-crack length a_0 . DCB with trapezoidal interface of parameters amplitude A , and wavelength λ . Magnified view of trapezoidal interface where is indicated the actual crack length measured from the initial point (a_s) and the projection of the crack length a_x along the X -axis (a_x) and the angle of the leaning section is $\alpha = \tan^{-1} \frac{4A}{\lambda}$. Zoom view of material used.

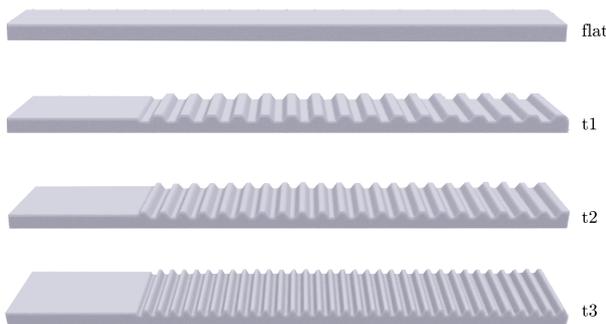


Figure 3: 3D view of different interface configurations for flat interface and structured interface: type 1 ($\lambda=8$ mm, $A=2$ mm), type 2 ($\lambda=6$ mm, $A=2$ mm) and type 3 ($\lambda=4$ mm, $A=2$ mm).

fiberglass reinforced material were: $E_{11} = 25.75$ GPa; $E_{22} = 1.13$ GPa; $\nu_{12} = 0.37$; $G_{12} = 0.88$ GPa (determined experimentally in [6] and [10]).

A remarkable aspect of the ALM technique is the print direction as reported in [11, 12]. The printed direction in this study was set with the material deposition along the width direction of the specimen (referred to as printing in vertical direction). The main advantage of setting the vertical direction as the printing direction was that the structured profile could be manufactured using fiberglass, i.e. the reinforced fibre reached the contour of the structured interface (figure 2). This led to an innovative design of structured interfaces of in DCB-type composite specimens in comparison to those described in [13] where reinforced fibers could not reach the region of the structured profile.

Each of the beam halves that composed the DCB system

consisted of 250 layers with 0.1 mm in thickness. The production of hybrid onyx-fiberglass is considered in every layer. The first and last layers of the vertical print were totally produced using onyx to ensure the external surface of the sample.

After machining the specimens, the dimensions and standard deviation values were checked. In this way, the average dimension of each configuration was ± 0.5 mm in width and ± 0.1 mm in thickness, according to the tolerances recommended in [9].

The two halves of each DCB coupon were bonded with the adhesive EA 9394 at room temperature. The mechanical properties of the adhesive are: ultimate strength $\sigma_{rup} = 31.5$ MPa, rupture strain $\epsilon_{rup} = 1.76\%$, Young's modulus $E = 4.1$ GPa. These properties were obtained when the adhesive was strained at 0.1 mm^{-1} and cured for 45 min at 75°C [14].

In order to guarantee an initial crack length (a_0) in line with standard DCB specimens, a teflon film was inserted along the first 40 mm of each beam during the joining process, generating a non-adhesion zone. This trip was $20 \mu\text{m}$ in thickness approximately, preventing this zone from being adhered to the epoxy and thus generating a crack once the epoxy was cured. As a result, some defects found in [7] were avoided. The precrack in [7] was previously produced in the design printing, generating a notch, resulting in higher initial values of critic load. Finally, the samples were cured at room temperature (controlled) for a period of 6 days. In total, twenty specimens were manufactured with the structured profiles described above.

3. EXPERIMENTAL SET-UP

The experimental set-up, consisted of: (i) a mechanical system to apply a tensile loading on the DCB specimen, (ii) an imaging system to record the specimen during crack growth. Tests were performed using an universal testing machine INSTRON 4482, with a load cell of 5 kN. The loading application was carried out by the adoption of an uniform applied displacement of 0.5 mm/s at one end of the specimens while recording the force of corresponding reaction at this point, with the aim to calculate the energy released in the test along the initial and final crack length ($a_i = 50$ mm and $a_{i+n} = 110$ mm).

The digital image correlation (DIC) technique was also employed during each test, in order to track the strain of the beams and the position of the crack tip. A random speckle pattern was sprayed over the specimen surface, and the corresponding images were acquired before and after the fracture event. Figure 4 shows the map of the vertical strain for a structured interface specimen. It should be emphasized that before the propagation there is a continuity of strain across the interface, which indi-

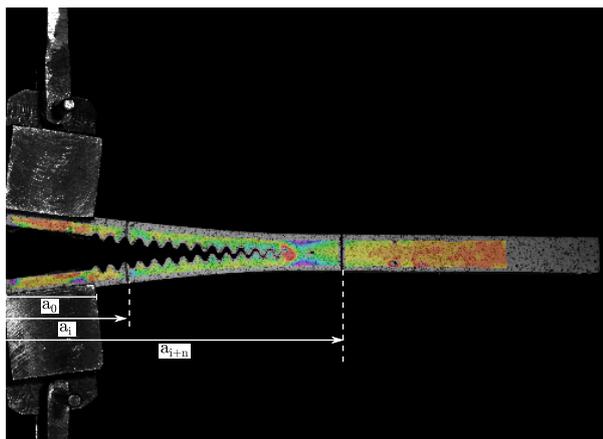


Figure 4: Experimental set-up of structured interface specimen with parameters $A = 2\text{mm}$ and $\lambda = 4\text{mm}$. Black marks in the specimen indicate the projection of the actual crack length along the X axis in the position $a_{x1} = 50\text{mm}$ and $a_{x2} = 110\text{mm}$.

cates perfect bonding. Thereby, the specimen behaved as a single homogeneous material until the crack propagated along the interface. After that, it is possible to observe where a discontinuity in the vertical strain field occurred, which allows detecting the crack tip positions instantaneously.

4. EXPERIMENTAL RESULTS

After conducting the tests, the most relevant events in terms of crack propagation were identified with the assistance of recorded images. These events were related to the corresponding loading-displacement curve characterized by different peaks, which indicates the stable/unstable of the crack evolution path at each tooth of the patterned interface.

Figure 5 shows a representative load vs. displacement curve to compare the general trend of each configuration. Force values increase with higher ratio A/λ values, reaching the higher value for the interface configuration $A/\lambda = 4\text{mm}$ and the lower load value for the flat interface. Analyzing the experimental evolution of each curve, markers correspond to the load and displacement values at which the crack length reaches the locations $a_i = 50\text{mm}$ and $a_{i+n} = 110\text{mm}$, in both flat and structured interfaces following trapezoidal patterns. The enclosed area between the experimental curve and straight lines that connect the origin with each marker represents the energy released in each configuration. Note that similar stiffness values for structured interfaces with respect to flat DCB samples are obtained.

In order to perform a more detailed analysis of the crack propagation phases during the tests, figure 6 depicts one representative load-displacement curve and the DIC images at different phases for a structured interface $A=2$

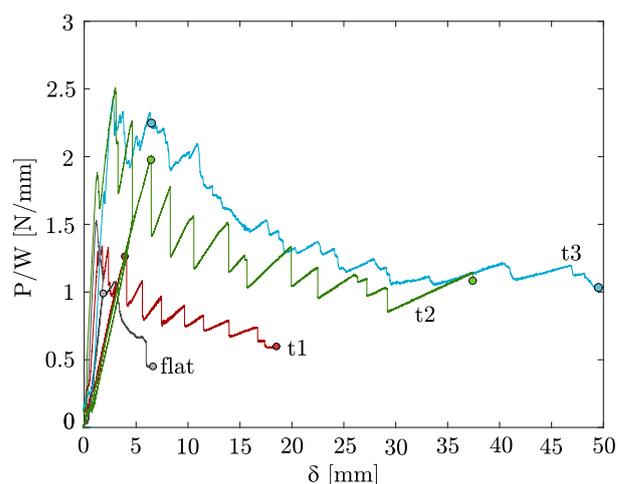


Figure 5: Representative load-displacement curve of each interface configuration: flat interface (black), t_1 with $A = 2\text{mm}$ and $\lambda = 8\text{mm}$ (red), t_{21} with $A = 2\text{mm}$ and $\lambda = 6\text{mm}$ (green) and t_3 with $A = 2\text{mm}$ and $\lambda = 4\text{mm}$ (blue).

mm and $\lambda = 8\text{mm}$. This evolution curve is characterized by different jumps with positive and negative slope region. Such jumps were due to the trapezoidal pattern profile of the interfaces that caused a sequence of stable and unstable crack propagation evolution. Specifically, the positive slope regions during the evolution were attributed to the stable crack growth along the positive inclined sections (marked in red in the sketch of the pattern) arresting the crack growth, that was followed by an unstable crack growth (marked in blue in the sketch of the pattern) featuring to a drop in the load value.

More precisely, for the reported points in figure 6, after the reloading until the first mark of the specimen ($a_i = 50\text{mm}$), the crack commenced to grow stably following the positive sloping region of the pattern till reaching point 1. At this point, the accumulated energy due to the crack arrest was dissipated following an unstable crack propagation by the horizontal and decreased region of the pattern until point 2. At this point, the crack again commenced to grow stably by the increased region of the pattern till point 3. Again, at this point, an unstable behaviour carried out by the horizontal and decreased region of the pattern that is reflected in the load-displacement curve. This behavior is repeated until the final mark of the specimen (a_{i+n}).

However, DCB specimens with structured interfaces prone to develop mixed mode fracture conditions at the interface. Accordingly, complying with the premise that energy is exclusively dissipated at the interface and for elastic deformation of the DCB beams, it is necessary to differentiate between two probable essential critical energy release rate values [7, 15]:

- (i) Considering the energy dissipated during the crack propagation when the crack is extended along the

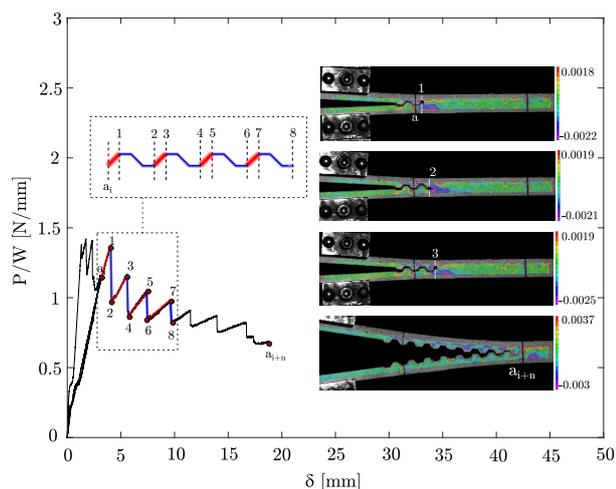


Figure 6: A load-displacement for structured interface $t1$ ($A=2$ mm, $\lambda = 8$ mm. Series of dynamic images of crack propagation.

X-direction, defined by a_x in figure 2, obtaining the effective or apparent critical energy release rate, G_c^X , as a follows:

$$G_c^X = -\frac{\partial \Pi_f(a_x)}{\partial (W \cdot a_x)} \quad (1)$$

where $\Pi_f(a_x)$ is the energy dissipated during the crack propagation when the crack grows an area $dA_f = W da_x$.

- (ii) Alternatively, considering the energy dissipated during the crack propagation when the crack is extended along the S-direction, designed by a_s in figure 2, obtaining the actual critical energy release rate, G_c^S , as a follows:

$$G_c^S = -\frac{\partial \Pi_f(a_s)}{\partial (W \cdot a_s)} \quad (2)$$

where $\Pi_f(a_s)$ is the energy dissipated during the crack propagation when the crack grows an area $dA_f = W da_s$ and S-direction is defined as the curvilinear pattern following the crack.

The results concluded that the higher A/λ ratio was defined, the higher improvements in fracture resistance values, G_c^X and G_c^S , regarding the flat design were obtained. This result implies that when $A=\lambda$ increases, the contribution of fracture Mode II at the local crack tip becomes more significant. Indeed, because the findings of G_c^X can be understood as the crucial energy release rate required to propagate a crack along the X-direction, greater values of $A=\lambda$ result in the development of larger areas during the interface crack propagation.

Therefore, a significant improvement in fracture resistance performance is observed comparing the critical energy release rates for the structured interface configurations with respect to flat interface DCBs. In comparison

to the reference flat values, the most unfavorable configuration ($A/\lambda=2/8$) experienced an increment of the corresponding effective critical energy release rate around 333% in comparison to the reference flat value, whereas the actual critical energy release rate was increased around 259%. Although these improvements in the fracture resistance values are of considerable magnitude, the best configuration in these terms showed an increment of the effective and actual critical release rates around 973% and 563%, respectively. These impressive data clearly reveal the potential crack resistance improvements that can be achieved by means of the production of specimens with structured interfaces (table 1).

$\frac{A}{\lambda}$	G_c^X [J/m ²]	G_c^S [J/m ²]	$\frac{G_c^X}{G_c^X flat}$	$\frac{G_c^S}{G_c^S flat}$
0 flat	61.40	61.40	1	1
2/8	266.25	220.55	4.33	3.59
2/6	317.74	238.3	5.17	3.88
2/4	658.88	407.16	10.73	6.63

Table 1: Average G_c^X and G_c^S and comparison of structured specimens regard to flat case $\frac{G_c^X}{G_c^X|flat}$ and $\frac{G_c^S}{G_c^S|flat}$.

5. CONCLUSIONS

Promising perspectives emanate from the experimental results, where the fracture energy of the structured configuration increases when compared to it of the straight interface in the debonding process. Such enhancement of the effective critical fracture toughness increases with the ratio A/λ .

Moreover, figure 8 represents a comparison of the relative fracture energy for: (i) structured interface with the fiber around the contour and (ii) structured interface with the fiber in the horizontal layer [7]. These results show a significantly increasing of the fracture energy ratio in the case of specimens with the fiber around the tooth profile, becoming a more robust system.

Consequently, the conception of new prototypes through the use of novel ALM techniques can certainly mitigate the onset and development of crack events in bonded composite joints. In this way, such manufacturing capabilities can contribute to foster innovative design scenarios for the future generation of composite structural components in practical applications.

ACKNOWLEDGEMENT

This work was supported by the Consejería de Economía y Conocimiento, Junta de Andalucía, and European Regional Development Fund (Projects US-1265577 and US-1266016).

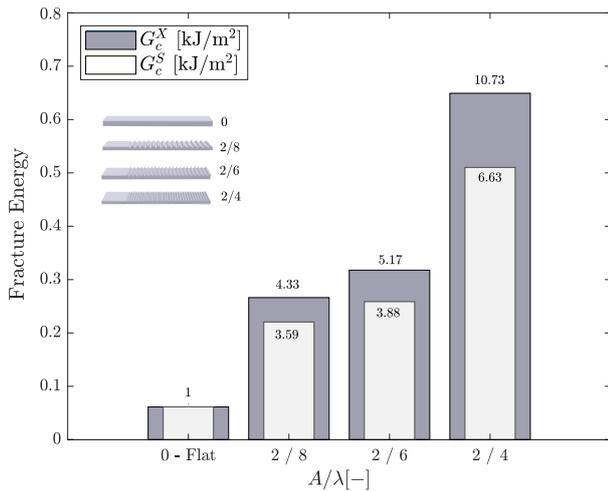


Figure 7: Comparison of critical energy released rate, G_c^X and G_c^S , for structured configuration regard to flat case.

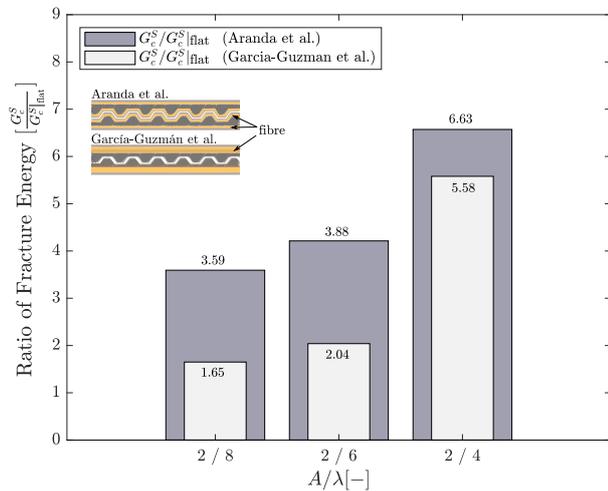


Figure 8: Comparison of relative fracture toughness, $\frac{G_c^S}{G_c^S_{flat}}$, for the two proposed designs including structured specimens.

REFERENCES

[1] U. G. K. Wegst, H. Bai, E. Saiz, A. P. Tomsia, and R. O. Ritchie. Bioinspired structural materials. *Nature materials*, 14 1:23–36, 2015.

[2] F.A. Cordisco, P.D. Zavattieri, L.G. Hector Jr., and B.L. Carlson. Mode I fracture along adhesively bonded sinusoidal interfaces. , 83:45–64, 2016.

[3] E. Lin, Y. Li, C. Ortiz, and M.C. Boyce. 3D printed, bio-inspired prototypes and analytical models for structured suture interfaces with geometrically-tuned deformation and failure behavior. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 73:166–182, 2014.

[4] L. García-Guzmán, L. Távara, J. Reinoso, J. Justo, and F. París. Fracture resistance of 3D printed adhesively bonded DCB composite specimens using

structured interfaces: Experimental and theoretical study. *Composites Structures*, 185:537–548, 2017.

[5] MT. Aranda, I.G. García, J. Reinoso, V. Mantić, and M. Paggi. Crack arrest through branching at curved weak interfaces: An experimental and numerical study. *Theoretical and Applied Fracture Mechanic*, 105:1–14, 2020.

[6] J. Justo, L. Távara, L. García-Guzmán, and F. París. Characterization of 3D printed long fibre reinforced composites. *Composite Structures*, 185:537–548, 2018.

[7] L. García-Guzmán, L. Távara, J. Reinoso, J. Justo, and F. París. Fracture resistance of 3D printed adhesively bonded dcb composite specimens using structured interfaces: Experimental and theoretical study. *Composite Structures*, 188:173–184, 2017.

[8] Airbus Standard. AITM1-0053: Carbon Fibre Reinforced Plastics. Determination of mode I fracture toughness energy of bonded joints. G_{Ic} Test. Standard Issue 6, 2015.

[9] ISO Central Secretary. ISO 15024: Fibre-reinforced plastic composites – determination of mode I interlaminar fracture toughness, G_{Ic} , for unidirectionally reinforced materials. Standard, 2001.

[10] M. Mudarra Acebedo. Puesta a punto y caracterización de probetas de material compuestos fabricadas con un sistema de impresión 3D. (Trabajo fin de Grado Inédito). *Universidad de Sevilla*, 2021.

[11] Richard J. Nash and Yaning L. Experimental and numerical analysis of 3D printed suture joints under shearing load. *Engineering Fracture Mechanics*, 253:107912, 2021.

[12] Z. Jia and L. Wang. 3D printing of biomimetic composites with improved fracture toughness. *Acta Materialia*, 173:61–73, 2019.

[13] L. García-Guzmán, L. Távara, J. Reinoso, J. Justo, and F. París. Analysis of 3D printed trapezoidal interfaces by means of a novel cohesive-based analytical approach. *Journal of Multiscale Modelling*, 9:Num.3, 2018.

[14] G. Bresson, J. Jumel, M.E.R. Shanahan, and P. Serin. Statistical aspects of the mechanical behaviour a paste adhesive. *International Journal of Adhesion Adhesives*, 79:40–70, 2013.

[15] F.A. Cordisco, P.D. Zavattieri, L.G. Hector, and B.E. Carlson. Mode I fracture along adhesively bonded sinusoidal interfaces. *International Journal of Solids and Structures*, 83:45–64, 2016.

REVISIÓN DE METODOLOGÍAS PARA LA DETERMINACIÓN DE LA TENSIÓN UMBRAL EN AMBIENTES AGRESIVOS MEDIANTE ENSAYOS SMALL PUNCH

L. Andrea¹, B. Arroyo¹, J.A. Álvarez¹, F. Gutiérrez-Solana¹, S. Cicero¹, R. Lacalle¹

¹ Universidad de Cantabria, LADICIM, Depto. de Ciencia e Ingeniería del Terreno y de los Materiales, Escuela Técnica Superior de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos, Avda. de los Castros 44, 39005, Santander, España

RESUMEN

El ensayo Small Punch es una técnica reciente para estimar propiedades a tracción, fluencia y fractura de materiales metálicos en ambientes agresivos, y es considerada como una de las más adecuadas para evaluar propiedades mecánicas cuando hay escasez de material. Las primeras experiencias se llevaron a cabo pre-fragilizando las muestras en ambiente y ensayándolas posteriormente al aire. Metodologías posteriores propusieron llevar a cabo los ensayos en el mismo medio agresivo en que se habían pre-fragilizado las probetas para no perder parte de su capacidad fragilizante durante el ensayo; en estos escenarios la velocidad de sollicitación tiene una enorme influencia. También otros trabajos han explorado la utilización de cargas constantes gradualmente aumentadas hasta provocar el fallo de la probeta para la determinación del umbral. Finalmente, los trabajos más recientes proponen aplicar al ensayo Small Punch la técnica de carga escalonada recogida en ASTM F1624. En este trabajo, se presentan las guías de aplicación de los ensayos Small Punch para determinar la carga umbral en ambiente, basándose en los resultados en ambientes con fragilización por hidrógeno. Se analiza el rango de velocidades de punzonado a emplear, así como los tiempos de escalones a emplear y una correlación para estimar la tensión umbral obtenida exclusivamente con ensayos Small Punch cuando se aplica la metodología de carga por escalones.

PALABRAS CLAVE: Small Punch, Técnica de carga por escalones, tensión umbral, fragilización por hidrógeno.

ABSTRACT

The Small Punch Test is a recent technique, successfully used to estimate the tensile, creep and fracture properties of metallic materials in aggressive environments. It is considered one of the most suitable options to evaluate the mechanical properties when there is shortage of materials. The first tests were carried out pre-embrittling samples in the corresponding environment and then testing them in air. Subsequent methodologies proposed tests in the environment after prior embrittlement of the samples in it, so as not to lose part of the embrittlement capacity during the test; in these scenarios, the rate has an enormous influence on environmental characterizations. Finally, the most recent works propose applying the step loading technique from ASTM F1624 to the Small Punch test. In this work, guidelines for the application of the Small Punch tests to determine the threshold load in the environment are presented, based on the results in hydrogen embrittlement environments. The ranges of punching rates to be used are analysed, as well as the step times to be used and a correlation to estimate the threshold stress obtained exclusively by Small Punch tests when the step loading methodology is applied.

KEYWORDS: Small Punch, Step loading technique, Threshold stress, Hydrogen embrittlement.

1. INTRODUCCIÓN

Cuando se caracterizan componentes en servicio, no siempre es posible mecanizar probetas con las dimensiones exigidas por la normativa. El Small Punch Test, SPT, o ensayo en miniatura de punzonado, es una solución alternativa a los ensayos estándar que ha demostrado su utilidad para la caracterización de materiales en ambientes agresivos. En este artículo se realiza una revisión de las metodologías existentes para la caracterización de materiales metálicos en escenarios de fragilización por hidrógeno por medio de técnicas SPT, repasando tanto las primeras experiencias como las publicaciones más recientes. Aspectos como el tiempo

necesario para la fragilización completa de las muestras, la velocidad de punzonado óptima o la novedosa técnica de escalones, son abordados.

2. EL ENSAYO SPT

El ensayo SPT consiste en una probeta plana de pequeñas dimensiones que es punzonada hasta su rotura; fue utilizado por primera vez en 1981 en el Instituto de Tecnología de Massachusetts (MIT). En las décadas posteriores, el SPT ha sido utilizado para estudiar propiedades de los materiales a tracción [2], fractura [3] y fluencia [4], caracterizar procesos de fragilización en aceros, analizar propiedades de materiales irradiados [5],

estudiar la temperatura de transición dúctil-frágil en materiales metálicos [6] y determinar propiedades de metales sometidos a corrosión bajo tensión [7] o fragilización por hidrógeno [8]. En la actualidad despierta un gran interés en la comunidad científica, debido en gran medida a su capacidad para estimar propiedades mecánicas de metales de forma directa, con cantidades pequeñas de material y probetas miniatura. Otras aplicaciones son la caracterización de materiales cuando la cantidad disponible no permite utilizar ensayos convencionales, o el análisis de zonas particulares, como un cordón de soldadura o finas capas de recubrimiento, donde no es posible obtener probetas estándar. Las normas que regulan su uso son la americana ASTM E3205-20 [9] y la europea EN 10371:2021 [10], con contenidos coincidentes. En cuanto al uso del SPT en medios agresivos, aún no existen documentos de guía debido a lo novedoso de esta aplicación, aunque si las diversas experiencias que se aglutinan en este trabajo.

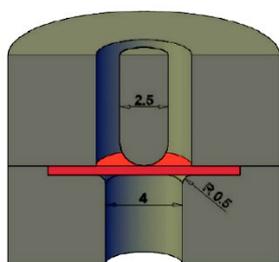


Figura 1. Dispositivo SPT y probeta utilizada con dimensiones en mm [11]

3. METODOLOGÍAS SPT EMPLEADAS PARA CARACTERIZAR EN AMBIENTE

Algunos autores han utilizado el SPT para analizar materiales metálicos en ambientes agresivos [7,8,12], aunque la bibliografía es aún escasa. Su primera aplicación en condiciones de fragilización por hidrógeno fue realizada por Misawa en 1988 [13], quien diseñó un dispositivo para mantener las probetas sumergidas en soluciones acuosas a alta presión y temperatura para estudiar la resistencia a la corrosión de un acero irradiado sometido a tensión. Más recientemente han quedado definidas las dos estrategias principales para llevar a cabo ensayos de fragilización por hidrógeno utilizando técnicas de Small Punch: precargando la probeta con hidrógeno para ensayar en aire [8], inmediatamente después o bien mantener la probeta en condiciones de carga también durante el ensayo para evitar perder hidrógeno por difusión [14]. A continuación se analizan los principales aspectos de interés.

3.1 Tiempo óptimo de fragilización en SPT

Para realizar una correcta caracterización en ambiente, las muestras deben haber sido fragilizadas durante un tiempo específico, asegurando de este modo que se ha aplicado todo el poder del medio. En el caso de probetas SPT de 0.5 mm de espesor, lo más común en la literatura es emplear un tiempo de 2 horas [8,11,12,14-16]. Es mayor

que el teóricamente requerido si se calcula utilizando los valores de difusividad del hidrógeno en el acero, a temperatura ambiente en el rango de 10^{-6} cm^2/s , y asegura la completa difusión del hidrógeno dentro del material. Es suficiente incluso cuando las muestras son fragilizadas dentro de los equipos utilizados para el test, lo cual puede, en ocasiones, retrasar la saturación de la muestra. Todo ello fue demostrado en [12], tal y como muestra la Figura 2, en esta ocasión fue utilizado un medio ácido de 1N de H_2SO_4 en agua destilada polarizado con la aplicación de 5 mA/cm^2 .

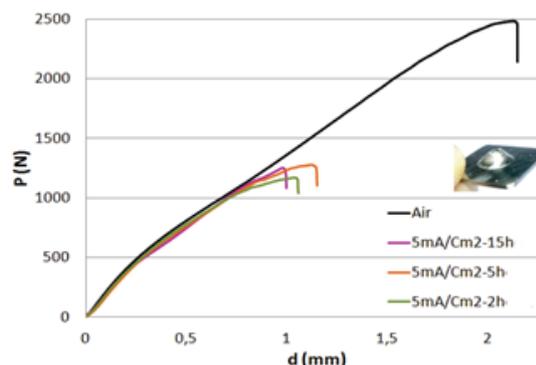


Figura 2. Muestras SPT ensayadas al aire tras 2, 5 y 15 h de carga, mostrando el mismo comportamiento, versus el material sin el efecto del medioambiente.

3.2 Pre-fragilización en ambiente y ensayo al aire

Esta técnica fue empleada por primera vez con SPT en 2002 por Komazaki et al. [17] utilizando electrólisis catódica durante 24 horas para pre-fragilizar, ensayando acto seguido al aire a velocidades estándar [10]. El parámetro utilizado era la energía bajo la curva fuerza-desplazamiento hasta el punto de carga máxima, quedando evidenciado que el ensayo SPT era capaz de distinguir el comportamiento de material pre-fragilizado frente al material de control, contrastando los resultados con los resultados de mediciones del contenido de hidrógeno. La Figura 3 muestra dos macrografías de este trabajo, donde la izquierda pertenece a una muestra no fragilizada rotura de grieta circunferencial, mientras que la de la derecha presenta un comportamiento frágil con grietas radiales en forma de estrella que parten del centro hacia la periferia. En las curvas fuerza-desplazamiento de ambas muestras, la fragilizada experimenta una carga máxima menor, un menor desplazamiento del punzón y una menor energía bajo la curva.

La estimación de propiedades de tracción y fractura con SPT en aceros de alta resistencia fue evaluada en un estudio llevado a cabo por las Universidades de Cantabria y Oviedo [16] exponiendo las muestras a ambientes de protección catódica y polarización catódica con dos niveles de intensidad diferentes. Para evaluar la capacidad del SPT a la hora de estimar el nivel de fragilización por hidrógeno en aceros, las probetas fueron pre-fragilizadas y ensayadas al aire [9], para estimar después los parámetros de tracción y compararlos con los equivalentes sin el efecto ambiental.

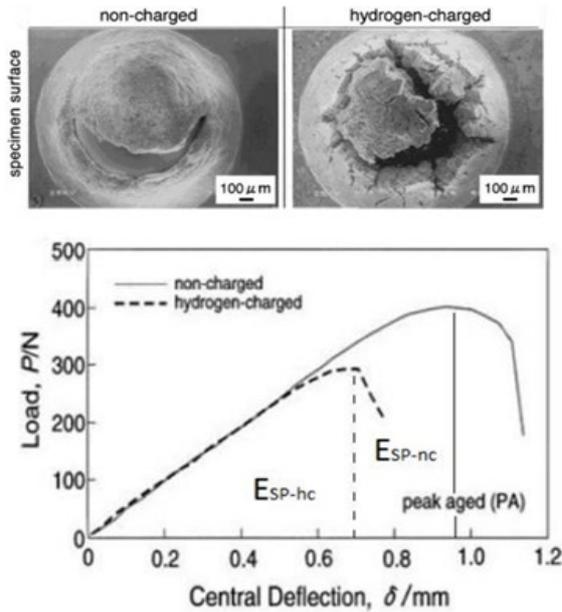


Figura 3. Macrografías y registro de carga-desplazamiento del SPT; izquierda: sin cargar, derecha: pre-fragilizada y ensayada al aire [17].

Para la fractura, se utilizaron probetas SPT con muesca lateral pasante y la metodología propuesta por Lacalle [3] para obtener la resistencia, comparando posteriormente los resultados con los de los ensayos estándar a baja velocidad con probetas C(T), comprobando también el efecto de la velocidad al utilizar dos ratios de punzonado diferentes en cada caso. Quedó demostrado que las propiedades de tracción obtenidas con SPT concuerdan con la bibliografía existente para ensayos convencionales a baja tensión en probetas fragilizadas [14]. También que el SPT es capaz de reproducir las mismas tendencias de los ensayos estándar, mostrando una importante reducción de su valor en las condiciones más agresivas. Adicionalmente, se demostró que el SPT se ve afectado por la velocidad de sollicitación. Por último, basándose en la determinación de la disminución del contenido de hidrógeno en las probetas SPT durante el ensayo en aire, el artículo recomienda realizar los tests en las mismas condiciones que los ensayos estandarizados [18], manteniendo la probeta inmersa en el medio agresivo después de precargar (condiciones de difusión neta estacionaria) y con velocidades mucho más lentas que las empleadas en ensayos SPT convencionales, para permitir el efecto fragilizador completo del hidrógeno.

3.3 Ensayo de las probetas en el medio agresivo

Los primeros trabajos de Misawa en 1988 [13], se focalizaron en reproducir las condiciones en servicio a las que estaban expuestos los componentes en ambientes agresivos. Se ensayaron dos aceros inoxidable por inmersión de la probeta en una solución acuosa a alta presión y temperatura para fragilizar. Los resultados obtenidos mostraron las mismas tendencias que los ensayos SSRT (Slow Strain Rate Tests), siendo así el SPT propuesto como una metodología válida para evaluar la susceptibilidad de este tipo de materiales a la

fragilización. En 2015, una publicación [8] comparó los resultados de muestras cargadas con hidrógeno y ensayadas al aire frente a otras permanentemente sumergidas en el ambiente fragilizante durante el ensayo. Se utilizaron dos aceros CrMoV, con probetas de geometría lateral cuadrada de 10 mm y 0.5 mm de espesor, con una velocidad de punzonado en el rango recomendado por [10], fragilizando en condiciones de polarización catódica [18] y se consideraron dos tipos de microestructuras: metal base y depositado por proceso de soldadura, con el objetivo de disponer de una más resistente a la fragilización (CrMoV-1) y otra con sensibilidad a la fragilización (CrMoV-2). Se comparó el proceso de pre-fragilización y posterior ensayo al aire con el ensayo bajo una fuente continua de hidrógeno. El CrMoV-2, que presentaba una microestructura de bainita acicular susceptible de ser afectada por el hidrógeno, no presentó variaciones entre las probetas pre-fragilizadas y las que fueron ensayadas dentro del medio agresivo. Sin embargo, su condición frente al material sin hidrógeno sí fue notable. En el CrMoV-1, que tenía una microestructura martensítica, ambos tipos de probetas tuvieron un comportamiento similar, exhibiendo las ensayadas en ambiente una reducción de sus propiedades mecánicas. La capacidad del SPT para distinguir las condiciones de fragilización fue así demostrada para los materiales más susceptibles de ser afectados. Quedó evidenciado que los micromecanismos generados en las probetas pre-fragilizadas son similares en probetas de tracción estándar y en probetas SPT, como puede verse en la Figura 5 para el CrMoV-2.

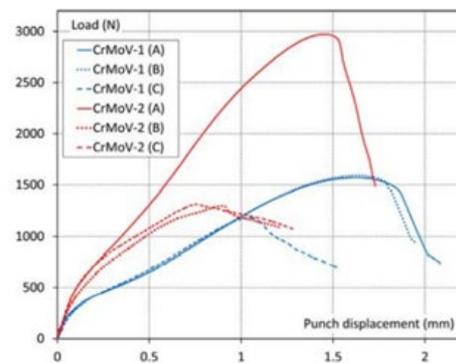


Figura 4. Curvas SPT (a) sin pre-fragilización, (b) con pre-fragilización y ensayadas al aire, (c) con pre-fragilización y ensayadas en ambiente [8].

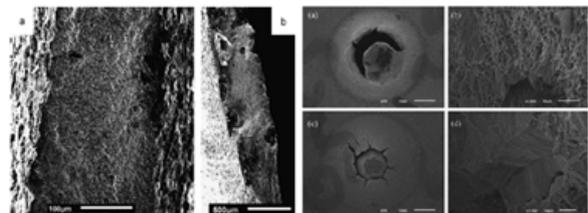


Figura 5. Micromecanismos de SPT en CrMoV-2. Izquierda: (a) ensayo de tracción libre de hidrógeno, (b) ensayo de tracción prefragilizado. Derecha: (a) (b) macro y micrografía libre de hidrógeno, (c) (d) macro y micrografía prefragilizada [8].

3.4 Exposición de una o ambas caras de la probeta

En la mencionada publicación [8] se estudiaba la diferencia entre fragilizar la probeta sólo por una de sus caras (la más tensionada) o en ambas, como muestra la Figura 6. Ambas técnicas presentan una disminución de las propiedades mecánicas con respecto a la probeta ensayada al aire (la energía bajo la curva se reduce drásticamente). La forma de la curva pasa de una tipología predominantemente dúctil en el material no fragilizado a un comportamiento frágil en las probetas fragilizadas en una o bien en ambas caras. Como conclusión, fragilizar por una o ambas caras dio lugar a resultados muy similares.

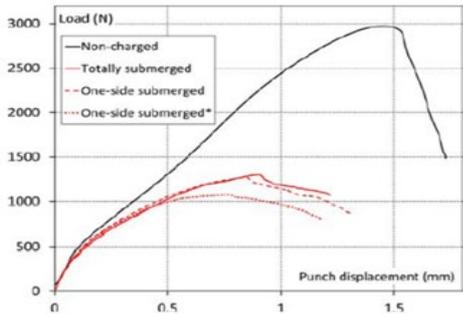


Figura 6. Curvas de CrMoV-2 con y sin pre-fragilización en una o ambas caras [8].

3.5 Efecto de la velocidad de punzonado

Los ensayos en ambiente se ven afectados por la velocidad de sollicitación. Para asegurar un efecto completo del hidrógeno y permitir que la interacción con el ambiente gobierne el proceso, se aplican velocidades muy inferiores a las de los ensayos convencionales. Este hecho también aplica al SPT. En los últimos años, distintos investigadores se han centrado en estudiar los efectos de las velocidades de punzonado. Esto es lo que realizó un estudio de la Universidad de Cantabria del año 2019 [14], que presentó los resultados de aplicar diferentes velocidades de punzonado sobre probetas SPT tras 2 horas de pre-fragilización. Se estudió el efecto de las velocidades de punzonado recomendadas por [10] y también el de otra 5 veces más lenta sobre probetas pre-fragilizadas y ensayadas al aire. Como muestra la Figura 7, se emplearon velocidades de 0.01 y 0.002 mm/s, y el medio produjo un importante daño en el material llevando a una reducción de las propiedades mecánicas en ambos casos. Sin embargo, al comparar las gráficas y sus correspondientes fractografías no se aprecia una diferencia específica entre ellas (líneas continuas frente a las de trazos), siendo en ambos casos la rotura semi-frágil ligeramente transgranular. Con respecto al contenido de hidrógeno, que fue determinado tras los ensayos a 0.01 y 0.002 mm/s, su valor fue de 4.86 y 4.15 ppm respectivamente. Este comportamiento tan parecido encuentra su explicación en el efecto de competición que ocurre entre bajas velocidades de punzonado, que dan más tiempo al hidrógeno para difundir a las áreas plastificadas que se generan durante el ensayo, y un mayor tiempo para difundir fuera de la probeta. El primero ayuda al efecto fragilizante mientras que el segundo reduce la concentración de hidrógeno que actúa (lo que se refleja en

el menor contenido de hidrógeno al final del ensayo). Por tanto, para muestras SPT prefragilizadas y ensayadas en aire, velocidades de punzonado en el rango recomendado por [10] no producen ningún efecto fragilizante.

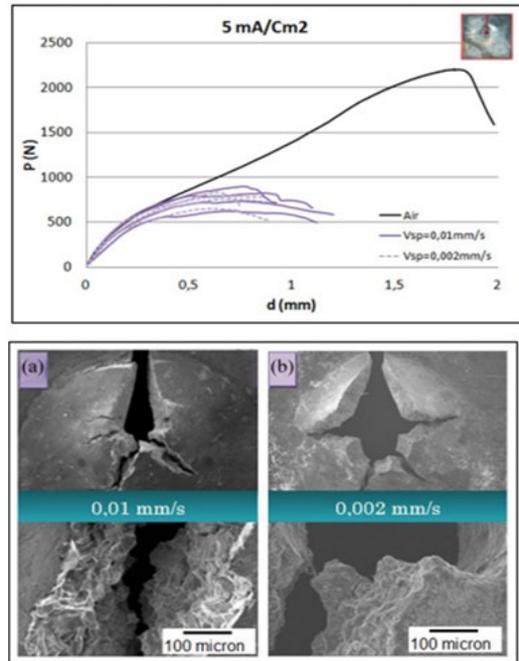


Figura 7. Curvas y fractografía de SPT prefragilizado y ensayado al aire con velocidades de punzonado convencionales [14].

Las mencionadas velocidades de sollicitación de 0.01 y 0.002 mm/s son comparadas con otra 500 veces inferior. Se observa que se traduce en un registro con peores propiedades mecánicas y en una fractografía más frágil y queda probado que, para que las caracterizaciones SPT en ambiente sean representativas, deben utilizarse velocidades de punzonado de varios órdenes de magnitud inferiores a las recomendadas en [10].

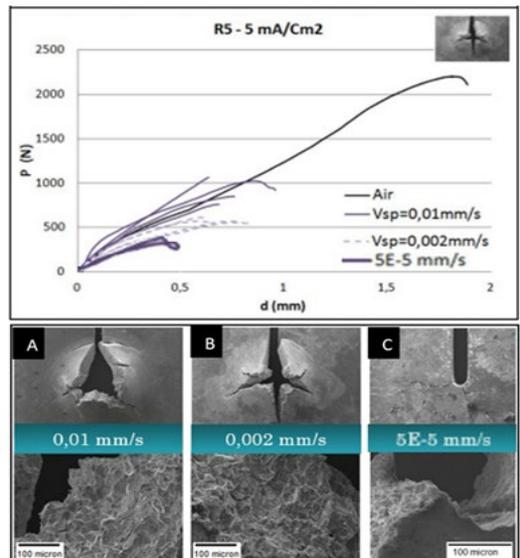


Figura 8. Curvas y fractografía de SPT prefragilizado y ensayado al aire con velocidades de sollicitación convencionales [14].

3.6 Ensayos en ambiente bajo la aplicación de cargas constantes.

Para evaluar cuán lentas deben ser las velocidades de punzonado, un estudio [12] realizó una serie de SPT en ambiente bajo cargas constantes de valor decreciente. Las velocidades que se desarrollaban de forma natural en el sistema cuando se aplicaban cargas cercanas al valor de la carga límite SPT estaban en el rango de E^{-6} a E^{-7} mm/s, 5 veces inferiores a las recomendadas en [10] para caracterizaciones llevadas a cabo en aire. Por lo tanto, los ensayos SPT de carga estática son apropiados para reproducir fragilización por hidrógeno. Al permitir al sistema que se agriete de forma autónoma por la carga impuesta, se asegura una velocidad de sollicitación lo suficientemente lenta para producir micromecanismos de fragilización como los presentes en escenarios reales. La desventaja radica en la necesidad de ensayar varias muestras, hasta encontrar aquella que no produce ninguna grieta en la punta de la muesca de la probeta.

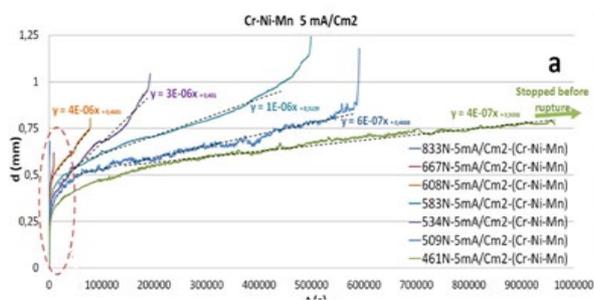


Figura 9. Set de ensayos SPT bajo carga constante.

3.7 Técnica de SPT con carga escalonada

En los últimos dos años, se ha publicado otra metodología para caracterizar en ambiente [11, 15].

Consiste en utilizar la técnica de carga por escalones de ASTM F1624 al SPT para obtener la carga límite. Se realiza aplicando escalones de carga, aumentando progresivamente tras cierto tiempo, que se define en función de la dureza del hasta que la probeta rompa. De este modo puede obtenerse la carga que iniciará una grieta subcrítica en acero expuesto a un medio agresivo. Deben seguirse los siguientes pasos:

1. Se realiza un ensayo SPT en aire según [10], para obtener la carga de rotura rápida $P_{FFS-SPT}$, definida por la máxima carga alcanzada, P_{max} .
2. Seguidamente, las probetas son expuestas al medio ambiente durante 2 h antes de los ensayos mecánicos. Este tiempo es resultado de investigaciones previas [11, 16] para asegurar la saturación y una difusión estacionaria.
3. Se aplican sucesivamente escalones de carga en tantas muestras como sean necesarias hasta obtener la carga límite (aquella en la que la diferencia entre dos cargas límite consecutivas sea $<5\%$). La muestra está permanentemente sumergida en el medio para que el hidrógeno no difunda fuera de la muestra. Deben aplicarse un total de 20 escalones (cada uno mayor en un 5% del valor P_{max}) hasta que se produzca el fallo por rotura. La carga de rotura define la carga límite

para el primer escalón. El resto de los tests utilizarán como máxima la carga límite del ensayo anterior incrementada en un 10%. Esta secuencia debe ser repetida hasta que la diferencia entre la carga límite con la del ensayo previo sea menor al 5%, definiéndose la carga límite en el medio, P_{th} , como el valor obtenido en el último ensayo. Al menos 3 muestras deben ser utilizadas en el medio como mínimo, incluso si las dos primeras ya convergían por debajo del 5%.

Esta metodología permite reducir la duración total del ensayo y la cantidad de probetas necesarias. Algunas normativas de caracterización de EAC (Environmentally Assisted Cracking) como la ISO 7539 [18], la ASTM E1681 [19], requieren del orden de 12 probetas y alrededor de 10000 h de ensayo para obtener la tensión límite, mientras que con el método acelerado de SPT se puede estimar la carga límite equivalente en una semana y ensayando sólo 3 ó 4 probetas miniatura.

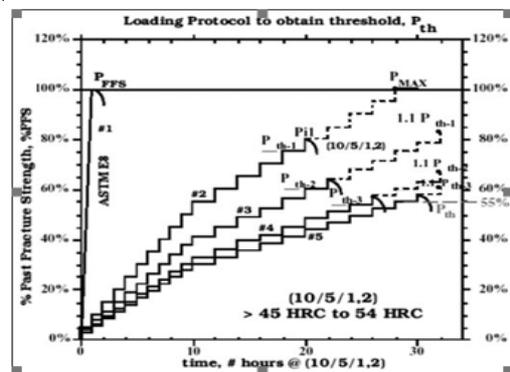


Figura 10. Técnica de carga escalonada ASTM F1624.

Como la técnica presentada en ASTM F1624 deriva de probetas estándar de tracción, la duración de los escalones tuvo que ser adaptada. Tal y como se presenta en la Figura 11, en [15] se comprobó que 20 y 40 min resultó ser tiempo adecuado para los escalones del 1 al 10 y del 11 al 20 respectivamente para aceros en los rangos de dureza de $33 \leq HRC < 45$; el estudio aún no ha concluido y es posible que estos tiempos puedan ser optimizados para aceros de mayor dureza, con microestructuras más sensibles al hidrógeno. En cualquier caso, estos tiempos de escalón son permiten realizar una secuencia de escalones completa en un día y aseguran que el hidrógeno haya difundido en todo el espesor, si se consideran los valores de la difusividad del hidrógeno en aceros de la literatura [20] en probetas SPT de 0.5mm de espesor.

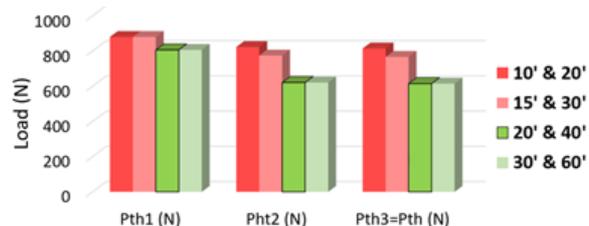


Figura 11. Cargas de rotura rápida y límite (P_{th3}) para cada uno de las tres probetas de los escalones en el medio con 10 mA/cm^2 de polarización catódica [15].

Esta metodología fue validada [11] comparando los resultados con ensayos de tracción según ASTM F1624 [21] como muestra la Figura 12, demostrando que los micromecanismos que tienen lugar fueron similares, presentando efectos de fragilización progresivos en los procesos a agrietamiento subcrítico, correlacionando las tensiones límite con las fuerzas obtenidas según ASTM F1624 [21] y por la técnica de SPT con carga escalonada. La expresión (1) permite obtener la carga límite de los ensayos SPT en ambiente al aplicar la técnica de carga escalonada.

$$\sigma_{th-SPT} = \frac{3}{2\pi \cdot h_0^2} \cdot P_y + \frac{\alpha}{h_0^2} \cdot (P_{th-SPT} - P_y) \quad (1)$$

Implica una parte elástica de un ensayo SPT en aire (utilizado para determinar P_{FFS}) P_y , y una parte plástica ($P_{th-SPT} - P_y$) resultado de restar P_y a la carga límite. “ h_0 ” esa el espesor de la probeta en mm y “ α ” un coeficiente de correlación función del material.

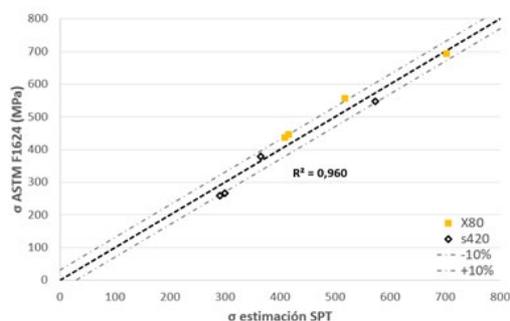


Figura 12. Ajuste para la tensión límite obtenida utilizando la expresión (1) [11].

4. CONCLUSIONES

El presente análisis de las principales metodologías de caracterización en ambiente con SPT, concluye:

- 2 h de fragilización es un tiempo adecuado, pudiendo ser la exposición por una o ambas caras de la probeta.
- Pre-fragilizar las probetas y ensayar al aire es útil cualitativamente cuando los ensayos se llevan a cabo bajo las velocidades de punzonado recomendadas en la normativa [10]; no se recomienda reducir las velocidades de ensayo.
- Para caracterizaciones más precisas, los ensayos deben ser en continua exposición al hidrógeno tras la fragilización y las velocidades de punzonado deben estar en el rango de E^{-6} a E^{-7} mm/s para permitir que el medio gobierne el proceso.
- Los ensayos SPT en ambiente bajo carga constante reproducen la interacción material-ambiente y permiten obtener la carga límite, aunque su operativa implica un consumo elevado de tiempo.
- La técnica de SPT con cargas escalonadas permite obtener el umbral de forma rápida. Deben considerarse escalones de 20 y 40 minutos para los escalones del 1 al 10 y del 11 al 20 respectivamente en una primera aproximación.

REFERENCIAS

[1] M.P. Manahan, A.S. Argon, O.K. Harling, “The development of a miniaturized disk bend test for the determination of postirradiation

mechanical properties”, *Journal of Nuclear Materials*, vol. 103-104, pp. 1545-1550, (1981).

[2] M. Eskner, R. Sandstrom, “Mechanical property evaluation using the Small Punch test”, *Journal of Testing and Evaluation*, vol. 32, n° 4, pp. 282-289, (1995).

[3] J.M. Alegre, R. Lacalle, I.I. Cuesta, J.A. Álvarez “Different methodologies to obtain the fracture properties of metallic materials using pre-notched small punch test specimens”, *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, vol. 86, pp. 11-18, (2016).

[4] F. Dobes, K. Milicka, “Application of creep Small Punch testing in assessment of creep lifetime”, *Materials Science and Engineering A*, vol. 510-511, pp. 440-443, (2009).

[5] D. Finarely, M. Roedig, F. Carsughi, “Small Punch tests on austenitic and martensitic steels irradiated in a spallation environment with 530 MeV protons”, *Journal of nuclear materials*, vol. 328, pp. 146-150, (2004).

[6] E. Altstadt, F. Bergner, M. Houska, “Use of the small punch test for the estimation of ductile-to-brittle transition temperature shift of irradiated steels”, *Nuclear Materials and Energy*, vol. 26, n° 100918, (2021).

[7] T. Bai, K. Guan, “Evaluation of stress corrosion cracking susceptibility of stainless steels 304L welded joint by Small Punch test”, *Materials and design*, vol. 561, n° 52, pp. 849-860, (2013)

[8] T.E. García, C. Rodríguez, F.J. Belzunce, I. Peñuelas, B. Arroyo, “Development of a methodology to study the hydrogen embrittlement of steels by means of the Small Punch test”, *Materials science & engineering A*, vol. 626, pp. 342-351, (2015).

[9] ASTM E3205-20, “Standard Test Method for Small Punch Testing of Metallic Materials”, *ASTM International*, (2020).

[10] EN 10371:2021, “Metallic materials - Small punch test method”, *European standards ICS 77.040.10*, (2021).

[11] B. Arroyo, L. Andrea, F. Gutiérrez-Solana, J.A. Álvarez, P. González, “Threshold stress estimation in hydrogen induced cracking by Small Punch tests based on the application of the incremental step loading technique”, *Theoretical and Applied Fracture Mechanics* 110, n° 102839, (2020).

[12] Arroyo B, Álvarez JA, Lacalle R, C. Uribe, T.E. García, C. Rodríguez, “Analysis of key factors of hydrogen environmental assisted cracking evaluation by Small Punch test on medium and high strength steels”, *Materials Science & Engineering A*, vol. 691, pp.180-194, (2017).

[13] T. Misawa, Y. Hamaguchi, M. Saito, “Stress corrosion cracking and hydrogen embrittlement studies of austenitic and ferritic steels by small punch test”, *Journal of Nuclear Materials*, vols. 155-157 (part 2), pp. 749-753, (1988).

[14] B. Arroyo, J.A. Álvarez, F. Gutiérrez-Solana, R. Lacalle, P. González, “Rate effects on the estimation of fracture toughness by small punch tests in hydrogen embrittlement”, *Journal of Strain Analysis* vol. 54 (issue 7-8), pp. 390-400, (2019).

[15] B. Arroyo, L. Andrea, F. Gutiérrez-Solana, J.A. Álvarez, “Time optimization of the step loading technique in hydrogen embrittlement small punch tests”, *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, vol. 117, n° 103206, 2022.

[16] T.E. García, B. Arroyo, C. Rodríguez, F.J. Belzunce, J.A. Álvarez, “Small punch test methodologies for the análisis of the hydrogen embrittlement of structural steels”, *Theoretical Applied Fracture Mechanics* vol. 86, pp. 89-100, 2016.

[17] S.I. Komakazi, A. Koyama, T. Misawa, “Effect of morphology of copper precipitation particles on hydrogen embrittlement behaviour in Cu-added ultra low carbon steels”, *Materials transactions*, vol. 43, n° 9, pp. 2213-2218, 2002.

[18] ISO Standard 7539 - Parts 1 to 9, “Corrosion of metals and alloys - Stress corrosion testing”, *ISO standards ICS 77 77.060*, (2021).

[19] ASTM E1681, “Test Method for Determining Threshold Stress Intensity Factor for Environment Assisted Cracking of Metallic Materials”, *ASTM International*, (2020).

[20] J.P. Hirth, “Effects of hydrogen on the properties of iron and steels”, *Metallurgical Transactions A*, vol. 11 (issue 6), pp. 861-890, (1980).

[21] ASTM F1624, “Standard Test Method for Measurement of Hydrogen Embrittlement Threshold in Steel by the Incremental Step Loading Technique”, *ASTM International*, (2018).

DYNAMIC RESPONSE OF AN ULTRA-HIGH-PERFORMANCE CONCRETE (UHPC)

V. Rey-de-Pedraza, F. Gálvez, R. Sancho, B. Sanz

¹ Departamento de Ciencia de Materiales, ETSI Caminos, Canales y Puertos, Universidad Politécnica de Madrid
C/ Profesor Aranguren s/n

* Persona de contacto: v.rey@upm.es

RESUMEN

La evolución en el diseño de estructuras de hormigón requiere una innovación permanente en la búsqueda de nuevas mezclas capaces de mejorar las propiedades del material de partida. Durante los últimos años, la incorporación de nuevas adiciones, junto con el empleo de fibras, ha permitido obtener productos con mejores propiedades mecánicas y mayor durabilidad. Como resultado, los hormigones convencionales han evolucionado para dar lugar a nuevas mezclas de alta y ultra alta resistencia (HAR y HUAR) los cuales ofrecen buen comportamiento bajo sollicitaciones de compresión y tracción. Aunque se ha avanzado en la caracterización en estático en los últimos años, aún hay muchas incógnitas especialmente en la respuesta bajo acciones dinámicas, y sobre todo bajo esfuerzos de tracción. En el presente trabajo se analiza el comportamiento dinámico a tracción de tres dosificaciones de un HUAR, con distinto contenido de fibras. Se presentan los datos de tensión de tracción máxima obtenidos mediante ensayos brasileños a alta velocidad de deformación. Por último, se realiza un análisis cualitativo del proceso de fractura y posterior apertura de fisura, correlacionándolo temporalmente con la curva de tensión con objeto de analizar el equilibrio durante el ensayo.

PALABRAS CLAVE: Fractura, HUAR, Hopkinson, Régimen dinámico

ABSTRACT

The evolution in the design of concrete structures requires permanent innovation in the search for new mixtures capable of improving the properties of the base material. In recent years, the incorporation of new additions, together with the use of fibre reinforcement, has made it possible to obtain products with better mechanical properties and improved durability. As a result, conventional concretes have evolved into new high and ultra-high performance concrete mixes (HPC and UHPC) which offer good performance under compressive and tensile stresses. Although the comprehension of the behaviour under static regime has advanced over the last years, the study of the response under dynamic actions needs much more advances, even more under tensile loads. In the present work, the dynamic tensile behaviour of three dosages of a UHPC, with different fibre content, is analysed. Maximum tensile stress obtained from Brazilian tests at high rate tests is presented. Finally, a qualitative analysis of the fracture process and subsequent crack opening is carried out, correlating it temporally with the stress curve to analyse the equilibrium during the test.

KEYWORDS: Fracture, UHPC, Hopkinson, Dynamic regime

1. INTRODUCCIÓN

La constante evolución en el diseño de las estructuras modernas ha impulsado un desarrollo paralelo de los materiales y los procesos de fabricación. En el caso particular de la industria civil, el hormigón siempre ha mantenido su posición clave como el material más utilizado y versátil, principalmente gracias a la continua evolución de sus propiedades durante las últimas décadas. La progresiva reducción de la relación agua/cemento (a/c), la introducción de los superplastificantes [1], el uso de humo de sílice y la limitación del tamaño de [2] [3] [4] dieron como resultado la transición hacia mezclas de altas prestaciones (HAR y HUAR) con resistencias a compresión de hasta 130 MPa.

A pesar de que en los últimos años se ha avanzado en la caracterización en régimen estático, aún hay muchas incógnitas especialmente en la respuesta de este tipo de hormigones bajo acciones dinámicas, y sobre todo bajo

esfuerzos de tracción. Por tanto, la definición exacta de las propiedades dinámicas cobra una importancia notable a la hora de diseñar estructuras de hormigón más seguras.

Para el análisis de la fractura del hormigón, una de las herramientas más empleadas y que mejores resultados ha ofrecido en régimen dinámico es la barra Hopkinson. Gracias a su versatilidad, es posible adoptar diferentes configuraciones para obtener las propiedades dinámicas del hormigón bajo esfuerzos de compresión y tracción. Esto se ha venido demostrando con los estudios publicados a lo largo de las últimas décadas, bajo esfuerzos de compresión con los trabajos comenzados en los años 80 por Ross [5] y desarrollados más recientemente por Cadoni [6] como bajo tensión por Zielinsky y Reinhardt [7] hasta Erzar y Forquin [8] o Schuler [9] y Weerheijm [10] con análisis dedicados a la energía de fractura. Más aun, todos estos trabajos experimentales han demostrado que las propiedades

mecánicas del hormigón presentan un incremento notable a medida que se aumenta la velocidad de deformación, encontrando, en la mayoría de los casos, tendencias o crecimientos exponenciales similares de las propiedades mecánicas referidas.

Frente a la gran cantidad de datos experimentales recogidos en torno a los hormigones convencionales, sólo unos pocos trabajos de investigación han tratado de definir el comportamiento dinámico de los HAR y HUAR reforzados con fibras, donde éstas juegan un papel crítico en el proceso de fractura, encontrándose muy pocas referencias que traten de mezclas de altas prestaciones sin fibras. En 2007, B. Riisgaard [11] realizó una comparativa interesante entre dos mezclas de HAR (100 MPa y 160 MPa). Se realizaron ensayos de compresión dinámica a velocidades de deformación de 100 a 700 s⁻¹, alcanzando factores de incremento dinámico (Dynamic increase factor o DIF) de 3,4 en el caso del hormigón de 100 MPa y de 2,4 para el de 160 MPa. En cuanto a las propiedades de tracción, el ensayo de tracción indirecta o ensayo brasileño también se ha utilizado ampliamente como método para caracterizar el hormigón bajo tensión en ensayos cuasiestáticos normalizados, dando igualmente una buena aproximación en régimen dinámico. En 2018, M. R. Khosravani [12] realizó estudios sobre discos de HUAR a 30 s⁻¹ con objeto de calibrar modelos numéricos. En 2006, Schuler [13] realizó un trabajo detallado con el objetivo de determinar tanto la resistencia a tracción como la energía de fractura dinámica de una mezcla de altas prestaciones utilizando una configuración modificada de la barra Hopkinson.

Aunque los trabajos anteriores han aportado valiosos datos de su comportamiento, hasta la fecha no existen suficientes datos experimentales que permitan definir claramente el comportamiento de las mezclas de altas prestaciones frente a cargas dinámicas y, sobre todo, que permitan ver la influencia del contenido y trabajo de las fibras tanto en la resistencia a la fractura como en el posterior proceso de apertura de la fisura.

Por esta razón, se ha realizado un estudio comparativo del comportamiento a tracción de un HUAR bajo cargas dinámicas y con distinto contenido de fibras. Para ello, se fabricaron en laboratorio tres dosificaciones distintas: una amasada de hormigón sin fibras y dos amasadas con distintos porcentajes de las mismas (1% y 2%). Para cada amasada, se realizaron ensayos dinámicos brasileños en barra Hopkinson y bajo velocidades de deformación constantes.

En este trabajo se presentan los resultados de la resistencia a la tracción dinámica y los factores de incremento dinámico (DIFs) para las tres dosificaciones de hormigón. Con ayuda de la correlación digital de imágenes se ha realizado además un análisis cualitativo del patrón de rotura determinado por el ensayo, analizando el equilibrio entre los extremos de la probeta y con objeto de aportar algo de luz sobre el proceso de fractura que condiciona cada tipo de mezcla de hormigón.

2. MATERIALES

Para el presente estudio se diseñó un hormigón de ultra alta resistencia utilizando Premix Ductal® de la empresa LafargeHolcim. Se prepararon tres mezclas diferentes, manteniendo constante la dosificación de la matriz y la relación agua/cemento, y variando únicamente el contenido de fibras. En particular, se prepararon tres amasadas denominadas A08, A09 y A10, con contenidos de fibras de 0%, 1% y 2% en volumen, según muestra la Tabla 1. Las fibras añadidas son de acero de 0.2 mm de diámetro y 14 mm de longitud. Por motivos de confidencialidad, las proporciones de la mezcla base suministrada no pueden facilitarse en este artículo.

Todas las amasadas se fabricaron en el laboratorio del Departamento de Ciencia de Materiales de la UPM. En cada amasada se prepararon probetas para los distintos ensayos de caracterización cuasiestáticos y dinámicos. Tras hormigonar, las probetas se mantuvieron en cámara de curado a 20°C sumergidas en agua hasta la fecha del ensayo. Las probetas se ensayaron con una edad aproximada de 28 a 40 días.

Para la caracterización en régimen estático se emplearon probetas cilíndricas normalizadas de longitud 200 mm y diámetro 100 mm. En particular se realizaron ensayos de compresión estándar, y ensayos brasileños siguiendo el procedimiento descrito en [14]. En el caso de las probetas sin fibras los ensayos brasileños se llevaron a cabo hasta rotura, mientras que en las probetas con fibras se detuvieron una vez detectado el inicio de fisuración. La Tabla 1 muestra los valores de resistencia a tracción de la amasada A08 y de tensión de tracción de iniciación de fisuración de las amasadas A09 y A10. Además, se fabricaron prismas para ensayos de flexión que quedan fuera del ámbito del presente artículo.

Tabla 1. Contenido de fibras y resistencia a tracción del hormigón ensayado en régimen cuasiestático.

Amasada	Contenido de fibras (% vol.)	Resistencia a tracción (MPa)
A8	0.0	8.85±0.52
A9	1.0	7.00±1.99
A10	2.2	7.48±2.00

En régimen dinámico se plantearon ensayos brasileños sobre discos de hormigón. La necesidad de ensayar sobre discos en lugar sobre los cilindros normalizados viene determinada por las dimensiones y limitaciones del dispositivo experimental a emplear. Dicho dispositivo, junto con su geometría y características más relevantes será descrito con detalle en la siguiente sección. La longitud nominal de los discos se limitó a 25.4mm, coincidente con el diámetro de la barra de ensayo.

En la práctica, los discos se obtuvieron a partir del corte transversal de probetas cilíndricas normalizadas de 100 mm de diámetro y 200 mm de longitud, y resultaron tener una longitud media de 24.97 mm ± 1.04 mm. Para asegurar probetas con una determinada homogeneidad, se descartaron los discos extremos. En total se ensayaron seis discos de las amasadas A08 y A09, y siete de la A10.

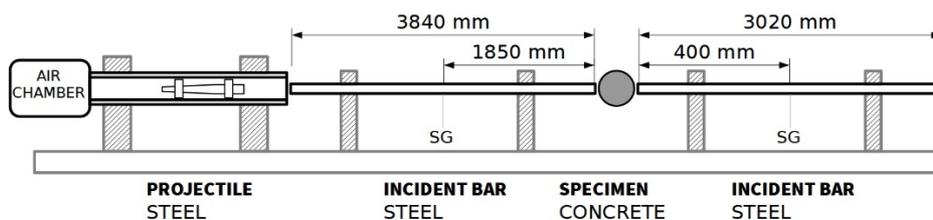


Figura 1. Esquema del dispositivo experimental de la Barra Hopkinson de compresión

3. CONFIGURACIÓN EXPERIMENTAL

Para la caracterización dinámica del hormigón bajo tracción se empleó la barra Hopkinson bajo la configuración de barra incidente-barra transmitida (también conocida como Split Hopkinson Pressure Bar o SHPB) desarrollada por Kolsky [15] disponible en el Departamento de Ciencia de Materiales de la UPM. Esta configuración ha sido validada para ensayos brasileños mediante simulaciones numéricas por Galvez [16-17]

El montaje de la SHPB consta de 4 elementos: proyectil, barra incidente, probeta y barra transmitida (Figura 2). Para el presente trabajo se emplearon barras incidente y transmitida de acero de alta resistencia, Vascomax C250 con una densidad de 7900kg/m^3 y un módulo elástico de 178GPa . Las barras son de diámetro 25.4mm , con longitudes de barra incidente y barra de salida de 3840mm y 3020mm respectivamente. El proyectil empleado consiste en una barra de acero y 1.30m de longitud. El proyectil se alimenta y acelera gracias a una cámara de aire comprimido con la que, variando la presión, es posible obtener un rango variable de velocidades de disparo y, por tanto, de velocidad de deformación. Una vez disparado, el proyectil golpea la barra incidente generando un pulso de compresión que la atraviesa hasta alcanzar el extremo en contacto con la probeta. Parte de la onda pasa a la probeta y parte se refleja de vuelta por la barra incidente y, del mismo modo, la onda en la probeta pasará a la barra transmitida. Tanto los pulsos incidente y reflejado como el transmitido se registran en sendas bandas extensométricas colocadas en las barras. Esto permite reconstruir el estado de carga en los extremos en contacto con la probeta. El proceso de rotura de la probeta se graba con cámara de alta velocidad para el posterior análisis de las imágenes y la obtención del campo de desplazamientos y deformaciones mediante la técnica de correlación digital de imágenes (DIC).

El sistema para la adquisición de datos, está compuesto por un acondicionador de señal Vishay, modelo 2210 con cuatro canales para extraer la señal de las bandas, un osciloscopio digital Tektronix modelo TDS 714L de 500MHz , para registrar los datos de los puentes de bandas extensométricas tanto de barra incidente como de barra de salida, al ordenador. La adquisición de datos se establece para 10000 puntos/ms, para un total de 5ms . Lo cual suma un total de 50000 puntos. El *trigger* se activa al paso de la onda por la barra incidente. Además, para la grabación de los ensayos se empleó una cámara de alta velocidad Vision Research, modelo Phantom

VEO 710L. la velocidad de toma de datos se ajustó en 18000fps activada con el *trigger* de la extensometría de las barras, y las imágenes se tomaron con una resolución de $320 \times 88\text{px}$ y exposición de $5\mu\text{s}$. Las imágenes de la cámara de alta velocidad son procesadas usando un software de correlación digital de imágenes, que se comenta más adelante, para identificar la aparición de las grietas y analizar las deformaciones.

Durante el ensayo y para proteger las barras de posibles daños causados por el hormigón al fracturarse, se emplearon dos discos de acero en el contacto con la probeta (ver Figura 3). Estos discos son del mismo material de las barras, con su mismo diámetro y de 5mm de espesor, que se reemplazan en cada ensayo.

Para suavizar el pulso de compresión producido por el impacto del proyectil contra la barra incidente, se empleó la técnica del “*pulse shaper*” basada en una lámina encerada de papel de 0.2mm de espesor. Con ello se consiguieron eliminar la práctica totalidad de las oscilaciones características de la barra Hopkinson, aunque no se eliminaron de forma completa para no reducir la velocidad de deformación. Aun así, como se aprecia en la Figura 3, no ha sido posible reducir completamente la primera oscilación en la onda incidente.

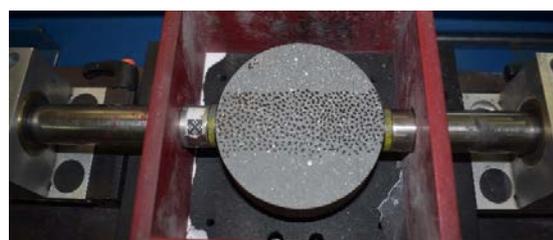


Figura 2. Probeta en barra Hopkinson para ensayo brasileño

A partir del registro de las bandas extensométricas en las barras (Figura 3), teniendo en cuenta el montaje de puente completo de Wheatstone, se tiene la deformación que sufren las mismas. Estas medidas, teniendo en cuenta que las barras trabajan en régimen elástico, permiten obtener la tensión en las mismas.

$$\varepsilon = \frac{2}{(1 + \nu)} \cdot \frac{V_s}{K \cdot G \cdot V_0} \quad (1)$$

Asumiendo que la propagación de ondas es unidimensional, lo cual puede hacerse para barras de longitud mucho mayor que su diámetro como es el caso, pueden obtenerse las fuerzas aplicadas sobre la probeta, así como sus desplazamientos.

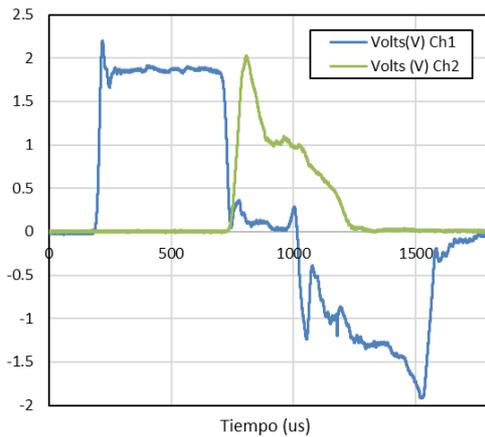


Figura 3. Ondas registradas en la instrumentación de las barras

A partir de los registros de las bandas incidente y transmitida es posible obtener las ondas incidente y reflejada sobre la primera barra. Con ellas se obtiene la fuerza aplicada sobre el primer extremo de la probeta, así como la velocidad con la que se desplaza este punto de contacto. Con los valores de la onda transmitida que ha sobrepasado la probeta se obtiene la velocidad del segundo extremo y la fuerza correspondiente empleando las siguientes expresiones:

$$F_1 = E \cdot A \cdot (\varepsilon_i + \varepsilon_r) \tag{2}$$

$$F_2 = E \cdot A \cdot (\varepsilon_t) \tag{3}$$

$$V_1 = c \cdot (\varepsilon_i - \varepsilon_r) \tag{4}$$

$$V_2 = c \cdot (\varepsilon_t) \tag{5}$$

Siendo c la velocidad de propagación de ondas en las barras, E su módulo elástico y A el área transversal de las mismas. Finalmente, el desplazamiento entre extremos de la probeta puede obtenerse integrando la suma de velocidades ente extremos. Finalmente, puede calcularse la tensión media de tracción en la probeta con la siguiente expresión en la que L y D son las la longitud y diámetro correspondientes a la probeta

$$\sigma_m = \frac{(F_1 + F_2)}{\pi \cdot L \cdot D} \tag{6}$$

De las expresiones anteriores se puede estimar con alta precisión el estado tensional en la probeta sometida a compresión diametral por las barras incidente y transmitida. Aparte es necesario obtener la deformación y velocidad de deformación en la dirección perpendicular a dicho plano. Por ello se recurrió al empleo de la técnica de correlación digital de imágenes empleando el software NCORR [18]. A partir de las imágenes grabadas por la cámara de alta velocidad, mediante la correlación de imágenes se obtuvieron los campos de desplazamientos y deformaciones para toda la superficie de la probeta.

El análisis DIC fue empleado en la mayor parte de los ensayos en lugar del empleo de bandas extensométricas sobre la probeta. Aparte del ahorro en material, el análisis

DIC supone una técnica más versátil frente a la tradicional instrumentación con bandas, permitiendo en el posterior análisis la obtención de los campos de desplazamientos y deformaciones para toda la pieza y no solo para las regiones instrumentadas. En muchos casos, al no poder predecir con exactitud el camino que seguirá la grieta al fracturarse la probeta, el empleo de DIC supone una gran ventaja para el análisis post-mortem. En contra, el número de imágenes por segundo que se pueden tomar por ensayo viene directamente limitado por la resolución (píxeles) de la imagen grabada. Esto hace que la resolución temporal en el caso del DIC sea mucho menor de la deseada.

4. RESULTADOS

En primer lugar, del análisis de las ondas se concluye que la probeta no está en equilibrio al alcanzarse la rotura. Esto es un resultado esperable debido a la dimensión de las muestras ensayadas. En la Figura 4 se muestra la fuerza que la probeta tiene entre ambos extremos. Como se ve en ella, hay un retraso de unos 45us entre ellas. Ello hace que la fractura en el plano medio de aplicación de las cargas aparezca siempre desde el extremo incidente.

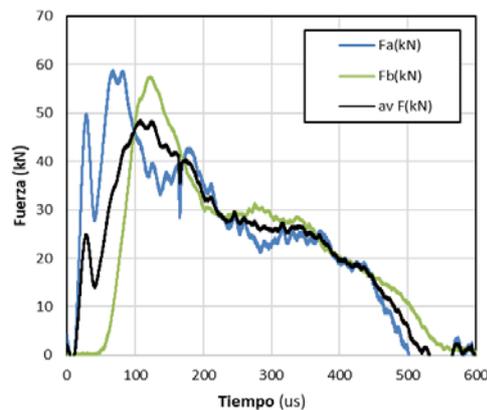


Figura 4. Fuerzas en los extremos de las barras, y valor medio

El proceso de fisuración puede apreciarse en las imágenes posteriores. En ellas se muestran varios puntos en los que se representan diversas imágenes del proceso de fisuración. En las imágenes posteriores se muestra también la deformación normal al plano de aplicación de las cargas, que ocasiona la apertura de fisuras.

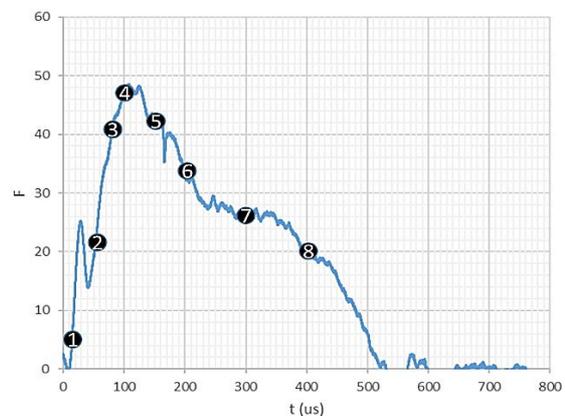


Figura 5. Valores de la carga media en la probeta en la Secuencia de imágenes en el proceso de fisuración

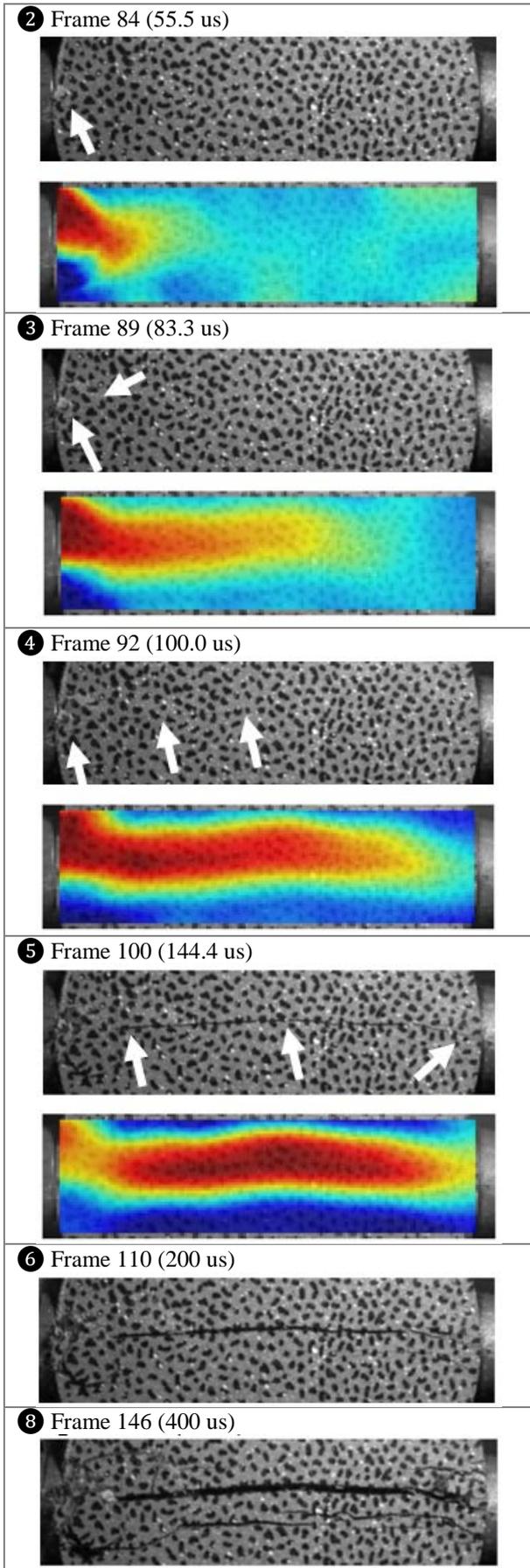


Figura 6. Secuencia de imágenes en el proceso de fisuración

Para comparar los resultados entre las diversas probetas se empleó el valor de la fuerza en la barra de salida. En las imágenes siguientes se muestran los resultados para las tres amasadas. Para los ensayos sin fibras (Figura 7) las curvas muestran claramente un pico inicial seguido de un descenso progresivo. Únicamente el ensayo A08-03 presenta un comportamiento diferente. Esto es debido a que en este ensayo se modificó el contacto probeta-barras incluyendo una delgada lámina de madera. Este ensayo proporcionó un resultado diferente, y el pico corresponde a la deformación de dicha madera. La probeta no llegó a rotura. Esto muestra que en los ensayos en barra Hopkinson el contacto debe ser lo más directo posible sin posibilidad de colocar elementos que alteren dicho contacto.

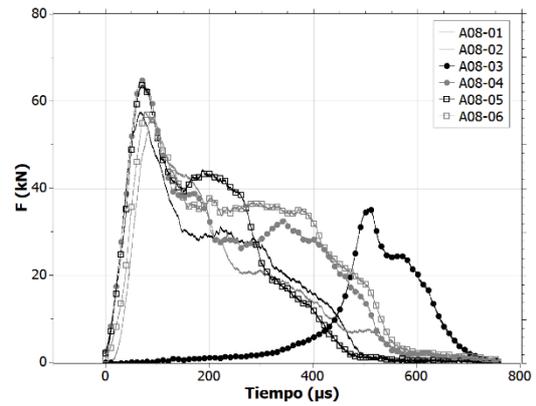


Figura 7. Fuerza-tiempo para el hormigón sin fibras

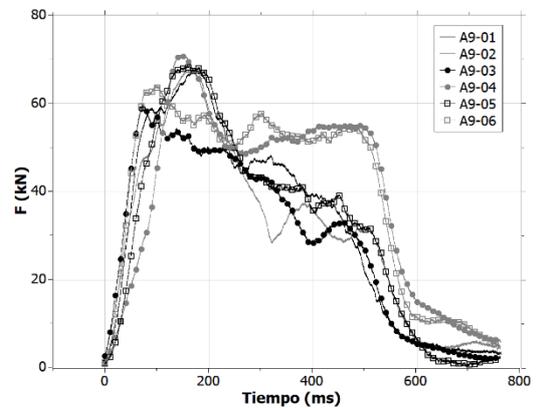


Figura 8. Fuerza-tiempo para el hormigón con 1% de fibras

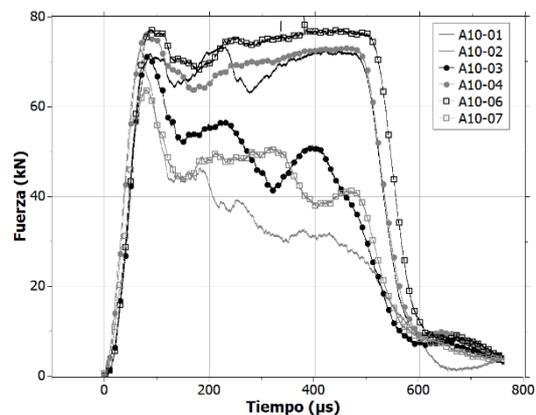


Figura 9. Fuerza-tiempo para el hormigón con 2% de fibras

Hay que destacar que en los gráficos anteriores la carga mostrada no es la carga con la que puede calcularse la tensión media, sino que esta debe calcularse promediando las fuerzas aplicadas en ambos extremos. Este cálculo, empleando la ecuación (6), da lugar a tensiones de tracción máximas de entre 12 y 14 MPa para los ensayos sin fibras, y de 14 a 16 MPa cuando se tiene el mayor contenido de fibras. Ello indica que el hormigón es sensible a la velocidad de deformación, tal y como se ha comprobado en trabajos anteriores [8-12].

Según aumenta el volumen de fibras, el valor máximo de la carga máxima parece incrementarse ligeramente, presentando un moderado ascenso. Sin embargo, el comportamiento post-pico posterior es muy diferente según se incrementa el porcentaje de fibras. De la bajada moderada de los ensayos sin fibras, el comportamiento cuando hay presencia de fibras es incluso no descendente. Esto es debido a que una vez fisurada la probeta por tracción, las dos semi-mitades en que la probeta queda dividida no pueden separarse físicamente ya que las fibras las mantienen unidas. Esto hace que el nodo de carga pase a un estado de compresión de una columna central, que, aunque sigue fisurada en su dirección principal, aún puede soportar mucha carga. Ello hace que incluso la fuerza se incremente en etapas post-fisuración. Es por ello por lo que el comportamiento posterior al pico de carga máxima sea tan variable, y no responde ya al comportamiento en rotura por tracción sino a estados de carga de compresión de columnas de muy diferente geometría formadas por patrones de fisuración complejos y variables de un ensayo a otro.

CONCLUSIONES

De los resultados experimentales se observa en primer lugar, que la probeta no llega a alcanzar un equilibrio, y en ningún momento las fuerzas aplicadas en ambos extremos llegan a igualarse hasta ya muy avanzado el proceso de fisuración. Esto hace que obtener un valor de la resistencia a tracción con las expresiones tradicionales deba ser tomado con mucha precaución. Aun así, se aprecia que la tensión media calculada da lugar a valores de tensión máxima superiores a los ensayos estáticos. El efecto del contenido en fibras sí que implica un aumento de la carga máxima alcanzada, aunque no puede asegurarse que eso implique un aumento de la tensión de rotura, ya que las imágenes no muestran claramente la apertura de fisura hasta que esta ya está bastante avanzada. El comportamiento de las curvas posteriores al máximo de carga sugiere que el modo de carga haya pasado a ser un estado de compresión de la columna central, y no responde a estados de tracción.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen la financiación recibida del Ministerio de Ciencia, Innovación y Universidades (MCIU), Agencia Estatal de Investigación (AEI) and Fondo Europeo de Desarrollo Regional (FEDER), a través del proyecto PGC2018-097116-A-I00. Y a la empresa LafargeHolcim, Ductal por suministrar el material empleado para este trabajo.

REFERENCIAS

- [1] H. Ronneberg, M. Sandvik, High-Strength Concrete for North Sea Platforms, *Concrete Int.* 12 (1) (1990) 29-34.
- [2] H. H. Bache, Densified cement ultra-fine particle-based materials.
- [3] P. L. Pierre-Claude Aitcin, C. Bedard, Development and Experimental Use of a 90 MPa (13,000 psi) Field Concrete, *Special Publication 87* (1985) 51-70.
- [4] K. A. Godfrey, Concrete Strength Record Jumps 36%, *Civil Engineering, ASCE* 57 (10) (1987) 84-86
- [5] C. A. Ross, Split-Hopkinson Pressure Bar Tests, PN, 1989.
- [6] E. Cadoni, G. Solomos, C. Albertini, Mechanical characterisation of concrete in tension and compression at high strain rate using a modified Hopkinson bar, *Magazine of Concrete Research* (3) (2009) 10.
- [7] A. J. Zielinski, H. W. Reinhardt, Stress-strain behaviour of concrete and mortar at high rates of tensile loading, *Cement and Concrete Research* 12 (3) (1982) 309-319.
- [8] B. Erzar, P. Forquin, An Experimental Method to Determine the Tensile Strength of Concrete at High Rates of Strain, *Experimental Mechanics* 50 (7) (2010) 941-955
- [9] H. Schuler, C. Mayrhofer, K. Thoma, Spall experiments for the measurement of the tensile strength and fracture energy of concrete at high strain rates, *International Journal of Impact Engineering* 32 (10) (2006) 1635-1650.
- [10] J. Weerheijm, J. C. A. M. Van Doormaal, Tensile failure of concrete at high loading rates: New test data on strength and fracture energy from instrumented spalling tests, *Int. J. of Impact Eng* 34 (2007) 609-626.
- [11] Riisgaard, B., Ngo, T., Mendis, P., Georgakis, C., & Stang, H. (2007). Dynamic Increase Factors for High Performance Concrete in Compression using Split Hopkinson Pressure Bar. *Fracture Mech. of Concrete and Concrete Structures*
- [12] M. R. Khosravani, M. Silani, K. Weinberg, Fracture studies of Ultra-High Performance Concrete using dynamic Brazilian tests, *Theoretical and Applied Fracture Mechanics* 93 (2018) 302-310.
- [13] H. Schuler, H. Hansson, Fracture behaviour of High Performance Concrete (HPC) investigated with a Hopkinson-Bar, *Journal de Physique IV (Proceedings)* 134 (2006) 1145-1151.
- [14] B. Sanz, J. Planas, V. Rey-de-Pedraza, R. Sancho, J.M. Sancho, F. Gálvez, Numerical and experimental study of initiation of cracking of UHPFRC by means of Brazilian tests, *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, Volume 118, 2022, 103276.
- [15] H. Kolsky, An Investigation of the Mechanical Properties of Materials at very High Rates of Loading, *Proceedings of the Physical Society. Section B* 62 (11) (1949) 676.
- [16] F. Gálvez, D. A. Cendón, V. Sánchez-Gálvez. Modelización numérica de la fractura en ensayos brasileños de materiales cerámicos a alta velocidad de deformación. *Anales de Mecánica de Fractura* 20 (2003)
- [17] F Galvez, VS Galvez. Numerical modelling of SHPB splitting tests. *J. de Physique IV* (2003) 110, 347-352
- [18] J. Blaber, B. Adair, A. Antoniou, Ncorr: Open-Source 2D Digital Image Correlation Matlab Software, *Experimental Mechanics* 55.

EFFECTO DE LOS PARÁMETROS DE PRECARGA ELECTROQUÍMICA DE HIDRÓGENO SOBRE LA FRACTURA HIDRAÚLICA EN DEPÓSITOS MINIATURA ENTALLADOS

L.B.Peral^{1,2}, A. Díaz¹, V. Arniella², J. Belzunce², J. Alegre¹, I.I. Cuesta¹

¹Universidad de Burgos, Escuela Politécnica Superior, Avenida Cantabria s/n, 09006 Burgos, España

²Universidad de Oviedo. Campus Universitario, EPI, 33203 Gijón, España

* Persona de contacto: lbperal@ubu.es & luisborja@uniovi.es

RESUMEN

El inminente crecimiento de la demanda energética a nivel mundial junto con la contaminación procedente de los combustibles fósiles, hace pensar en la necesidad inminente de encontrar nuevas fuentes de energía alternativas. A este respecto, el hidrógeno se postula como uno de los principales candidatos. En el presente artículo, se ha evaluado la susceptibilidad a la fractura hidráulica asistida por hidrógeno sobre el grado de acero 42CrMo4 templado y revenido. Para ello, se ha utilizado una geometría con forma de depósito miniatura, entallada superficialmente que ha sido sometida a presión interna hasta su rotura. Previamente, los depósitos miniatura han sido precargados con hidrógeno durante un tiempo de tres horas en una disolución 1M de H₂SO₄ + 0,25 g/l de As₂O₃, bajo una densidad de corriente de generación de hidrógeno de 1.2 mA/cm². La medida del contenido de hidrógeno introducida en el acero fue obtenida con la ayuda de un analizador de hidrógeno, LECO DH603. La presión de rotura de los depósitos miniatura ha disminuido considerablemente en la muestras precargadas con hidrógeno interno conforme disminuye la velocidad de carga aplicada. Los micromecanismos apreciados en la superficie de fractura son consistentes con el daño prematuro observado a nivel estructural y dependen en gran medida de la velocidad aplicada en el ensayo.

PALABRAS CLAVE: Fragilización por hidrógeno, fractura hidráulica, carga catódica, alta presión.

ABSTRACT

Hydrogen is being considered as future alternative energy source to fossil fuels. The influence of hydrogen on the mechanical behavior of the 42CrMo4 steel grade has been evaluated by means of internal pressure fracture tests performed on hydrogen precharged notched cylindrical samples. The small notched cylindrical samples were cathodically precharged in 1M de H₂SO₄ y 0,25 g/l de As₂O₃ solution with 1.2 mA/cm² for three hours. The hydrogen content introduced into the samples was determined by means of a hydrogen analyzer, LECO DH603. Burst pressure notably decreased due to the internal hydrogen effect, being this effect more notable as testing time increased. Hence, hydrogen had more time to diffuse ahead the notch tip region, giving rise to the hydrogen embrittlement mechanisms. With the increase in the embrittlement indexes, a change in the fracture micromechanism, from ductile, in the absence of hydrogen, to intermediate (plasticity-related hydrogen induced cracking -PRHIC- and secondary cracks) was appreciated.

KEYWORDS: Hydrogen embrittlement, hydraulic fracture, cathodic charge, high pressure.

1 INTRODUCCIÓN

El inminente aumento de la población mundial y de los estándares de vida provoca que la demanda energética crezca cada vez más. Parte de esa demanda de energía es cubierta mediante el consumo de combustibles fósiles como el petróleo, el gas natural o el carbón. Sin embargo, estos combustibles fósiles son recursos que no se reponen y que por tanto terminarán acabándose. Además su uso intensivo en determinados sectores como la industria o el transporte emite a la atmósfera notables cantidades de gases de efecto invernadero, como dióxido de carbono u

óxidos de nitrógeno. Es importante tener en cuenta que la concentración de CO₂ en la atmósfera desde 1900 hasta nuestros días ha aumentado aproximadamente en un 90% [1]. Antes de que estos combustibles fósiles se acaben, y preferentemente antes de que el cambio climático sea irreversible, deberemos encontrar un combustible alternativo que nos permita hacer frente a los nuevos retos energéticos. A este respecto, El hidrogeno surge como un potencial candidato.

El hidrógeno tiene una gran energía específica, 120 MJ/kg, pero al tratarse de un gas, la cantidad de energía

almacenada por unidad de volumen es muy pequeña. Esto plantea un reto significativo ya que para poder almacenarlo, hay que lograr acumular la mayor cantidad de hidrógeno posible en el menor volumen y con el menor peso posible. Actualmente, el método más empleado para el almacenamiento de hidrógeno es el de hidrógeno comprimido. A este respecto, en los actuales vehículos de pila de combustible de hidrógeno, el hidrógeno se presuriza a 70 MPa en tanques especiales. Sin embargo, en las hidrogeneras, el hidrógeno puede encontrarse incluso a 100 MPa. Por lo tanto, los tanques que almacenen el hidrógeno en estas condiciones deberán estar especialmente preparados para soportar grandes niveles tensionales, así como un gran número de ciclos a fatiga por la carga y descarga del depósito. En este punto, surge otro de los problemas principales ya que los metales y aleaciones que trabajan en ambientes de hidrógeno son susceptibles a experimentar el ya conocido fenómeno de fragilización por hidrógeno (FPH), que causa el deterioro prematuro de las propiedades mecánicas de los materiales empleados en la manufactura de tanques destinados a almacenar hidrógeno bajo una presión de trabajo determinada [2, 3]. Aunque los aceros inoxidables austeníticos como el AISI316L o la aleación de aluminio 6082 son ampliamente utilizados en la industria del hidrógeno debido a su buen comportamiento frente al fenómeno de fragilización [4], su elevado coste, dispararía el precio de los componentes estructurales en comparación con el uso de aceros al carbono de baja aleación. A este respecto, los aceros aleados con cromo, cromo-molibdeno o cromo-molibdeno-vanadio también han sido propuestos para fabricar componentes destinados a almacenar hidrógeno. Sin embargo, estos son más susceptibles al fenómeno de FPH [2, 3, 5]. Con el objetivo de aumentar el nivel de resistencia de los aceros y poder así disminuir el espesor de pared de los componentes estructurales destinados a almacenar hidrógeno a presión, es de vital importancia conocer la interacción que se produce entre el hidrógeno y la microestructura del material. A este respecto y como ya se ha demostrado con anterioridad en [5, 6] el aumento del límite elástico del material no tiene por qué ir siempre unido a una mayor sensibilidad a la FPH. Por tanto, la creación de trampas fuertes de hidrógeno [2, 6] distribuidas homogéneamente en la microestructura del acero es trascendental para evitar la acumulación de hidrógeno en aquellas zonas con fuertes gradientes tensionales donde se pueda desencadenar el daño prematuro [6].

Aunque la influencia del hidrógeno en las propiedades mecánicas de los aceros ha sido ampliamente estudiada en la literatura, los ensayos de fractura hidráulica en presencia de hidrógeno son escasos. Por tanto, la novedad de este trabajo se centra en el estudio de la influencia del hidrógeno interno en el comportamiento a fractura hidráulica sobre depósitos miniatura entallados con un espesor de pared de 0.5 mm, que han sido ensayados exsitu, bajo diferentes condiciones.

2 MATERIAL

En el presente trabajo se ha empleado un acero al carbono de baja aleación, 42CrMo4, en condición de temple y revenido. Este fue austenizado a una temperatura de 1200°C durante un tiempo de 20 minutos, seguido por un temple en aceite. Posteriormente, se realizó un revenido a 700°C durante un tiempo de 2 horas. La Tabla 1 muestra la composición química del acero objeto de estudio.

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

C	Mn	Si	Cr	Mo
0.42	0.62	0.18	0.98	0.22

En la Figura 1 se muestra la microestructura del grado de acero 42CrMo4 tras el tratamiento térmico previamente descrito. La microestructura está principalmente compuesta por precipitados de cementita (Fe_3C) embebidos en una matriz de ferrita (martensita muy revenida). La Figura 2 muestra un difractograma obtenido mediante difracción de Rayos X con las fases de la microestructura resultante.

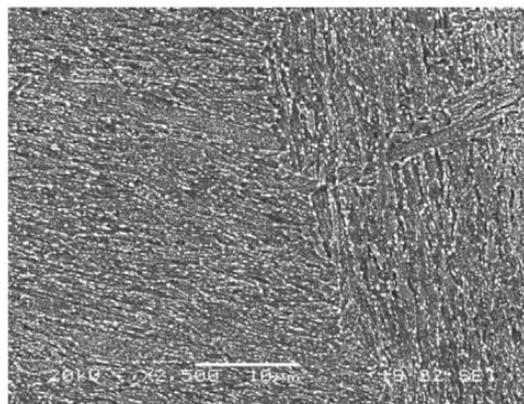


Figura 1. Microestructura del acero 42CrMo4 templado y revenido

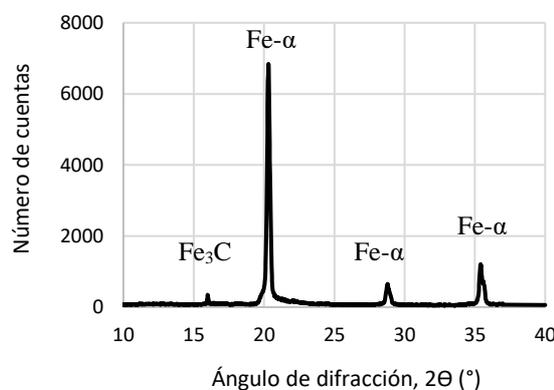


Figura 2. Difracción de Rayos X. Acero 42CrMo4

Las propiedades mecánicas fundamentales, obtenidas tras el tratamientos térmico descrito, se recogen en la Tabla 2.

Tabla 2. Propiedades mecánicas fundamentales. 'HV' es la dureza Vickers, ' σ_{ys} ' es el límite elástico, ' σ_{uts} ' la carga de rotura y 'A' es el alargamiento

HV ₃₀	σ_{ys} (MPa)	σ_{uts} (MPa)	A (%)
230	600	750	24

3 METODOLOGÍA

3.1 Carga catódica de hidrógeno

Con el objetivo de simular las condiciones de fragilización por hidrógeno, los depósitos miniatura fueron inicialmente precargados con hidrógeno. En la Figura 3a, se muestra de manera ilustrativa el montaje experimental utilizado para realizar la precarga electrolytica de hidrógeno. Se aplicó una densidad de corriente de 1.2 mA/cm² durante un tiempo de tres horas (Figura 3b). El área expuesta fue de 3.71 cm². Para llevar a cabo la precarga de hidrógeno, se utilizó una disolución 1M H₂SO₄ + 0.25 g/l de As₂O₃, con un pH en torno a 1.

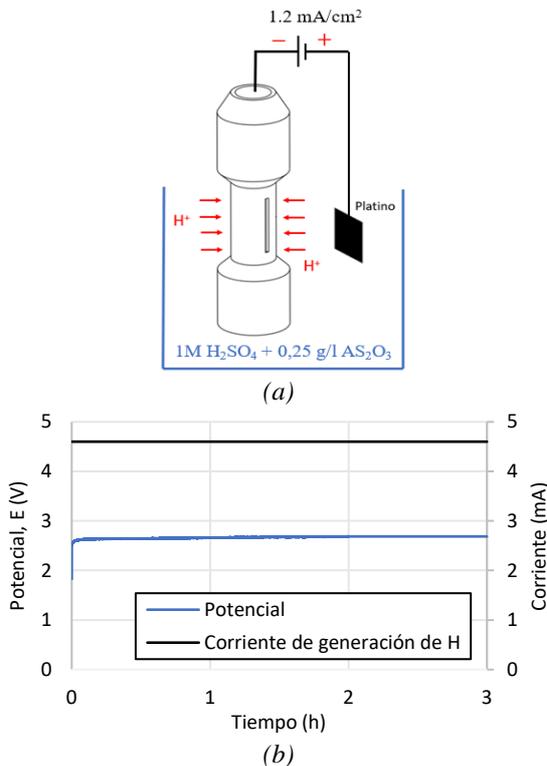


Figura 3. Precarga electrolytica de hidrógeno. (a) Montaje experimental. (b) Carga galvanostática

3.2 Ensayo de fractura hidráulica

Los ensayos de fractura hidráulica se han llevado a cabo en un dispositivo de ensayo de alta presión desarrollado por el equipo de investigación capaz de alcanzar 6000 bares de presión interna. Los depósitos miniatura fueron inicialmente precargados con hidrógeno y acto seguido, mediante un émbolo acoplado y controlado por una máquina MTS 820 se inyectó agua a presión en el interior

del depósito miniatura hasta alcanzar la presión de rotura. Se ha controlado la velocidad de desplazamiento del émbolo con el objetivo de analizar su efecto en la acumulación de hidrógeno en la punta de la entalla. En el ensayo realizado sin hidrógeno se empleó una velocidad de 10 mm/min. En el caso de la probetas precargadas, las velocidades empleadas fueron: 10, 0.33 y 0.083 mm/min, equivalentes a una rampa de presión aproximada de 2250, 200 y 50 MPa/h, respectivamente. En la Figura 4 se muestra la geometría de los depósitos miniatura ensayados. Con esta geometría, se puede reproducir un estado biaxial de tensiones semejante a la de un cilindro de pared delgada con tapa. Para asegurar que la rotura se produce en la zona central, se ha mecanizado una entalla longitudinal, con una profundidad de 250µm, un ángulo de 60° y un radio de punta de 0.1 mm, equivalente a un concentrador de tensiones $K_t = 5$, calculado a partir de la expresión de Neuber [8]. El ligamento resistente es de aproximadamente 250µm.

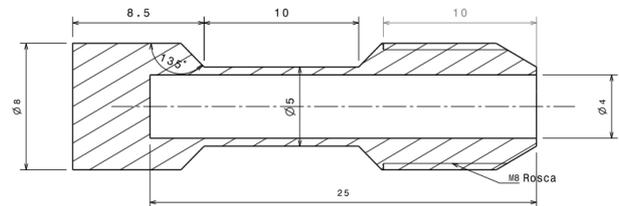


Figura 4. Depósitos miniatura entallados. Cotas en 'mm'

3.3 Análisis del estado tensional

Para la predicción del estado tensional en punta de entalla se ha realizado una simulación 2D mediante el software de Elementos Finitos ABAQUS 2019. Se ha asumido deformación plana y plasticidad de Von Mises con un endurecimiento isotrópico potencial ($\sigma_{ys} = 622$ MPa, $n = 0.12$). El mallado consta de 1467 elementos y ha sido refinado en punta de entalla.

4 RESULTADOS Y DISCUSIÓN

4.1 Carga catódica de hidrógeno

En base a las condiciones de contorno establecidas en la precarga, el contenido inicial de hidrógeno ($C_{H,0}$) introducido en los depósitos miniatura, el contenido de hidrógeno fuertemente atrapado ($C_{H,f}$) en la microestructura, el contenido de hidrógeno difusible ($C_{H,d}$) y el coeficiente de difusión aparente (D_{app}) se recogen respectivamente en la Tabla 3. El contenido fue determinado mediante un analizador de hidrógeno LECO DH603.

Tabla 3. Contenido de hidrógeno (ppm) [7]

$C_{H,0}$ (ppm)	$C_{H,f}$ (ppm)	$C_{H,d}$ (ppm) = $C_{H,0} - C_{H,f}$	D_{app} (m ² /s)
1	0,4	0,6	$2.5 \cdot 10^{-10}$

4.2 Ensayos de fractura hidráulica

En la Figura 5 y en la Figura 6 se muestran los resultados obtenidos bajo las diferentes condiciones de ensayo. Las presiones de rotura (P_r), los índices de fragilización por hidrógeno (IFPH) y el tiempo de ensayo (t), se recogen en la Tabla 4.

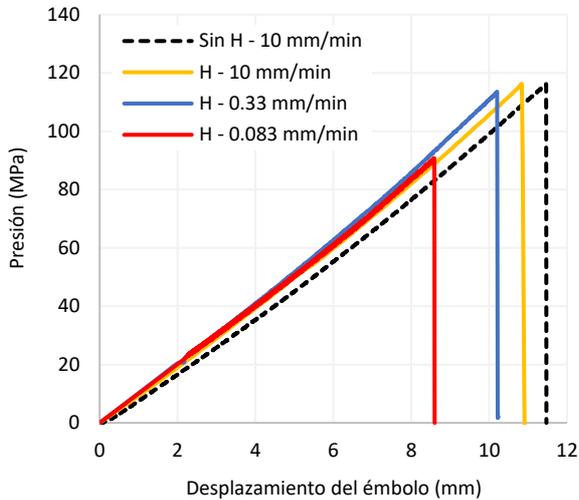


Figura 5. Curvas de fractura hidráulica en presencia de hidrógeno interno

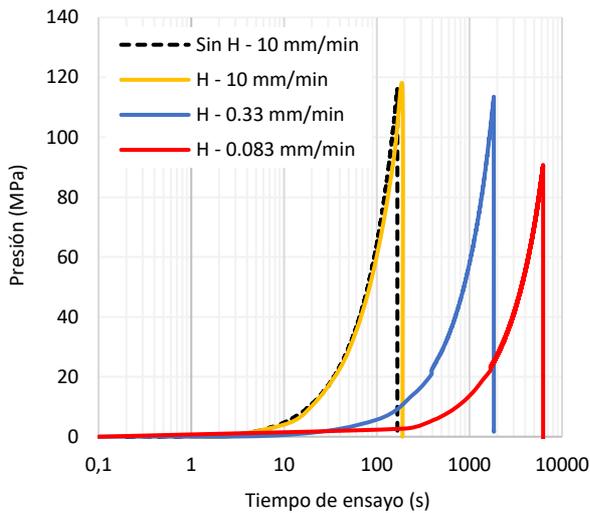


Figura 6. Curvas de fractura hidráulica en presencia de hidrógeno interno. Presión vs. tiempo de ensayo

Tabla 4. Resultados obtenidos a partir de las curvas de fractura hidráulica sobre depósitos miniatura entallados y precargados con hidrógeno.

$$*IFPH (\%) = \frac{P_r - P_{r,H}}{P_r} \cdot 100$$

V_{test}		P_r (MPa)	*IFPH P_r (%)	t (s)
(mm/min)	(MPa/h)			
10	2250	116	-	
10	2250	116	0	190
0.33	200	112	3	1838
0.083	50	89	23	6251

4.3 Fractografía

La Figura 7 muestra la superficie general de fractura y el micromecanismo de fallo operativo en la muestra ensayada sin hidrógeno que consistió en la nucleación, coalescencia y crecimiento de microhuecos (CMH). El modo de fallo fue 100% dúctil.

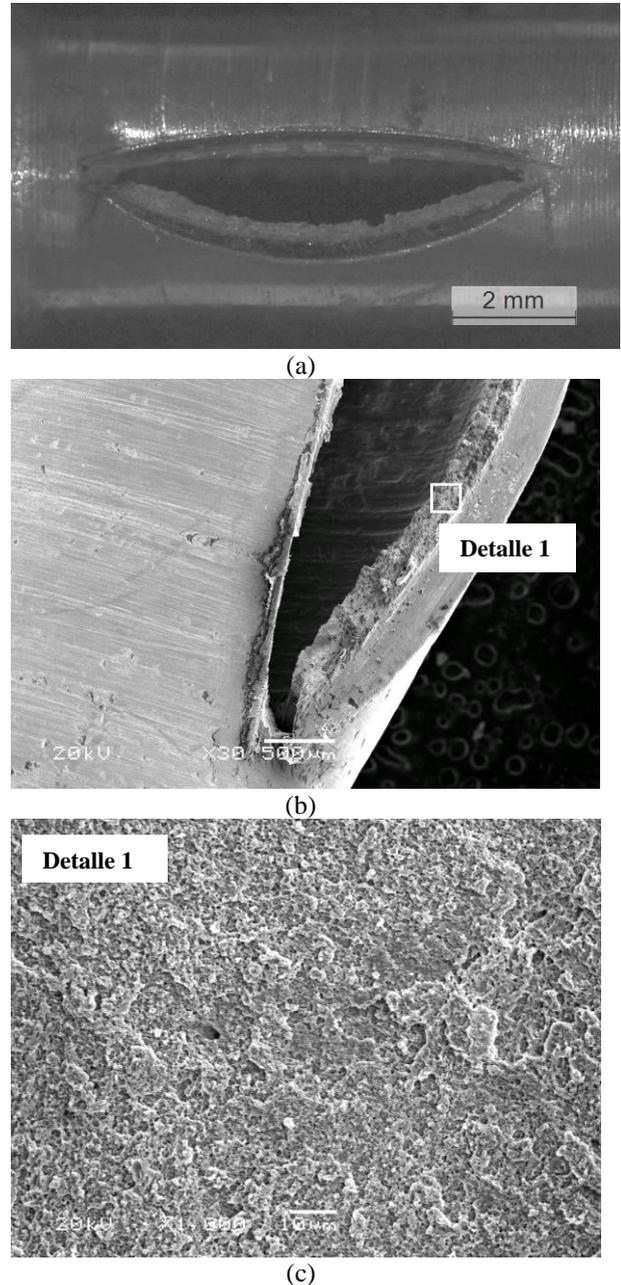


Figura 7. (a),(b) Superficie general de fractura y (c) micromecanismo de fallo operativo, coalescencia de microhuecos (CMH), en la muestra ensayada sin H

En el caso de los ensayos realizados en presencia de hidrógeno interno, el modo de fractura de las muestras ensayadas a 10 y 0.33 mm/min fue también 100% dúctil (CMH). Sin embargo, la presión de rotura de la muestra ensayada a 0.083 mm/min en presencia de hidrógeno interno, disminuyó a 89 MPa (IFPH≈25%, Figura 8)

cuando el tiempo de ensayo aumentó hasta los 6251 s (Tabla 4). En este caso, el hidrógeno interno (~1 ppm), previamente introducido por vía electroquímica, tiene más tiempo para difundir y acumularse en el frente de la entalla, lo que contribuye a desencadenar los micromecanismos de fragilización cuando se alcanza una concentración crítica de hidrógeno [9]. En este caso se observó ya, a nivel macroscópico, una rotura más frágil (Figura 9a, b) en comparación con el depósito miniatura ensayado sin hidrógeno (Figura 7a, b) donde la apertura de la entalla fue considerablemente mayor. A nivel microscópico, en la muestra ensayada a 0.083 mm/min se observaron pequeñas grietas y también se apreció el micromecanismo de daño por hidrógeno conocido como PRHIC (Plasticity-related Hydrogen Induced Cracking). Este mecanismo se produce como consecuencia de los desgarros plásticos que ocurren entre las intercarras de las laminas y los paquetes de martensita (Figura 9c) como consecuencia del daño inducido por el hidrógeno interno [10]. Este micromecanismo se apreció en el frente de la entalla, en la primeras 60-70 μm, donde la acumulación de hidrógeno se acentúa debido a los fuertes gradientes tensionales existentes en esa zona ($\sigma_h \sim 779$ MPa, Figura 10). Cabe destacar finalmente, que la tensión hidrostática máxima se produce a una distancia de 70 μm del frente de la entalla (Figura 10) lo que encaja perfectamente con la distancia en la que se ha observado el micromecanismo de PRHIC y las grietas secundarias (Figura 9c). Este hecho contribuye a justificar el deterioro prematuro observado en esta probeta, donde la presión de rotura disminuyó en torno a un 25%, es decir, hasta los 89 MPa.

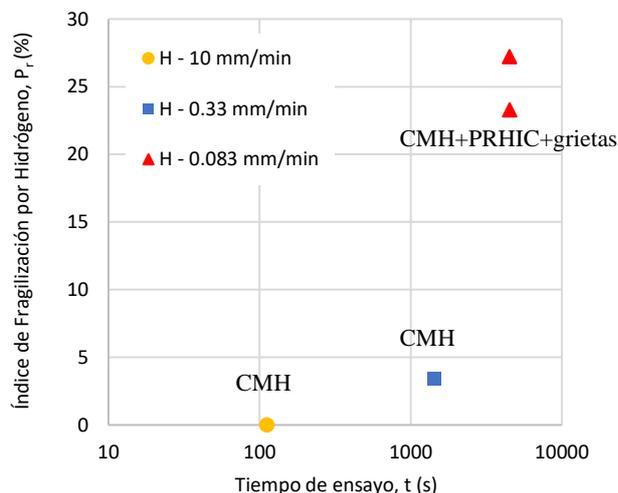
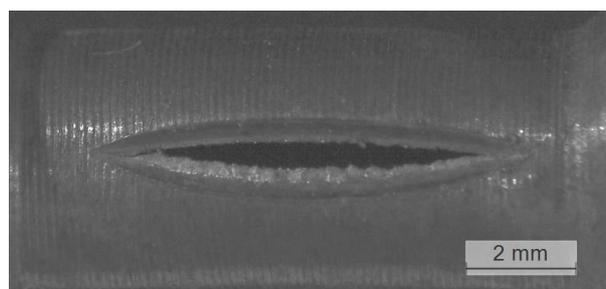


Figura 8. Índice de fragilización por hidrógeno frente al tiempo de ensayo y micromecanismos de fallo operativos

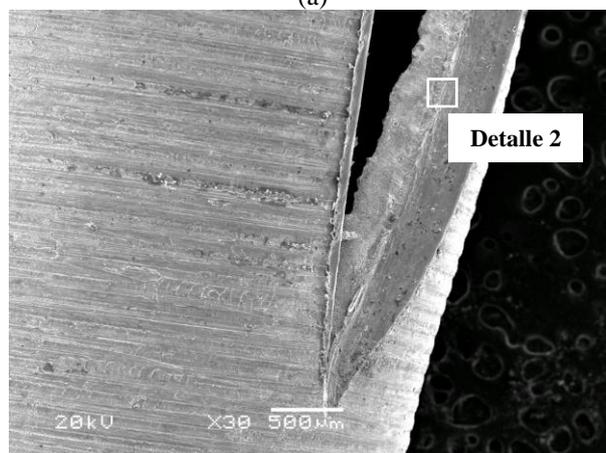
Con el objetivo de conocer la concentración crítica de hidrógeno que ha causado el daño prematuro en el frente de la entalla de la muestra ensayada a 0,083 mm/min (IFPH ≈ 25%), se podría emplear la ecuación 1 [11].

$$C_{\text{critica}} = C_{H,d} \exp\left(\frac{\sigma_H V_H}{R \cdot T}\right) \quad (1)$$

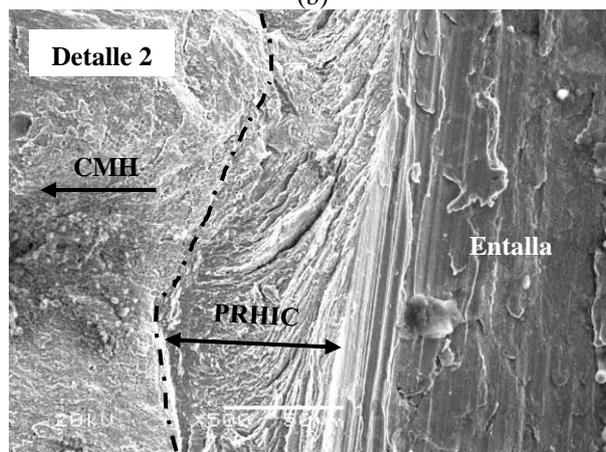
Donde: 'C_{crítica}' es la concentración crítica de hidrógeno que desencadena el daño en el frente de la entalla. 'C_{H,d}' es el contenido de hidrógeno difusible, 0.6 ppm (Tabla 3). 'σ_H' es la tensión hidrostática máxima (779 MPa) desarrollada en el frente de la entalla. 'V_H' es el volumen parcial molar de hidrógeno (2.1 · 10⁻⁶ m³/mol). 'R' es la constante de los gases ideales (8.31 J/mol·K) y finalmente, 'T' es la temperatura (298 K). De este modo, la concentración crítica que desencadena el daño por hidrógeno es de 1.2 ppm.



(a)



(b)



(c)

Figura 9. (a),(b) Superficie general de fractura y (c) micromecanismo de fallo operativo en la muestra ensayada en presencia de hidrógeno interno, H-0.083 mm/min, caracterizado por la presencia de PRHIC y microgrietas

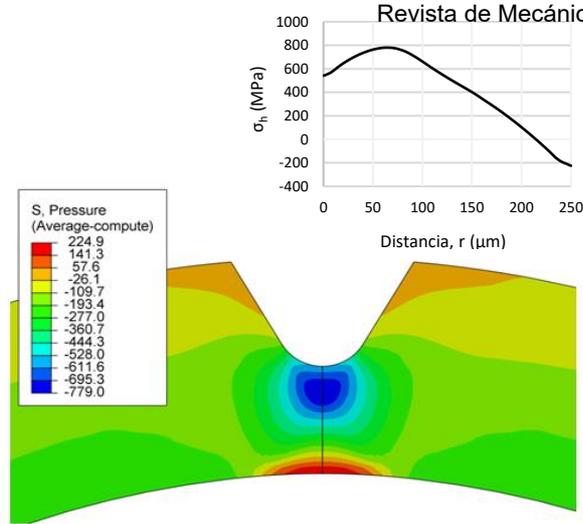


Figura 10. Distribución de la tensión hidrostática (σ_h) en la zona entallada del depósito miniatura en el momento de rotura (89 MPa) correspondiente a la muestra ensayada con hidrógeno a 0.083 mm/min

5 CONCLUSIONES

La precarga electrolítica llevada a cabo en este trabajo ha permitido evaluar en un primer momento el comportamiento a fractura hidráulica en presencia de hidrógeno interno en el grado de acero 42CrMo4 templado y revenido.

Los resultados ponen en evidencia que la velocidad de ensayo es un parámetro trascendental para determinar el daño prematuro que provoca el hidrógeno.

A este respecto, se ha determinado un índice de fragilización del 25% en la probeta ensayada a la menor velocidad. El aumento del tiempo de ensayo, hasta los 6251 s (104 min), posibilita que el hidrógeno se acumule en el frente de grieta en virtud de la fuerte tensión hidrostática existente ($\sigma_h \sim 779$ MPa). De este modo, se alcanza una concentración crítica de hidrógeno de 1.2 ppm que desencadena los micromecanismos de daño PRHC y microgrietas, justificando así, la disminución observada en la presión de rotura de los depósitos miniatura (116 \rightarrow 89 MPa).

Como trabajo futuro, se pretende evaluar mediante un modelo de elemento finitos, el tiempo óptimo de ensayo para alcanzar la máxima fragilización en virtud de los mecanismos que entran en competencia, por un lado la concentración de hidrógeno que se alcanza en punta de entalla y por otro, el que difunde fuera de la muestra como consecuencia de aumentar el tiempo de ensayo.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer la financiación recibida del Ministerio de Energía y Competitividad en el marco del proyecto RTI2018-096070-B-C33 y L.B. Peral su contrato postdoctoral dentro del programa ‘Margarita Salas, Universidad de Oviedo’ financiado por la Unión Europea.

REFERENCIAS

- [1] Global Carbon Budget – Global carbon Project 2021. Friedlingstein et al., 2021. <https://doi.org/10.5194/essd-2021-386>.
- [2] L.B. Peral, A. Zafra, S. Blasón, C. Rodríguez, J. Belzunce. ‘Effect of hydrogen on the fatigue crack growth rate of quenched and tempered CrMo and CrMoV steels’. *International Journal of Fatigue*, 120, 2019, 201–214.
- [3] L.B. Peral, I. Fernández-Pariente, C. Colombo, C. Rodríguez, J. Belzunce. ‘The Positive Role of Nanometric Molybdenum–Vanadium Carbides in Mitigating Hydrogen Embrittlement in Structural Steels’. *Materials*, 14, 2021, 7269.
- [4] K.M. Bertsch, A. Nagao, B. Rankohui, B. Kuehl, D.J. Thoma. ‘Hydrogen embrittlement of additively manufactured austenitic stainless steel 316 L’. *Corrosion Science*, 102, 2021, 109790.
- [5] L.B. Peral, A. Zafra, I. Fernández-Pariente, C. Rodríguez, J. Belzunce, ‘Effect of Internal Hydrogen on the Tensile Properties of Different CrMo(V) steel grades, Influence of Vanadium Addition on Hydrogen Trapping and Diffusion’. *International Journal of Hydrogen Energy*, 45, 21, 2020, 22054–22079.
- [6] L.B. Peral, Z. Amghouz, C. Colombo, I. Fernández-Pariente. ‘Evaluation of hydrogen trapping and diffusion in two cold worked CrMo(V) steel grades by means of the electrochemical hydrogen permeation technique’. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 110, 2020, 102771.
- [7] A.Zafra, J. Belzunce, C. Rodríguez, I. Fernández-Pariente. ‘Hydrogen embrittlement of the coarse grain heat affected zone of a quenched and tempered 42CrMo4 steel’. *International Journal of Hydrogen Energy*, 45, 2020, 16890-16908.
- [8] H. Neuber, F.A Raven, J.S Brocks. ‘Theory of notch Stresses: principles for exact stress calculation’. Berlin: Julius Springer; 1937.
- [9] G. Álvarez, L.B. Peral, C. Rodríguez, T.E. García, F.J. Belzunce. ‘Hydrogen embrittlement of structural steels: Effect of displacement on the fracture toughness of high-pressure hydrogen pre-charged samples’. *International Journal of Hydrogen Energy*, 44, 29, 2019, 15364-15643.
- [10] Y. Takeda and C.J. McMahon. ‘Strain controlled vs stress controlled hydrogen induced fracture in a quenched and tempered steel’. *Metallurgical Transactions A*, 12, 1981, 1255–1266.
- [11] R.A.Oriani, P.H.Josephic. ‘Effects of Hydrogen on the plastic properties of medium-Carbon steels’. *Metallurgical Transactions A*, 11, 1980, 1809-1820.

PAPEL CLAVE DE LAS PSEUDOCOLONIAS PERLÍTICAS EN LA FRACTURA ANISÓTROPA DE MUESTRAS ENTALLADAS EN “V” DE ACEROS PERLÍTICOS TREFILADOS

Jesús Toribio, Javier Ayaso, Rocío Rodríguez, Iván Balboa

Grupo de Investigación en Fractura e Integridad Estructural (GIFIE), Universidad de Salamanca (USAL)
Campus Viriato, Avda. Requejo 33, 49022 Zamora, España
Correo-e: toribio@usal.es

RESUMEN

El presente artículo describe la fractura anisótropa de muestras entalladas en “V” de aceros perlíticos fuertemente trefilados, analizando el papel clave de una unidad microestructural *no convencional* en dichos aceros: la *pseudocolonia perlítica*, una colonia especial en la cual las láminas no se orientan según el eje del alambre o dirección de trefilado (contrariamente a lo que sucede con las colonias convencionales), produciendo así un espaciado interlaminar local claramente anómalo (*muy alto*), lo que convierte a las pseudocolonias en las unidades más débiles o lugares potenciales de iniciación de fractura, promoviendo así la deflexión de fisura asociada con el comportamiento anisótropo en fractura y la propagación en modo mixto.

PALABRAS CLAVE: acero perlítico trefilado, pseudocolonia perlítica, espaciado interlaminar local, deflexión de fisura, fractura anisótropa, fisuración en modo mixto, muestras entallas en “V”.

ABSTRACT

This paper describes the anisotropic fracture behaviour of V-shaped notched samples of heavily cold drawn pearlitic steels, analyzing the key role of a new (*non-conventional*) microstructural unit in such steels: the *pearlitic pseudocolony*, a special colony in which the lamellae are not oriented along the wire axis or cold drawing direction (contrarily to what happens in the normal conventional colonies), thereby producing a clearly anomalous (*very high*) local interlamellar spacing, making the pseudocolonies weakest units or potential fracture initiation loci and promoting crack deflection associated with anisotropic fracture behaviour and mixed-mode propagation.

KEYWORDS: cold drawn pearlitic steel, pearlitic pseudocolony, local interlamellar spacing, crack deflection, anisotropic fracture, mixed mode cracking, V-notched samples.

1. INTRODUCCIÓN

El acero de pretensado comercial utilizado en ingeniería civil es un acero perlítico fuertemente trefilado en forma de alambres [1-3] tras deformación plástica severa para aumentar el límite elástico y la tensión de rotura (endurecimiento por deformación). Además, el trefilado orienta la microestructura perlítica, lo cual induce anisotropía que se manifiesta en la plasticidad (cedencia) (*comportamiento plástico anisótropo*), como se describe en [4], y en el *comportamiento anisótropo en fractura*, según se describe en trabajos previos [5-9], con el resultado de fractura en modo mixto y anisotropía resistente. En lo que respecta a los modos fractográficos asociados con dicho comportamiento anisótropo, Toribio y Ayaso [10] han descrito un tipo especial de *clivaje orientado y alargado*. Además, el concepto de *fractura por exfoliación* ha sido planteado por Sarafianos [11] y Toribio & Ayaso [12] y la idea de fractura por deslaminación ha sido propuesta tanto por Toribio [13] como por Tanaka *et al.* [14].

Este artículo proporciona fundamentos microestructurales del comportamiento anisótropo en fractura de aceros perlíticos fuertemente trefilados (es decir, los aceros de los estadios finales de la cadena de fabricación).

En particular, se describe la fractura anisótropa de muestras entalladas en forma de “V” de aceros perlíticos fuertemente trefilados, analizando el papel clave de una nueva unidad microestructural *no convencional* en los aceros: la *pseudocolonia perlítica*.

2. TREFILADO DE ACEROS PERLÍTICOS

La fabricación de alambres de pretensado se realiza mediante trefilado progresivo (multi-paso) para aumentar el límite elástico mediante un mecanismo de endurecimiento por deformación. La Fig. 1 ofrece dos fotografías de una cadena real de trefilado, mostrando el alambre a su paso por las hileras de trefilado.



Fig. 1. Fabricación de alambres de pretensado mediante trefilado progresivo de un alambre de acero perlítico.

Un elemento clave en aceros perlíticos trefilados es la relación entre la microestructura y la resistencia [15], es decir, el efecto de la evolución microestructural sobre las propiedades mecánicas macroscópicas [16].

3. EVOLUCIÓN MICROESTRUCTURAL CON EL TREFILADO

La evolución de microestructuras perlíticas durante el trefilado se ha investigado en el pasado, desde los estudios clásicos de Embury & Fisher [17] y Langford [18] sobre deformación de la perlita, hasta la revisión de Ridley [19] o los análisis de Toribio & Ovejero [20-23].

Los resultados demuestran la esbeltización progresiva y la orientación (según la dirección de trefilado) de las *colonias perlíticas* (1^{er} nivel microestructural), así como la orientación progresiva y la densificación de las *láminas de ferrita/cementita* (2^o nivel microestructural) con disminución del espaciado interlaminar.

Así pues, la microestructura se va orientando progresivamente a medida que el grado de trefilado aumenta. La Fig. 2 muestra las microestructuras de un alambroón (no trefilado) y de un acero perlítico fuertemente trefilado.

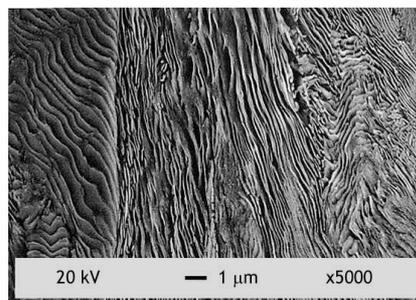
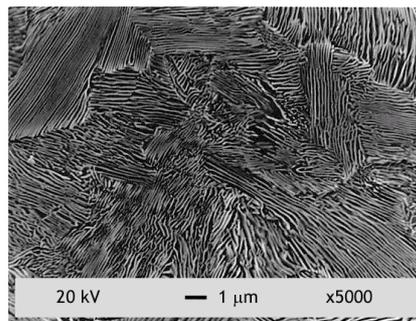


Fig. 2. Microestructuras de un alambroón (foto superior) y de un acero fuertemente trefilado (foto inferior) en secciones metalográficas longitudinales. El lado vertical de las fotos es siempre paralelo al eje del alambre o dirección de trefilado, mientras que el lado horizontal corresponde a la dirección radial en los alambres.

4. LA PSEUDOCOLONIA PERLÍTICA

Aparte de la evolución microestructural general en perlita trefilada (orientación progresiva de colonias y láminas y decrecimiento del espaciado interlaminar), aparecen excepciones en los aceros muy trefilados.

El hecho más destacado es la presencia en ciertas zonas de tales aceros de una unidad microestructural *especial (no convencional)*, la *pseudocolonia perlítica* (Fig. 3), un término acuñado por Toribio *et al.* [5].

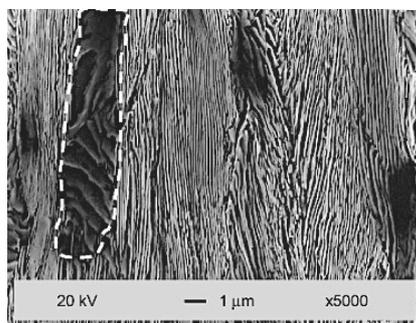


Fig. 3. *Pseudocolonia perlítica* en un acero perlítico fuertemente trefilado (sección longitudinal del alambre). Los límites de la *pseudocolonia* se marcan en la micrografía mediante una línea blanca discontinua. El lado vertical de la foto es paralelo al eje del alambre o dirección de trefilado, mientras que el lado horizontal corresponde a la dirección radial en los alambres.

5. FRACTURA A TRACCIÓN DE MUESTRAS ENTALLADAS CON FORMA DE “V”

Esta sección analiza el proceso de fractura a tracción de probetas axisimétricas entalladas en forma de “V” y muy diferentes parámetros geométricos.

Los materiales utilizados en la investigación fueron aceros perlíticos trefilados procedentes de una cadena real de fabricación de la empresa TREFILERÍAS QUIJANO (Los Corrales de Buelna, Santander/Cantabria, España).

De aquí en adelante, los aceros se denominarán con la letra propia de la composición química (E), seguida de un número para indicar la cantidad de pasos de trefilado que han soportado. La Tabla 1 contiene el diámetro (D) de los alambres, el límite elástico (σ_Y) y la resistencia a tracción ($\sigma_{m\acute{a}x}$) de este acero.

Tabla 1. Parámetros mecánicos del acero E

Acero	E0	E3	E4	E7
D (mm)	11.03	8.21	7.49	5.04
σ_Y (GPa)	0.72	0.93	1.02	1.49
$\sigma_{m\acute{a}x}$ (GPa)	1.23	1.41	1.50	1.83

Las probetas utilizadas llevan mecanizada una entalla en forma de “V” (Fig. 4). Estas entallas poseen diferentes geometrías. El ángulo de apertura entre flancos de la entalla (θ) toma dos valores diferentes (30 y 90°). Para cada uno de ellos, hay tres radios de curvatura (ρ) distintos en el fondo de la entalla. El parámetro C hace alusión a la profundidad de la entalla.

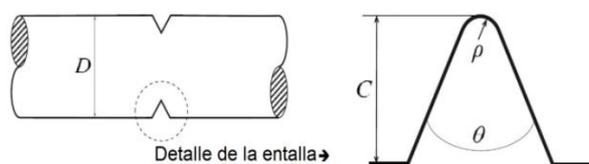


Fig. 4. Geometría de las probetas entalladas en “V”.

Las medidas de las entallas se dan en la Tabla 2. Para la identificación de las probetas, se incluye una primera parte compuesta por la letra E (indicativa de la composición química del acero) seguida de los números 0, 3, 4 ó 7 para indicar los pasos de trefilado que ha soportado la probeta entallada considerada.

Para designar los tres radios de curvatura en el fondo de la entalla se han utilizado los números romanos I, II y III, de tal forma que las probetas de tipo I tienen el mayor radio de curvatura, las de tipo II poseen un radio de curvatura intermedio y las de tipo III son las que tienen el menor radio de curvatura. Por otra parte, el ángulo de apertura toma valores de 30 y 90°. Siguiendo con la terminología usada, a continuación de la primera parte, se indica el radio de curvatura y con un subíndice, el ángulo de apertura.

Tabla 2. Medidas ideales de las entallas en mm (valores de θ de 30 y 90°)

Acero	Entalla					
	Tipo I		Tipo II		Tipo III	
	ρ	C	ρ	C	ρ	C
E0	0.33	1.65	0.17	1.65	≈ 0.00	1.65
E3	0.25	1.23	0.12	1.23	≈ 0.00	1.23
E4	0.22	1.12	0.11	1.12	≈ 0.00	1.12
E7	0.15	0.76	0.08	0.76	≈ 0.00	0.76

En las proximidades de la entalla de cada probeta se colocó un extensómetro dinámico axial MTS, modelo 634.25F-24, con base de medida de 50 mm. Éste se instaló de tal manera que las dos cuchillas del mismo quedaron situadas a una distancia igual del centro de la entalla. Ambas cuchillas estaban lo suficientemente separadas de la entalla como para registrar el desplazamiento relativo entre puntos de la probeta localizados en una zona sometida a un estado tensional uniaxial uniforme.

Antes de comenzar los ensayos, se aplicó una pequeña precarga, teniendo en cuenta en todo momento la extensión provocada, para evitar errores debidos al ajuste de las mordazas. Una vez comenzado el ensayo, la máquina registró continuamente las lecturas correspondientes al valor de la carga y al valor del desplazamiento medido por el extensómetro.

La variable de control de los ensayos fue la velocidad de sollicitación, común para todas las probetas y de un valor de 0.005 mm/s. El ensayo finalizó cuando se produjo la rotura del material. Los datos recogidos se trataron posteriormente para obtener las curvas carga-desplazamiento ($F-u$), las cuales se representan en las Figs. 5-10 para los diferentes aceros utilizados (con distinto grado de trefilado) así como para los tres radios en el fondo de la entalla y para los dos ángulos de entalla en forma de “V”.

La tendencia general de las curvas carga *versus* desplazamiento ($F-u$) refleja que las gráficas asociadas con el aceros no trefilado (E0; alambón) o con grado intermedio de trefilado (E3 y E4) exhiben un marcado comportamiento elasto-plástico no lineal (con una clara curvatura), debido al desarrollo de la zona plástica en una porción considerable de cada probeta, creando así una linealidad inducida por la presencia de la entalla.

Por otra parte, se observa en los diagramas que las curvas correspondientes al acero fuertemente trefilado (E7; alambre de pretensado comercial) exhiben un comportamiento lineal o cuasi-lineal, y una trayectoria interrumpida bruscamente en plena rama ascendente de carga (tramo elástico-lineal o con plasticidad muy localizada en las proximidades del fondo de la entalla con forma de “V”).

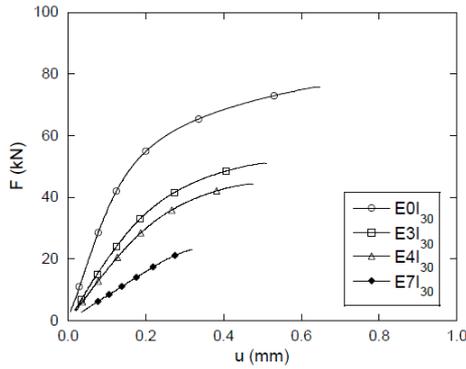


Fig. 5. Curvas carga-desplazamiento $F-u$ (Muestras E0I₃₀, E3I₃₀, E4I₃₀, E7I₃₀).

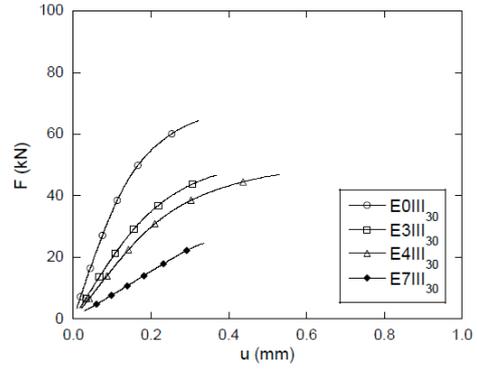


Fig. 9. Curvas carga-desplazamiento $F-u$ (Muestras E0III₃₀, E3III₃₀, E4III₃₀, E7III₃₀).

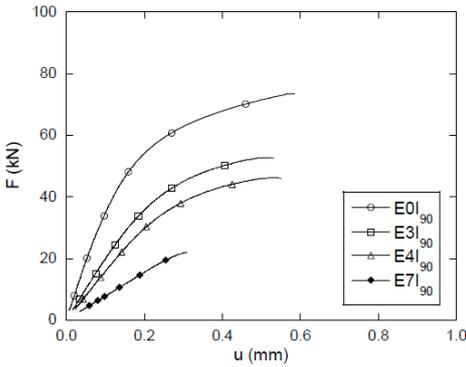


Fig. 6. Curvas carga-desplazamiento $F-u$ (Muestras E0I₉₀, E3I₉₀, E4I₉₀, E7I₉₀).

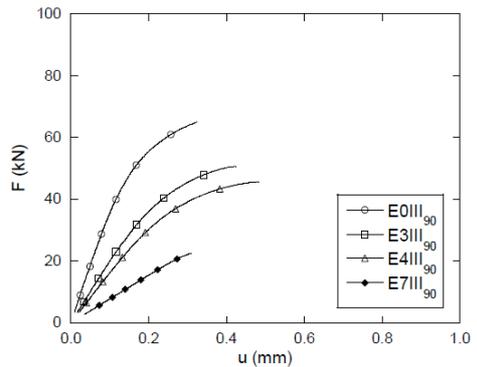


Fig. 10. Curvas carga-desplazamiento $F-u$ (Muestras E0III₉₀, E3III₉₀, E4III₉₀, E7III₉₀).

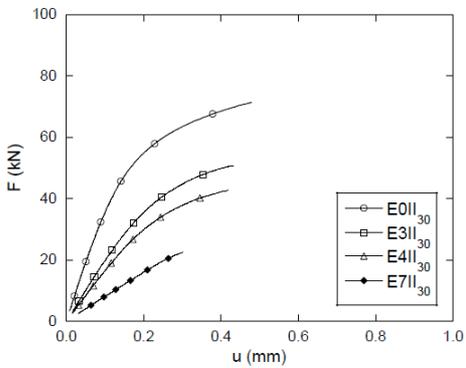


Fig. 7. Curvas carga-desplazamiento $F-u$ (Muestras E0II₃₀, E3II₃₀, E4II₃₀, E7II₃₀).

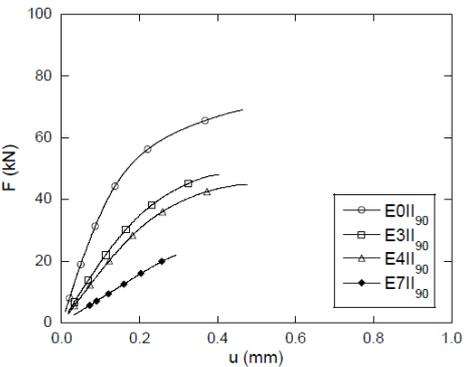


Fig. 8. Curvas carga-desplazamiento $F-u$ (Muestras E0II₉₀, E3II₉₀, E4II₉₀, E7II₉₀).

6. ANÁLISIS FRACTOGRÁFICO

Las Figs. 11-18 ofrecen las *fractografías* en muestras entalladas en V de acero perlítico *fuertemente trefilado* E7 (acero de pretensado comercial), con las geometrías I₃₀, I₉₀, III₃₀ y III₉₀, que muestran un comportamiento anisótropo en fractura, como se refleja en los *mapas de fractura microscópica* (MFM) de las Figs. 11-14 y, sobre todo, en los perfiles de fractura de las Figs. 15-18.

En cuanto a la influencia del radio en el fondo de entalla, se observa que el comportamiento en fractura se hace más marcadamente anisótropo a medida que el radio de curvatura disminuye (muestras de tipo III), lo cual es válido para ambos ángulos de entalla. La influencia del menor radio de fondo de entalla en el comportamiento anisótropo más marcado es consistente con la influencia de la triaxialidad en la deflexión del camino de fisuración/fractura.

El lo que se refiere al papel clave de la presencia de pseudocolonias perlíticas en la fractura anisótropa, tales unidades microestructurales representan una zona de baja resistencia a la fisuración (enlace más débil frente a la fractura) y, al estar orientadas en la dirección de trefilado, suponen también un camino de fisuración de mínima resistencia, promoviendo así la fractura anisótropa con deflexión del camino de fisuración.

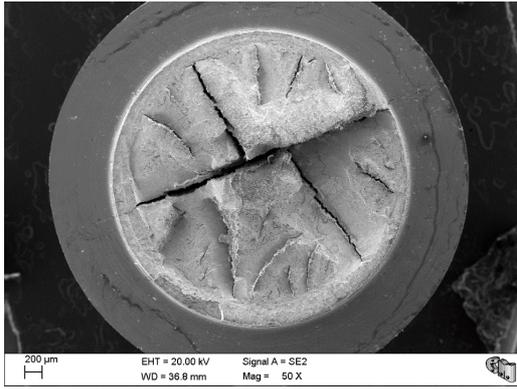


Fig. 11. Mapa de fractura (Muestra E7I₃₀).

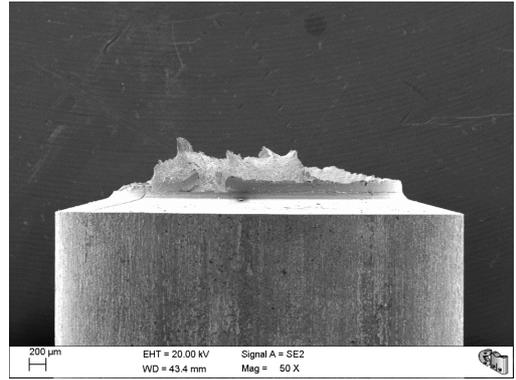


Fig. 15. Perfil de fractura anisótropa (Muestra E7I₃₀).

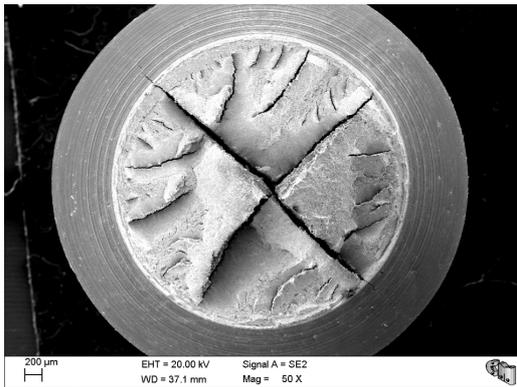


Fig. 12. Mapa de fractura (Muestra E7I₉₀).

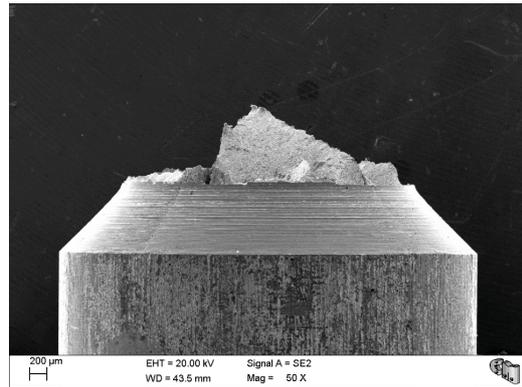


Fig. 16. Perfil de fractura anisótropa (Muestra E7I₉₀).

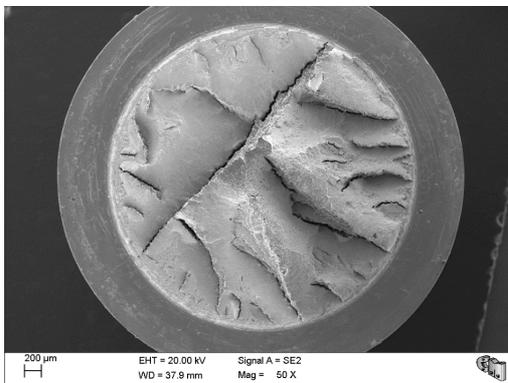


Fig. 13. Mapa de fractura (Muestra E7III₃₀).

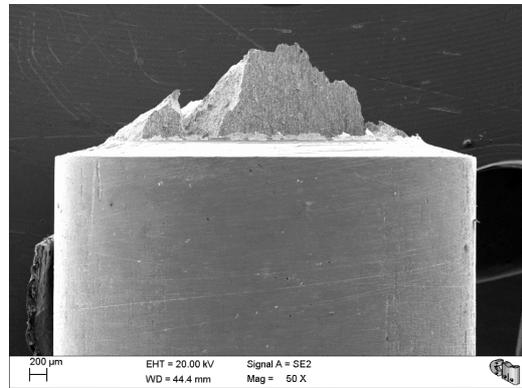


Fig. 17. Perfil de fractura anisótropa (Muestra E7III₃₀).

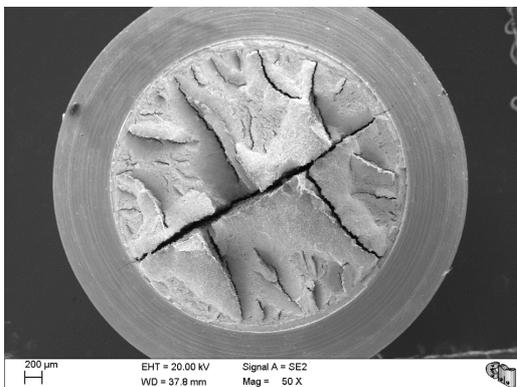


Fig. 14. Mapa de fractura (Muestra E7III₉₀).

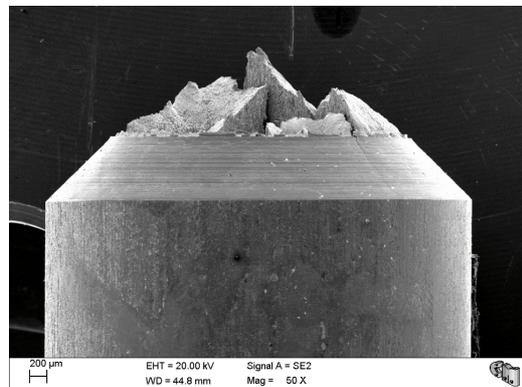


Fig. 18. Perfil de fractura anisótropa (Muestra E7III₉₀).

7. CONCLUSIÓN

Las *pseudocolonias perlíticas* que aparecen en los aceros fuertemente trefilados representan las unidades más débiles que promueven la deflexión del camino de macro-fractura (*escalón o pared*) y propagación en modo mixto, con el resultado de *fractura anisótropa* en las muestras entalladas en forma de “V”.

REFERENCIAS

- [1] J. Toribio: On the Intrinsic Character of the Stress-Strain Curve of a Prestressing Steel. *Journal of Testing and Evaluation* 20 (1992) 357-362.
- [2] J. Toribio: Cold Drawn Eutectoid Pearlitic Steel Wires as High Performance Materials in Structural Engineering. *Structural Integrity and Health Monitoring* 2 (2006) 239-247.
- [3] J. Gil-Sevillano: Cleavage-Limited Maximum Strength of Work-Hardened B.C.C. Polycrystals. *Acta Metallurgica* 34 (1986) 1473-1485.
- [4] J. Toribio, B. González, JC. Matos and V. Kharin: Evaluation by Sharp Indentation of Anisotropic Plastic Behaviour in Progressively Drawn Pearlitic Steel. *ISIJ International* 51 (2011) 843-848.
- [5] J. Toribio, E. Ovejero and M. Toledano: Microstructural Bases of Anisotropic Fracture Behaviour of Heavily Drawn Steel. *International Journal of Fracture* 87 (1997) L83-L88.
- [6] J. Toribio and M. Toledano. Fatigue and Fracture Performance of Cold Drawn Wires for Prestressed Concrete. *Construction and Building Materials* 14 (2000) 47-53.
- [7] J. Toribio and FJ. Ayaso: Fracture Performance of Progressively Drawn Pearlitic Steel under Triaxial Stress States. *Materials Science* 37 (2001) 707-717.
- [8] J. Toribio and FJ. Ayaso: Anisotropic Fracture Behavior of Cold Drawn Steel: A Materials Science Approach. *Materials Science and Engineering A343* (2003) 265-272.
- [9] J. Toribio, B. González and JC. Matos: Strength Anisotropy and Mixed Mode Fracture in Heavily Drawn Pearlitic Steel. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures* 36 (2013) 1178-1186.
- [10] J. Toribio and FJ. Ayaso: Investigation of the Type of Cleavage Related to Anisotropic Fracture in Heavily Drawn Steels. *Journal of Materials Science Letters* 21 (2002) 1509-1512.
- [11] N. Sarafianos: Environmentally Assisted Stress-Corrosion Cracking of High-Strength Carbon Steel Patented Wire. *Journal of Materials Science Letters* 8 (1989) 1486-1488.
- [12] J. Toribio and FJ. Ayaso: Image Analysis of Exfoliation Fracture in Cold Drawn Steel. *Materials Science and Engineering A387-389* (2004) 438-441.
- [13] J. Toribio: Delamination Fracture of Prestressing Steel: An Engineering Approach. *Engineering Fracture Mechanics* 75 (2008) 2683-2694.
- [14] M. Tanaka, H. Saito, M. Yasumaru and K. Higashida: Nature of Delamination Cracks in Pearlitic Steels. *Scripta Materialia* 112 (2016) 32-36.
- [15] J. Toribio: Relationship Between Microstructure and Strength in Eutectoid Steels. *Materials Science and Engineering A387-389* (2004) 227-230.
- [16] J. Toribio, B. González and JC. Matos: Microstructure and Mechanical Properties in Progressively Drawn Pearlitic Steel. *Materials Transactions* 55 (2014) 93-98.
- [17] JD. Embury and RM. Fisher: The Structure and Properties of Drawn Pearlite. *Acta Metallurgica* 14 (1966) 147-159.
- [18] G. Langford: Deformation of Pearlite. *Metallurgical Transactions* 8A (1977) 861-875.
- [19] N. Ridley: A Review of the Data on the Interlamellar Spacing of Pearlite. *Metallurgical Transactions* 15A (1984) 1019-1036.
- [20] J. Toribio and E. Ovejero: Microstructure Evolution in a Pearlitic Steel Subjected to Progressive Plastic Deformation. *Materials Science and Engineering A234-236* (1997) 579-582.
- [21] J. Toribio and E. Ovejero: Microstructure Orientation in a Pearlitic Steel Subjected to Progressive Plastic Deformation. *Journal of Materials Science Letters* 17 (1998) 1037-1040.
- [22] J. Toribio and E. Ovejero: Effect of Cumulative Cold Drawing on the Pearlite Interlamellar Spacing in Eutectoid Steel. *Scripta Materialia* 39 (1998) 323-328.
- [23] J. Toribio and E. Ovejero: Effect of Cold Drawing on Microstructure and Corrosion Performance of High-Strength Steel. *Mechanics of Time-Dependent Materials* 1 (1998) 307-319.

PAPEL FUNDAMENTAL DE LA TRIAXIALIDAD GENERADA POR DEFECTOS DE TIPO ENTALLA EN LA FRACTURA ANISÓTROPA DE ACEROS PERLÍTICOS TREFILADOS

Jesús Toribio, Javier Ayaso, Rocío Rodríguez, Iván Balboa

Grupo de Investigación en Fractura e Integridad Estructural (GIFIE), Universidad de Salamanca (USAL)
Campus Viriato, Avda. Requejo 33, 49022 Zamora, España
Correo-e: toribio@usal.es

RESUMEN

Este artículo estudia la influencia de la triaxialidad tensional generada por defectos de tipo entalla en la fractura anisótropa de aceros perlíticos trefilados, los cuales muestran orientación (anisotropía) microestructural como consecuencia del proceso de fabricación mediante trefilado progresivo (endurecimiento por deformación). Además de la propia arquitectura (orientación) microestructural, se requiere un nivel suficiente de *triaxialidad tensional (constreñimiento)* en las muestras entalladas para obtener el susodicho *comportamiento anisótropo en fractura* (asociado con *deflexión del camino de fisuración/fractura* y con una *propagación en modo mixto*) y para evitar el de otro modo comportamiento isótropo en fractura que aparece en el caso de bajos niveles de triaxialidad (constreñimiento) tensional a pesar de la microestructura orientada,

PALABRAS CLAVE: alambres de acero perlítico trefilado, muestras entalladas, comportamiento anisótropo en fractura, anisotropía resistente, deflexión/desviación del camino de fisuración/fractura, fractura en modo mixto, triaxialidad tensional, constreñimiento, orientación de la microestructura perlítica, anisotropía microestructural.

ABSTRACT

This paper studies the influence of stress triaxility generated by notch-like defects on the anisotropic fracture of cold drawn pearlitic steels that exhibit microstructural orientation (anisotropy) as a consequence of the manufacturing process by means of progressive cold drawing (strain hardening). In addition to the own microstructural architecture (orientation), a sufficient level of *stress triaxiality (constraint)* in the notched specimens is required to obtain the aforesaid *anisotropic fracture behaviour* (associated with *cracking/fracture path deflection* and *mixed mode propagation*) and to avoid the otherwise isotropic fracture behaviour appearing for low stress triaxiality (constraint) levels in spite of the oriented microstructure.

KEYWORDS: cold drawn pearlitic steel wires, notched specimens, anisotropic fracture behaviour, strength anisotropy, cracking/fracture path deflection/deviation, mixed mode fracture, stress triaxiality, constraint, orientation of the pearlite microstructure, microstructural anisotropy.

1. INTRODUCCIÓN

Los aceros de pretensado se obtienen mediante trefilado de rondos de acero perlítico laminado en caliente en los cuales se activa un mecanismo de endurecimiento por deformación [1-7].

La evolución microestructural de la perlita con el trefilado [8-11] consiste en la esbeltización progresiva y la orientación (según el eje del alambre) de las *colonias perlíticas* (1^{er} nivel microestructural), y la orientación progresiva, en la dirección indicada, de las *láminas de ferrita/cementita* (2^o nivel microestructural), con clara disminución del espaciado interlaminar. Así pues, la

microestructura se orienta y compacta a medida que el grado de trefilado aumenta.

2. FRACTURA DE MUESTRAS AXISIMÉTRICAS ENTALLADAS DE FONDO CIRCULAR

2.1. Descripción de los ensayos

Esta sección analiza el proceso de fractura a tracción de probetas axisimétricas entalladas con fondo circular y muy diferentes parámetros geométricos [12-20]. Los materiales utilizados en la investigación fueron aceros perlíticos trefilados procedentes de una cadena real de fabricación.

Se utilizaron cuatro geometrías de entalla muy distintas, tal como se muestra en la Fig. 1.

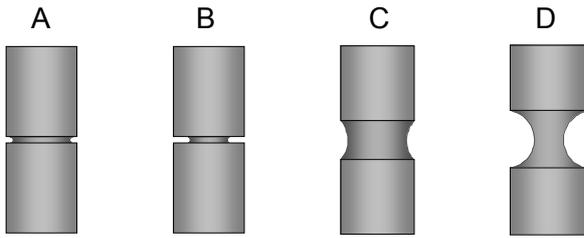


Fig. 1. Muestras entalladas de acero perlítico trefilado.

Estas geometrías garantizan muy distintos niveles de triaxialidad tensional (constreñimiento) en las muestras. Las dimensiones utilizadas fueron:

- Geometría A : $R/D = 0.03$, $C/D = 0.10$
- Geometría B : $R/D = 0.05$, $C/D = 0.30$
- Geometría C : $R/D = 0.40$, $C/D = 0.10$
- Geometría D : $R/D = 0.40$, $C/D = 0.30$

donde R y C son el radio y la profundidad de entalla, y D el diámetro de la muestra axisimétrica.

2.2. Análisis macro-fractográfico

El análisis *macro-fractográfico* estudia la forma del *camino de fractura* dependiendo del tipo de *orientación (anisotropía) microestructural* tras el trefilado.

Las Figs. 2-6 ofrecen los *perfiles de fractura* en muestras entalladas de aceros *fuertemente trefilados* 4 y 6 (cuatro y seis pasos de trefilado respectivamente) con las geometrías A, B y C [8-11], que exhiben un escalón de propagación paralelo al eje del alambre o dirección de trefilado, modo fractográfico descrito [21-22] como una suerte de *clivaje orientado y alargado*.

Se observa un comportamiento claramente anisótropo en los aceros fuertemente trefilados, que se evidencia en un escalón a 90° con respecto a la dirección inicial de propagación. La geometría D, con mínima triaxialidad tensional no muestra un escalón de fractura *global*, sino deflexiones *locales (embriones de fractura anisótropa)*.

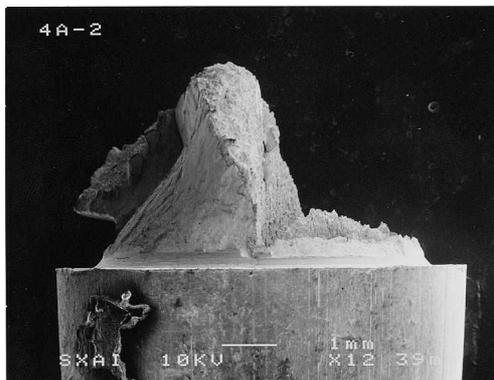


Fig. 2. Perfil de fractura anisótropa (Muestra 4A).

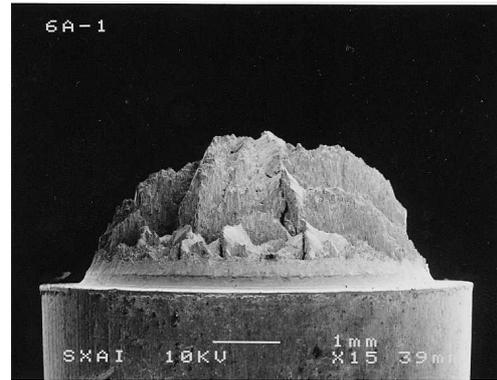


Fig. 3. Perfil de fractura anisótropa (Muestra 6A).

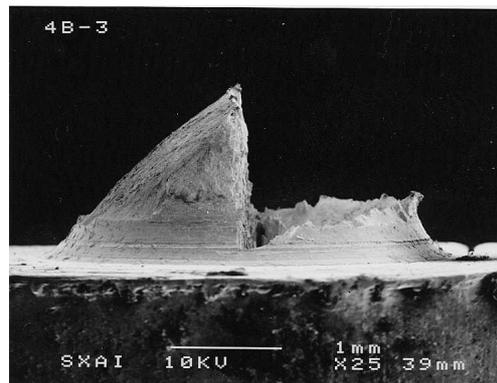


Fig. 4. Perfil de fractura anisótropa (Muestra 4B).

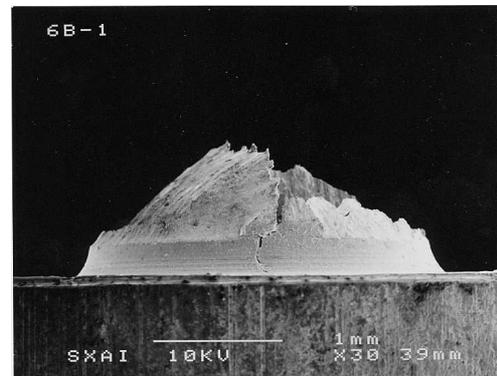


Fig. 5. Perfil de fractura anisótropa (Muestra 6B).

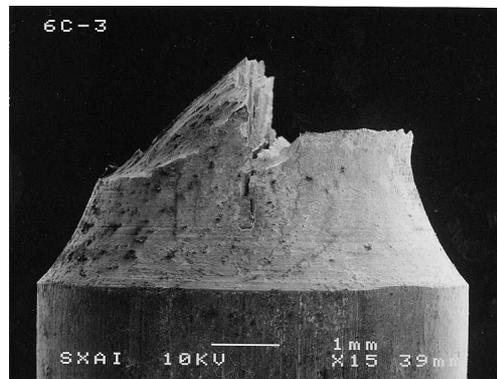


Fig. 6. Perfil de fractura anisótropa (Muestra 6C).

3. FRACTURA DE MUESTRAS AXISIMÉTRICAS ENTALLADAS EN FORMA DE “V”

3.1. Descripción de los ensayos

Esta sección analiza el proceso de fractura a tracción de probetas axisimétricas entalladas en forma de “V” y muy diferentes parámetros geométricos. Los materiales utilizados en la investigación fueron aceros perlíticos trefilados procedentes de una cadena real de fabricación

Las probetas utilizadas llevan mecanizada una entalla en forma de “V” (Fig. 7) con diferentes geometrías. El ángulo de apertura entre flancos de la entalla (θ) toma dos valores diferentes (30 y 90°). Para cada uno de ellos, hay tres radios de curvatura (ρ) distintos en el fondo de la entalla. El parámetro C es la profundidad de entalla.

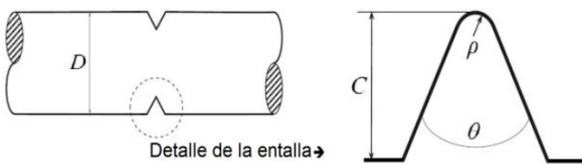


Fig. 7. Geometría de las probetas entalladas en “V”.

Las medidas de las entallas se dan en la Tabla 1. Para la identificación de las probetas, se incluye una primera parte compuesta por la letra E seguida de los números 0, 3, 4 ó 7 para indicar los pasos de trefilado.

Para designar los tres radios de curvatura en el fondo de la entalla, se han utilizado los números romanos I, II y III, de tal forma que las probetas de tipo I tienen el mayor radio de curvatura, las de tipo II poseen un radio de curvatura intermedio y las de tipo III son las que tienen el menor radio de curvatura. Por otra parte, el ángulo de apertura toma valores de 30 y 90°. Siguiendo con la terminología usada, a continuación de la primera parte, se indica el radio de curvatura y, con un subíndice, el ángulo de apertura.

Tabla 1. Medidas de las geometrías entalladas en mm (valores de θ de 30 y 90°)

Acero	Entalla					
	Tipo I		Tipo II		Tipo III	
	ρ	C	ρ	C	ρ	C
E0	0.33	1.65	0.17	1.65	≈ 0.00	1.65
E3	0.25	1.23	0.12	1.23	≈ 0.00	1.23
E4	0.22	1.12	0.11	1.12	≈ 0.00	1.12
E7	0.15	0.76	0.08	0.76	≈ 0.00	0.76

3.2. Análisis macro-fractográfico

Las Figs. 8-11 ofrecen los *perfiles de fractura* en muestras entalladas en V de un acero perlítico fuertemente trefilado E7 con las geometrías I₃₀, I₉₀, III₃₀ y III₉₀, las cuales exhiben un comportamiento anisótropo en fractura.

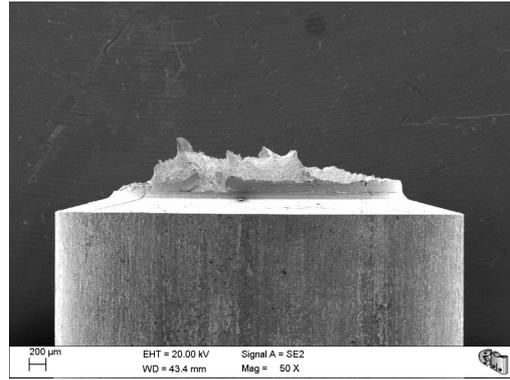


Fig. 8. Perfil de fractura anisótropa (Muestra E7I₃₀).

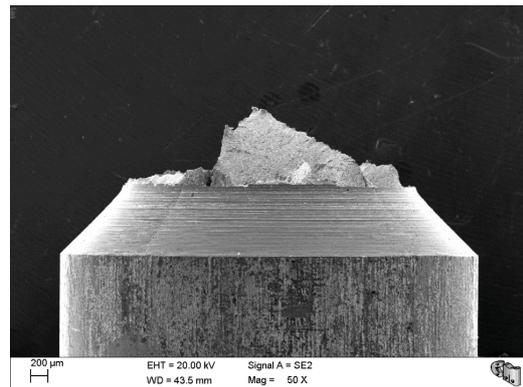


Fig. 9. Perfil de fractura anisótropa (Muestra E7I₉₀).

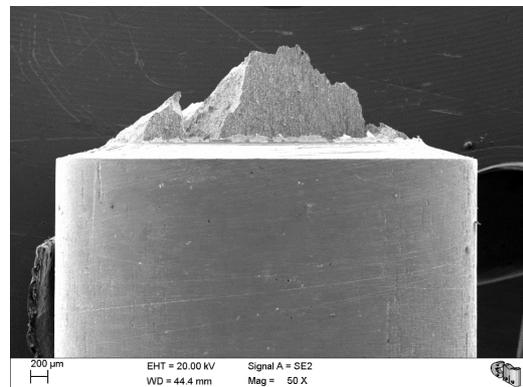


Fig. 10. Perfil de fractura anisótropa (Muestra E7III₃₀).

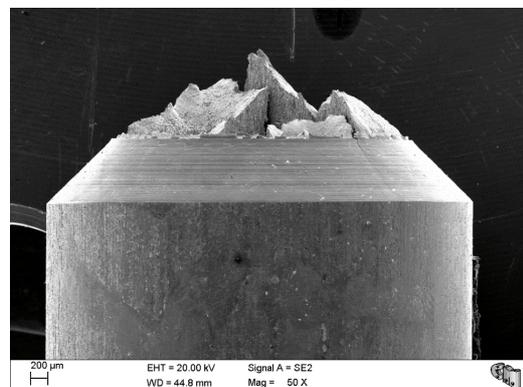


Fig. 11. Perfil de fractura anisótropa (Muestra E7III₉₀).

4. PAPEL DE LA TRIAXIALIDAD TENSIONAL & LA ANISOTROPÍA MICROESTRUCTURAL

4.1. Entallas de fondo circular

El comportamiento anisótropo en fractura de aceros perlíticos fuertemente trefilados (los cuales exhiben un *perfil de fractura* con escalón orientado a 90°) se puede racionalizar a partir de la microestructura marcadamente orientada en el acero.

Sin embargo, se requiere un nivel suficiente de *triaxialidad tensional (constreñimiento)* en las muestras entalladas para obtener el susodicho *comportamiento anisótropo en fractura* (asociado con *deflexión del camino de fisuración/fractura* y con una *propagación en modo mixto*) y para evitar el de otro modo comportamiento isótropo en fractura que aparece en caso de bajos niveles de triaxialidad tensional.

El caso límite de mínima triaxialidad (alambre liso) exhibe un comportamiento globalmente isótropo [23], ligado a deflexiones locales (*embriones* de fractura anisótropa). El caso límite de máxima triaxialidad (muestra fisurada) exhibe un comportamiento muy anisótropo [24-31], y puede definirse una suerte de *tenacidad direccional* [32-33].

4.1. Entallas en “V”

La probetas de acero fuertemente trefilado con entallas en forma de “V” también exhiben un comportamiento en fractura claramente anisótropo, con *perfil de fractura* escalonado, el cual de nuevo se puede racionalizar a partir de la microestructura marcadamente orientada en el acero, al igual que ocurre en el caso de las probetas de acero con entalla de fondo circular.

De nuevo se requiere un nivel suficiente de *triaxialidad tensional (constreñimiento)* en las muestras entalladas para obtener el susodicho *comportamiento anisótropo en fractura* (asociado con las *deflexiones locales del camino de fisuración/fractura* o con la *deflexión global* y con una *propagación en modo mixto*) y para evitar el de otro modo comportamiento isótropo en fractura que aparece en caso de bajos niveles de triaxialidad tensional, al igual que sucede en las muestras axisimétricas entalladas de fondo circular.

3. CONCLUSIONES

El proceso de fabricación de acero de pretensado mediante trefilado progresivo de acero perlítico produce importantes cambios microestructurales en los dos niveles de colonias y láminas perlíticas, resultando una marcada *orientación (anisotropía) microestructural*.

Desde el punto de vista de la ciencia de materiales, existe una clara relación entre la orientación microestructural inducida por el trefilado y la aparición

de un *perfil de fractura* con *deflexión del camino* y un escalón de propagación.

Para que aparezca el comportamiento anisótropo se requiere, además de la orientación microestructural, un cierto nivel de *triaxialidad tensional (constreñimiento)*, es decir, entallas agudas o fisuras. En el caso de entallas romas, el comportamiento en fractura es isótropo.

Las conclusiones científicas anteriores son totalmente válidas en los dos casos analizados en el presente artículo, i.e., en el caso de muestras axisimétricas entalladas de fondo circular y en lo que se refiere a entallas con forma de “V”.

REFERENCIAS

- [1] Ch. Borchers and R. Kirchheim: Cold-drawn pearlitic steel wires. *Progress in Materials Science* 82 (2016) 405-444.
- [2] X. Zhang, A. Godfrey, N. Hansen and X. Huang: Hierarchical structures in cold-drawn pearlitic steel wire. *Acta Materialia* 61 (2013) 4898-4909.
- [3] J. Toribio: Structural integrity of progressively cold-drawn pearlitic steels: *from Raffaello Sanzio to Vincent van Gogh*. Invited Plenary Lecture, 24th Meeting of the Italian Group on Fracture (IGF XXIV), 2nd International Edition, Urbino, Italy, March 1-3 (2017).
- [4] J. Toribio: Structural integrity of progressively cold-drawn pearlitic steels: *from Raffaello Sanzio to Vincent van Gogh*. *Procedia Structural Integrity* 3 (2017) 3-10.
- [5] J. Toribio: Cold-drawn pearlitic steels as hierarchically structured materials: *an approach to Johann Sebastian Bach*. *Key Engineering Materials* 774 (2018) 492-497.
- [6] J. Toribio: Cold drawn eutectoid pearlitic steel wires as high performance materials in structural engineering. *Structural Durability and Health Monitoring* 2 (2006) 239-247.
- [7] J. Gil-Sevillano: Cleavage-limited maximum strength of work-hardened B.C.C. polycrystals. *Acta Metallurgica* 34 (1986) 1473-1485.
- [8] J. Toribio and E. Ovejero: Microstructure evolution in a pearlitic steel subjected to progressive plastic deformation. *Materials Science and Engineering A234-236* (1997) 579-582.
- [9] J. Toribio and E. Ovejero: Microstructure orientation in a pearlitic steel subjected to progressive plastic deformation. *Journal of Materials Science Letters* 17 (1998) 1037-1040.
- [10] J. Toribio and E. Ovejero: Effect of cumulative cold drawing on the pearlite interlamellar spacing in eutectoid steel. *Scripta Materialia* 39 (1998) 323-328.

- [11] J. Toribio and E. Ovejero: Effect of cold drawing on microstructure and corrosion performance of high-strength steel. *Mechanics of Time-Dependent Materials* 1 (1998) 307-319.
- [12] J. Toribio and F.J. Ayaso: Fracture performance of progressively drawn pearlitic steel under triaxial stress states. *Materials Science* 37 (2001) 707-717.
- [13] J. Toribio and F.J. Ayaso: Micromechanics of fracture in notched samples of heavily drawn steel. *International Journal of Fracture* 115 (2002) L29-L34.
- [14] J. Toribio and F.J. Ayaso: Fracture process zone in notched samples of cold drawn pearlitic steel. *ISIJ International* 42 (2002) 1049-1055.
- [15] J. Toribio and F.J. Ayaso: Anisotropic fracture behavior of cold drawn steel: a materials science approach. *Materials Science and Engineering A343* (2003) 265-272.
- [16] J. Toribio and F.J. Ayaso: A fracture criterion for high-strength structural members containing notch-shape defects. *Steel & Composite Structures* 3 (2003) 231-242.
- [17] J. Toribio and F.J. Ayaso: Macro- and microscopic approach to fracture of high-strength steel notched bars. In: S. Nishida (Ed.). WIT Press, Southampton (2004) 201-242.
- [18] J. Toribio and F.J. Ayaso: Micro-fracture maps in progressively drawn pearlitic steel under triaxial stress states. *International Journal of Materials Engineering Innovation* 1 (2009) 61-73.
- [19] J. Toribio: A fracture criterion for high-strength steel notched bars. *Engineering Fracture Mechanics* 57 (1997) 391-404.
- [20] J. Toribio and F.J. Ayaso: Optimisation of round-notched specimen for hydrogen embrittlement testing of materials. *Journal of Materials Science Letters* 39 (2004) 4675-4678.
- [21] J. Toribio and F.J. Ayaso: Investigation of the type of cleavage related to anisotropic fracture in heavily drawn steels. *Journal of Materials Science Letters* 21 (2002) 1509-1512.
- [22] J. Toribio and F.J. Ayaso: Image analysis of exfoliation fracture in cold drawn steel. *Materials Science and Engineering A387-389* (2004) 438-441
- [23] J. Toribio, F.J. Ayaso, B. González, J.C. Matos, D. Vergara and M. Lorenzo: Tensile fracture behavior of progressively-drawn pearlitic steels. *Metals* 6 (2016) paper 114.
- [24] J. Toribio and M. Toledano: Fatigue and fracture performance of cold drawn wires for prestressed concrete. *Construction and Building Materials* 14 (2000) 47-53.
- [25] J. Toribio: A fracture criterion for high-strength steel cracked bars. *Structural Engineering and Mechanics* 14 (2002) 209-221.
- [26] J. Toribio: Microstructure-based modelling of fracture in progressively drawn pearlitic steels. *Engineering Fracture Mechanics* 71 (2004) 769-777.
- [27] J. Toribio, B. González and J.C. Matos: Cleavage stress required to produce fracture path deflection in cold-drawn prestressing steel wires. *International Journal of Fracture* 144 (2007) 189-196.
- [28] J. Toribio, B. González, J.C. Matos and F.J. Ayaso: Anisotropic fracture behaviour of progressively drawn pearlitic steel. *Key Engineering Materials* 452-453 (2011) 1-4.
- [29] J. Toribio, B. González and J.C. Matos: Strength anisotropy in prestressing steel wires. In: A. Öchsner, L.F.M. Silva & H. Altenbach (Eds.), *Materials with Complex Behaviour II* Vol. 16, Springer Berlin Heidelberg (2012) 259-270.
- [30] J. Toribio, B. González and J.C. Matos: Strength anisotropy and mixed mode fracture in heavily drawn pearlitic steel. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures* 36 (2013) 1178-1186.
- [31] J. Toribio, B. González and J.C. Matos: Crack tip fields and mixed mode fracture behaviour of progressively drawn pearlitic steel. *Fracture and Structural Integrity* 33 (2015) 221-228.
- [32] J. Toribio and A. Valiente: Approximate evaluation of directional toughness in heavily drawn pearlitic steels. *Materials Letters* 58 (2004) 3514-3517.
- [33] J. Toribio and A. Valiente: Failure analysis of cold drawn eutectoid steel wires for prestressed concrete. *Engineering Failure Analysis* 13 (2006) 301-311.

MÉTODOS ANALÍTICOS Y NUMÉRICOS

INFLUENCE OF THE FITTING APPROACH ON THE PARAMETERS CHARACTERISING CRACK TIP FIELDS

A. Camacho-Reyes^{1*}, F.A. Diaz¹, J.M. Vasco-Olmo¹, F.V. Antunes²

¹ Departamento de Ingeniería Mecánica y Minera, University of Jaén.

² Centre for Mechanical Engineering, Materials and Processes (CEMMPRE), University of Coimbra.

* Persona de contacto: acreyes@ujaen.es

ABSTRACT

Crack tip fields mathematical models in conjunction with full-field optical techniques for the measurement of stresses, strains or displacements have allowed inferring precisely crack tip parameters and consequently, to analyse their role as fatigue crack driving forces. Despite several methodologies that have been developed to infer crack tip parameters, some issues related to the fitting approach or fitting parameters have still been unresolved. In this work, the influence of fitting parameters as well as fitting methods is evaluated. The present study has been performed from the analysis of crack tip displacement fields measured with 3D-DIC in 2024T3 aluminium specimens tested at constant amplitude loading cycle. Results show how the fitting method can modify significantly inferred crack tip parameters as well as the influence of data collection parameters. In addition, the crack tip position determined by fitting was evaluated to check methods' feasibility for this purpose.

KEYWORDS: crack tip fields, stress intensity factors, crack tip location, digital image correlation.

1. INTRODUCTION

In the last decades, the technological development of optical full-field techniques for the measurement of displacement, strains or stresses [1–3] has contributed to a better understanding of fatigue or fracture phenomena. In particular, those techniques together with mathematical crack tip fields models [4–9] have allowed inferring crack tip governing parameters and to analyse their role on fatigue and fracture processes [10–14]. In the literature, several methodologies [15–17] can be found to infer crack tip parameters for different crack tip field models as well as different variables and mathematical approaches. In this work, several crack tip field models (purely elastic and considering the shielding effect) are used to infer crack tip parameters from DIC data employing different fitting approaches (linear least squares, heuristic optimization and deterministic optimization).

2. CRACK TIP FIELD MODELS

2.1. Irwin-Westergaard approach

The Irwin-Westergaard approach [4,5] describes the displacement field surrounding the crack tip in terms of three parameters; the opening mode stress intensity factor, the in-plane shear mode stress intensity factor and non-singular stress along the crack growth direction. The Irwin-Westergaard displacement field is given by equation (1)

(1)

$$\begin{aligned} & \begin{Bmatrix} u_x \\ u_y \end{Bmatrix} \\ &= \frac{K_I}{2G} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \begin{Bmatrix} \cos \frac{\theta}{2} \left(\kappa - 1 + 2 \sin^2 \frac{\theta}{2} \right) \\ \sin \frac{\theta}{2} \left(\kappa + 1 - 2 \cos^2 \frac{\theta}{2} \right) \end{Bmatrix} \\ &+ \frac{K_{II}}{2G} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \begin{Bmatrix} \sin \frac{\theta}{2} \left(\kappa + 1 + 2 \cos^2 \frac{\theta}{2} \right) \\ \cos \frac{\theta}{2} \left(\kappa - 1 - 2 \sin^2 \frac{\theta}{2} \right) \end{Bmatrix} \\ &+ \frac{\sigma_{0x}}{8G} \begin{Bmatrix} (\kappa + 1) \cos \theta \\ (\kappa - 3) \sin \theta \end{Bmatrix} \end{aligned}$$

Where u_x and u_y are the displacement field components along the crack growth (x) and crack opening directions, respectively, K_I and K_{II} are the opening and in-plane shear mode stress intensity factors, σ_{0x} is the non-singular stress along the crack growth direction (x), r and θ are a set of polar coordinates, G is the shear modulus and κ is a Poisson coefficient function that depends on plane stress $((3 - \nu)/(1 + \nu))$ or plain strain conditions $(3 - 4\nu)$.

2.2. Pommier-Hamman model

The Pommier and Hamman model [8] is based on the Irwin-Westergaard approach but considering an additional term, that considers the effect of the plasticity through the inclusion of a plastic stress intensity factor with length units ρ . Thus, this new term is given by equation (2)

$$\begin{Bmatrix} u_x \\ u_y \end{Bmatrix} = \frac{1}{\pi(\kappa + 1)} \begin{Bmatrix} (\kappa - 1) \ln r - 2 \cos^2 \theta \\ (\kappa + 1)\theta - 2 \sin \theta \cos \theta \end{Bmatrix} \quad (2)$$

2.3. CJP model

The CJP model [9,18,19] is a Muskhelishvili type [20] crack tip field model that describes the elastic field surrounding the crack tip considering the effect of the plastic enclave on the global elastic field. The CJP model describes the crack-tip field in terms of five parameters that give rise to three stress intensity factors and two non-singular stresses. The CJP description of the displacement field is given by equation (3)

$$\begin{aligned}
 & 2G(u_x + u_y j) \\
 = & \kappa \left[-2(B + 2E)z^{\frac{1}{2}} + 4Ez^{\frac{1}{2}} - 2Ez^{\frac{1}{2}} \ln(z) \right. \\
 & \left. - \frac{C - F}{4} z \right] \\
 - & z \left[-(B + 2E)z^{-\frac{1}{2}} - E z^{-\frac{1}{2}} \ln(z) - \frac{C - F}{4} \right] \\
 - & \left[A z^{\frac{1}{2}} + E z^{\frac{1}{2}} \ln(z) - 2E z^{\frac{1}{2}} + \frac{C + F}{2} z \right]
 \end{aligned} \tag{3}$$

Where A, B, C, E and F are governing crack tip field parameters, j is the imaginary unit ($\sqrt{-1}$), z is a complex variable ($x + yj$) and overbar denotes the complex conjugate. Three above mentioned stress intensity factors and non-singular stresses are given by equations (4), (5), (6), (7) and (8).

$$K_F = \sqrt{\frac{\pi}{2}}(A - 3B - 8E) \tag{4}$$

$$K_S = \sqrt{\frac{\pi}{2}}(A + B) \tag{5}$$

$$K_R = -(2\pi)^{\frac{3}{2}}E \tag{6}$$

$$\sigma_{0x} = -C \tag{7}$$

$$\sigma_{0y} = -F \tag{8}$$

Where K_F is the CJP opening mode stress intensity factor, K_S is the shear stress intensity factor, K_R the retarded stress intensity factor and σ_{0y} is the non-singular stress along the crack opening direction.

3. OPTIMISATION ALGORITHMS

3.1. Nelder-Mead Simplex Method

The Nelder and Mead Simplex Method [21] is a heuristic, direct search and unconstrained algorithm for nonlinear optimisation. This popular heuristic iterative method is based on a geometric feature (N-Simplex). A determined number of points are created and evaluated to achieve a better than the initially provided solution. Although it is true, that is not as effective as Newton-type methods, its simplicity and the absence of theoretical derivatives (either first order or second order) make the method attractive for addressing unconstrained nonlinear optimisation problems. In this work, the Lagarias et al [22] improved algorithm was employed

3.2. Interior-Point Algorithms

Interior point algorithms [23], also known as barrier methods, are deterministic, gradient-based and constrained methods for nonlinear optimization. These kinds of algorithms were originally conceived as alternatives to the Dantzig-Simplex method [24] when a larger number of optimization variables are involved. IP algorithms remove inequality constraints by adding a barrier term to the objective function that models inequality. Thus, without inequality constraints, the optimization problem can be solved simpler. These methods are considered the most effective methods for solving large-scale optimization problems [25].

4. MATERIALS AND EXPERIMENTAL METHODS

A fatigue crack growth test was carried out on an Al-2024T3 Compact-Tension specimen under constant amplitude loading. Mechanical properties and specimen dimensions are shown in Table 1 and Figure 1, respectively. The fatigue test was conducted on a servohydraulic 100 kN machine (MTS landmark 370.10) at a stress ratio of 0.5 with a maximum load of 1200 N. Displacement fields were recorded by employing two CCD 5 Mpix cameras stereoscopic system in order to develop a 3D-DIC analysis [1]. The vision system was stereoscopically calibrated by employing a calibration grid (a rectangle comprising 9x6 dots with a 2 mm spacing between dots) [26]. The experimental set-up is shown in Figure 2. From the layout used a spatial resolution of 30 pix/mm was achieved, being this resolution enough to capture crack tip displacement. The experimentally measured crack tip displacement field is shown in Figure 3

Table 1. Mechanical properties for 2024T3 Al alloy

Mechanical property	Value
Young modulus	73.1 GPa
Poisson's coefficient	0.33
Yield stress (0.2%)	355 MPa
Tensile strength	483 MPa
Elongation at failure	18%

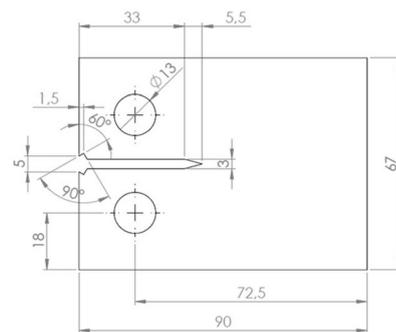


Figure 1. CT-specimen dimension

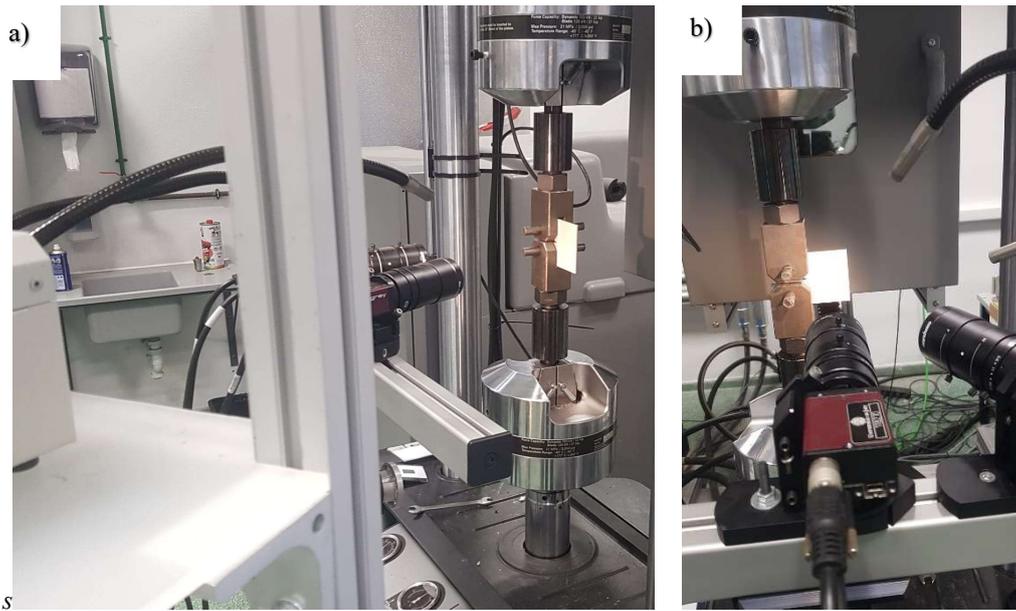


Figure 2. Experimental set-up

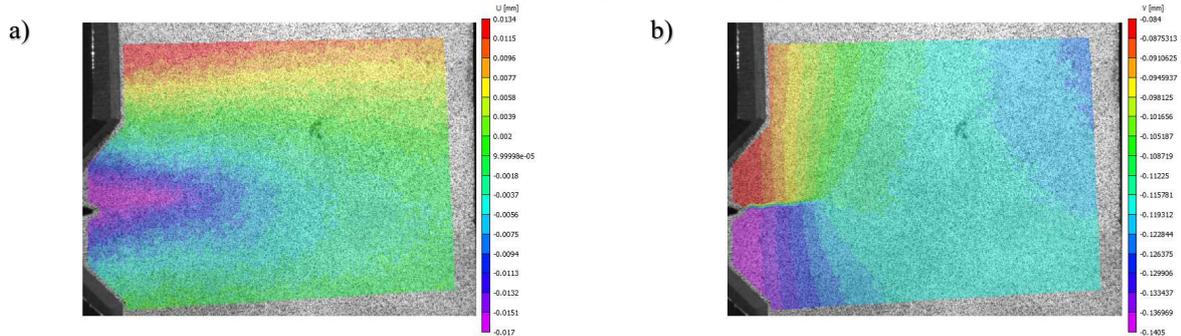


Figure 3. Experimentally measured displacement field components. a) Horizontal and b) vertical displacements

5. CALCULATION METHODOLOGY

From the experimentally measured crack tip displacement fields for different crack lengths and employing the MPODM developed by Sanford and Dally [27], an annular region (see Figure 4) close to the crack tip was extracted in order to infer crack tip singularity parameters. The annulus shape of that region is due to avoid the inclusion of plastic data since employed models are valid to describe the crack tip singularity under linear and elastic or small scale yielding conditions. Thus, the inner radius was chosen according to the Dugdale plastic zone approximation [28]. A critical issue during the calculation process lies in the relative position between fitting points and the crack tip position. Crack tip field models are formulated considering the crack tip as the coordinate origin, thus, the crack tip position is required to carry out crack tip parameters determination. This variable can be considered an unknown during the mathematical fitting process; however, this complicates the fitting process. The consideration of the crack tip location as unknown is discussed below.

5.1. Crack tip parameters determination without including the crack tip position as unknown

When the crack tip location is not included in the mathematical problem, the fitting problem remains linear and crack tip parameters can be determined by employing a suitable matrix factorization to solve an overdetermined equation system. Thus, the equation system take the form shown in equation (9)

$$\begin{Bmatrix} f_1^1 & \dots & f_N^1 \\ \vdots & \ddots & \vdots \\ f_1^n & \dots & f_N^n \end{Bmatrix} \begin{Bmatrix} b_1 \\ \vdots \\ b_N \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} u^1 \\ \vdots \\ u^n \end{Bmatrix} \quad (9)$$

Where f_j^i are the functions related to the crack tip parameter $j = 1:N$ at the point $i = 1:n$, b_j is the crack tip parameter j and u^i is the experimentally measured crack tip field component at the point i . As described above, this approach allows obtaining crack tip parameters in a simple manner. However, the crack tip location for computing relative position between points

is user-supplied and potential errors can be founded due to the difficulty to locate the crack tip from the observation of the experimental displacement field.

5.2. Crack tip parameters determination considering the crack tip position as unknown

When crack tip location is considered unknown to determine, the mathematical fitting problem turns into a highly nonlinear problem. Thus, numerical methods are required to solve the problem. A way to solve this kind of problem is from an optimization approach. Thus, an objective function must be defined and if pertinent, different constraints. The optimization problem to obtain crack tip parameters considering the crack tip location as unknown is shown in equation 10

$$\min \left\| \begin{Bmatrix} u^1 \\ \vdots \\ u^n \end{Bmatrix} - \begin{Bmatrix} f^1(N_1, \dots, N_N, \Delta x, \Delta y) \\ \vdots \\ f^n(N_1, \dots, N_N, \Delta x, \Delta y) \end{Bmatrix} \right\| \quad (10)$$

Where double vertical bars denote the operator norm, N_i a crack tip parameter and Δx and Δy the crack tip coordinates. The main issue of this approach lies in the initial solution to run the optimization algorithm since an ill-conditioned initial solution could lead to the convergence to a local minimum. To avoid an ill-conditioned initial solution, from experimental correlations [29,30], a well initial conditioned initial solution was generated. Those correlations are shown in equations 11 and 12

$$K_N = \frac{P}{t\sqrt{W}} \frac{2 + \alpha}{(1 - \alpha)^{\frac{3}{2}}} [0.886 + 4.64\alpha - 13.32\alpha^2 + 14.72\alpha^3 - 5.6\alpha^4] \quad (11)$$

$$\sigma_{0N} = \frac{K_{I,N}}{\sqrt{\pi t}} [0.1477 + 0.93746\beta - 0.87183\beta^2 + 0.35186\beta^3] \quad (12)$$

Where K_N is the nominal stress intensity factor, P is the applied load, W is the specimen width, t is the specimen thickness, α is the normalised crack length (a/W) and β is the normalised specimen thickness (t/W). The initial solutions for the different exposed above models are shown below in Table 2.

Table 2. Initial solutions for used crack tip field models

Westergaard				
K_I	K_{II}	σ_{0x}		
K_N	0	σ_{0N}		
Pommier				
K_I	K_{II}	σ_{0x}	ρ	
K_N	0	σ_{0N}	0	
CJP				
A	B	C	E	F
$\frac{K_I}{2\sqrt{2\pi}}$	$\frac{-K_I}{2\sqrt{2\pi}}$	$-\sigma_{0N}$	0	$-\sigma_{0N}$

As an initial crack tip location for running the algorithm, the centre of the annular mesh for data collection was employed.

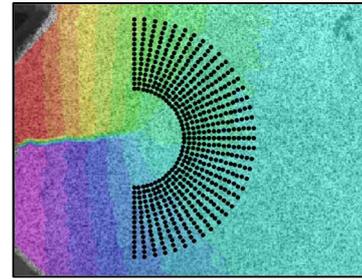


Figure 4. Annular mesh for data collection over the vertical displacement map

6. RESULTS AND DISCUSSION

Three displacement fields were analysed in order to extract crack tip parameters via the above-exposed methods. These fields correspond to three different crack lengths at the maximum cycle load. Tables 3, 4 and 5 show Westergaard, Pommier and CJP crack tip parameters employing either a linear fitting or the optimization approach that includes the crack tip location as a parameter to determine

Table 3. Fitting results employing the Irwin-Westergaard approach

	Linear	Optimization IP	Optimization NM
Normalised crack length of 0.439			
K_I	21.0100	21.4888	20.9406
K_{II}	0.9409	-1.4858	-0.56321
σ_{0x}	-11.6033	-33.8425	-39.0147
Δx	-	-1	-2
Δy	-	-7	-8
Normalised crack length of 0.524			
K_I	25.4610	23.2911	25.1470
K_{II}	-1.4505	-2.8482	-0.0002
σ_{0x}	-6.9602	-52.1123	-59.5772
Δx	-	6	7
Δy	-	-4	-3
Normalised crack length of 0.602			
K_I	32.9265	30.6320	33.2616
K_{II}	-3.1435	-5.6732	0.0002
σ_{0x}	-7.3154	-50.9593	-91.2468
Δx	-	25	1
Δy	-	-21	10

Table 4. Fitting results employing the Pommier and Hamman approach

	Linear	Optimization IP	Optimization NM
Normalised crack length of 0.439			
K_I	18.2527	18.7461	17.5256

ρ	6.5556	3.2207	4.9796
σ_{0x}	-17.9451	-39.1678	-41.1656
Δx	-	-2	1
Δy	-	-6	-4
Normalised crack length of 0.524			
K_I	25.8401	25.6654	25.1401
ρ	5.0094	-3.4619	-1.0585
σ_{0x}	-11.8453	-57.2996	-59.6430
Δx	-	6	4
Δy	-	-5	-5
Normalised crack length of 0.602			
K_I	26.5664	38.8879	42.8719
ρ	10.2668	-14.4686	-16.0959
σ_{0x}	-0.2923	-80.2771	-102.236
Δx	-	24	3
Δy	-	-18	3

Table 5. Fitting results employing the CJP model

	Linear	Optimization IP	Optimization NM
Normalised crack length of 0.439			
K_F	27.3844	20.8322	19.9927
σ_{0y}	-12.486	-26.5022	258.79
σ_{0x}	43.733	46.9652	-309.54
Δx	-	12	4
Δy	-	7	5
Normalised crack length of 0.524			
K_F	49.7886	25.4525	24.5801
σ_{0y}	-52.725	-56.4159	-238.060
σ_{0x}	92.115	69.1318	-266.863
Δx	-	7	6
Δy	-	9	18
Normalised crack length of 0.602			
K_F	69.8025	43.4844	42.0467
σ_{0y}	-	-167.669	-129.1840
σ_{0x}	-	228.021	540.02
Δx	-	25	-9
Δy	-	-21	6

From results obtained by employing the Irwin-Westergaard approach, for each algorithm, the opening mode stress intensity factor is very similar which means that this model is very robust in terms of KI determination. However, major differences exist in the non-singular stress when crack tip location is considered unknown. Regarding Pommier-Hamman model results, a similar trend is observed. Regarding crack tip location, similar results were founded by each algorithm. In the case of the CJP model, results shown that this model is very sensitive to crack tip location since results employing a linear fitting without considering crack tip position as unknown are very different to those obtained considering crack tip location as unknown.

7. CONCLUSIONS

From reported results, the following conclusions are establish:

1. Westergaard and Pommier models are very robust in terms of KI determination. Any fitting approach can obtain an accurate KI value.
2. Non-singular stresses are very sensitive to crack tip position and the employed fitting approach is key for quantifying correctly this value
3. The CJP model is very sensitive to crack tip location. A little deviation in the crack tip position value can induct a high error in terms of KF determination. Therefore, for inferring crack tip parameters using this model, optimization approaches are considered as the most suitable techniques.

ACKNOWLEDGEMENTS

The authors want to acknowledge the financial support from Junta de Andalucía through the research project “1380786” funded by the program “Proyectos de I+D+i en el Marco del Programa Operativo FEDER Andalucía 2014-2020. Convocatoria 2020”.

REFERENCES

- [1] Sutton MA, Orteu JJ, Schreier HW. Image Correlation for Shape, Motion and Deformation Measurements. New York: Springer US; 2009. <https://doi.org/10.1007/978-0-387-78747-3>.
- [2] Brewster D. On the communication of the structure of doubly refracting crystals to glass, muriate of soda, flour spar and other substances by mechanical compression and dilatation. Philos Mag 1816;106:156–78.
- [3] Thomson W (Lord K. On the Thermoelastic, Thermomagnetic and Pyro-electric Properties of Matters. Philos Mag 1878;5:4–27.
- [4] Westergaard HM. Bearing pressures and cracks. J Appl Mech 1939;61:49–53.
- [5] Irwin GR. Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing plate. J Appl Mech 1957;24:361–70.
- [6] Williams ML. On the stress distribution at the base of a stationary crack. J Appl Mech 1957;24:109–14.
- [7] 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>.
- [8] Pommier S, Hamam R. Incremental model for fatigue crack growth based on a displacement partitioning hypothesis of mode I elastic-plastic displacement fields. Fatigue Fract Eng Mater Struct 2007;30:582–98.

- <https://doi.org/10.1111/j.1460-2695.2007.01128.x>
- [9] James MN, Christopher CJ, Lu YW, Patterson EA. Local crack plasticity and its influences on the global elastic stress field. *Int J Fatigue* 2013;46:4–15. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2012.04.015>.
- [10] Diaz FA, Patterson EA, Tomlinson RA, Yates JR. Measuring stress intensity factors during fatigue crack growth using thermoelasticity. *Fatigue Fract Eng Mater Struct* 2004;27:571–83. <https://doi.org/10.1111/j.1460-2695.2004.00782.x>.
- [11] Lopez-Crespo P, Shterenlikht A, Patterson EA, Yates JR, Withers PJ. The stress intensity of mixed mode cracks determined by digital image correlation. *J Strain Anal Eng Des* 2008;43:769–80. <https://doi.org/10.1243/03093247jsa419>.
- [12] 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>.
- [13] Yang B, Vasco-Olmo JM, Díaz FA, James MN. A more effective rationalisation of fatigue crack growth rate data for various specimen geometries and stress ratios using the CJP model. *Int J Fatigue* 2018;114:189–97. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2018.05.027>.
- [14] Yates JR, Zanganeh M, Tai YH. Quantifying crack tip displacement fields with DIC. *Eng Fract Mech* 2010;77:2063–76. <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2010.03.025>.
- [15] Diaz FA, Yates JR, Patterson EA. Some improvements in the analysis of fatigue cracks using thermoelasticity. *Int J Fatigue* 2004;26:365–76. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2003.08.018>.
- [16] Yoneyama S, Morimoto Y, Takashi M. Automatic evaluation of mixed-mode stress intensity factors utilizing digital image correlation. *Strain* 2006;42:21–9. <https://doi.org/10.1111/j.1475-1305.2006.00246.x>.
- [17] Zanganeh M, Lopez-Crespo P, Tai YH, Yates JR. Locating the Crack Tip Using Displacement Field Data: A Comparative Study. *Strain* 2013;49:102–15. <https://doi.org/10.1111/str.12017>.
- [18] 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>.
- [19] Christopher CJ, James MN, Patterson EA, Tee KF. A quantitative evaluation of fatigue crack shielding forces using photoelasticity. *Eng Fract Mech* 2008;75:4190–9. <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2008.03.013>.
- [20] Muskhelishvili NI. *Some Basic Problems of the Mathematical Theory of Elasticity*. Springer Netherlands; 1977. <https://doi.org/10.1007/978-94-017-3034-1>.
- [21] Nelder JA, Mead R. A simplex-method for function minimization. *Comput J* 1965;7:308–13. <https://doi.org/10.1093/comjnl/7.4.308>.
- [22] Lagarias JC, Reeds JA, Wright MH, Wright PE. Convergence properties of the Nelder-Mead simplex method in low dimensions. *Siam J Optim* 1998;9:112–47. <https://doi.org/10.1137/s1052623496303470>.
- [23] Waltz RA, Morales JL, Nocedal J, Orban D. An interior algorithm for nonlinear optimization that combines line search and trust region steps. *Math Program* 2006;107:391–408. <https://doi.org/10.1007/s10107-004-0560-5>.
- [24] Dantzig GB. *Recent Advances in Linear Programming*. *Manage Sci* 1956;2:131–44. <https://doi.org/10.1287/mnsc.2.2.131>.
- [25] Nocedal J, Wright SJ. *Numerical Optimization*. 2006. <https://doi.org/10.1007/978-0-387-40065-5>.
- [26] www.correlatedsolutions.com n.d.
- [27] 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.
- [28] 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](https://doi.org/10.1016/0022-5096(60)90013-2).
- [29] ASTM. E 647 - 00: Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates. *Annu B ASTM Stand* 1103 2000.
- [30] Kudari SK, Kodancha KG. 3D Stress intensity factor and T-stresses (T11 and T33) formulations for a Compact Tension specimen. *Frat Ed Integrità Strutt* 2017;11:216–25. <https://doi.org/10.3221/IGF-ESIS.39.21>.

IMPLEMENTACIÓN DE UN ESQUEMA FFT PARA UN MODELO DE 'PHASE-FIELD FRACTURE': APLICACIÓN A METALES POLICRISTALINOS.

P. Aranda¹, G. Zarzoso², J. Segurado^{1,2}

¹Departamento de Ciencia de Materiales, E.T.S. de Ingenieros de Caminos,
Canales y Puertos, Universidad Politécnica de Madrid, C/ Profesor Aranguren s/n,
28040 Madrid, España.

E-mail: jsegurado@mater.upm.es

²IMDEA Materials Institute,
C/ Eric Kandel 2,
28906, Getafe, Madrid, España.

RESUMEN

El presente trabajo presenta el estudio mediante un modelo *Phase-Field Fracture* de la fractura de policristales metálicos a nivel mesoscópico, utilizando un entorno de cálculo basado en la transformada rápida de Fourier (FFT). La implementación en FFT del modelo resuelve el sistema acoplado de ecuaciones diferenciales resultantes de *Phase-Field Fracture* de forma escalonada e implícita. Para la ecuación de conservación del momento lineal se usa un algoritmo de Fourier-Galerkin no lineal. La ecuación de Helmholtz para la obtención del campo de daño se define como un operador diferencial lineal en el espacio de Fourier y se resuelve con el método del gradiente conjugado. Este entorno numérico se ha utilizado para resolver el problema de la fractura en paneles pre-fisurados con materiales policristalinos elásticos y elasto-plásticos. La ecuación constitutiva en el segundo caso corresponde a un modelo de plasticidad cristalina elasto-visco-plástico.

ABSTRACT

The present work presents the study of the fracture of metallic polycrystals at the mesoscopic level by means of a *Phase-Field Fracture* model, using a calculation environment based on the fast Fourier transform (FFT). The FFT implementation of the model is used to solve the coupled system of differential equations in a staggered and implicit way. For the linear momentum conservation equation a non-linear Fourier-Galerkin algorithm is used. The Helmholtz equation, obtained for calculate the damage field, is defined as a linear differential operator in Fourier space and is solved with the conjugate gradient method. This numerical environment has been used to solve fracture in pre-fissured panels with elastic and elastoplastic polycrystalline materials. The constitutive equation of the elastoplastic grains is a model of elasto-visco-plastic crystal plasticity.

1. INTRODUCCIÓN

La fractura en aleaciones metálicas está muy influenciada por su microestructura, de tal forma que la distribución de formas, tamaños y orientaciones de los granos, así como las características de los bordes de grano o bien el comportamiento elasto-plástico y tenacidad del cristal controlan la fisuración del material a nivel macroscópico.

Para la predicción de la fractura a nivel macroscópico en función de la microestructura policristalina es fundamental el desarrollo de modelos micromecánicos que permitan incluir la microestructura en la simulación del proceso de fisuración. Existen numerosos modelos para el estudio de la fractura a nivel macroscópico de materiales elasto-plásticos. Por una parte, están los modelos de daño continuo, como los de Lemaitre y Gurson. Su funcionamiento se basa en la definición de una variable interna de daño que evoluciona ligada a la deformación plástica y cuyo valor produce un ablandamiento o deterioro del material. Es conocido que estos modelos resultan en una localización de la región dañada que resulta en una dependencia patológica con el tamaño de la discretización. Sin em-

bargo, el empleo de versiones no-locales de dichos modelos permite eliminar esta dependencia de la malla. La aproximación más extendida de los modelos no-locales de daño son los modelos de gradiente. En estos modelos, la versión no local de las variables internas se obtiene resolviendo una ecuación de Helmholtz que incluye una longitud característica que controla el radio de las interacciones y determina el tamaño de las bandas de daño en el material.

Una alternativa a estos, son los modelos de fractura tipo *Phase-Field*, introducidos principalmente en [1] para la simulación de problemas de fractura elástica lineal. En este modelo la grieta y la discontinuidad que representa en el desplazamiento, son sustituidas por un campo de daño que representa una versión suave y no singular de la grieta. El modelo está inspirado en el planteamiento de Griffith y formulado de forma variacional con influencia de la energía potencial elástica y de la energía disipada por la creación de nueva superficie.

Los primeros usos de este modelo fueron en materiales elásticos [1] y más tarde el modelo se extendió a mate-

riales elasto-plásticos con modelos clásicos de plasticidad isotropa. Sin embargo, la extensión de este modelo a plasticidad cristalina es un campo muy novedoso y fue propuesto en [2]. No obstante, las implementaciones presentadas hasta el momento están basadas en el método de elementos finitos que, por su coste computacional, restringe el tamaño y complejidad de modelos policristalinos con un gran número de granos. La alternativa de resolución mediante el uso de algoritmos basados en la FFT [3] permitiría el empleo de volúmenes representativos mucho más complejos, dada la eficiencia de esta técnica. Ya existen algunas implementaciones pioneras del modelo de *phase-field fracture* en esquemas de FFT [4], pero su extensión al estudio de la fractura en plasticidad cristalina es aún inexplorada.

En el presente trabajo se presenta una implementación de un modelo *phase-field* para el análisis de la fractura en policristales utilizando un entorno de cálculo basado en la FFT. Como aplicación se estudia el proceso de fractura en placas policristalinas pre-fisuradas con una distribución aleatoria de granos con orientaciones también aleatorias dentro del plano. Como resultado del estudio se obtienen la evolución de grieta así como las curvas fuerza desplazamiento para casos policristalinos elásticos y elasto-plásticos.

2. MODELOS

2.1. Modelo de plasticidad cristalina

El comportamiento de la microestructura es representado mediante un modelo de plasticidad cristalina. Este modelo asume una descomposición multiplicativa del gradiente de deformación

$$\mathbf{F} = \mathbf{F}^e \mathbf{F}^p \quad (1)$$

en sus partes elástica, \mathbf{F}^e y plástica \mathbf{F}^p , siendo este estado de deformación el que define la configuración intermedia, libre de tensiones. Usando la configuración intermedia, el segundo tensor de Piola-Kirchoff \mathbf{S} se obtiene a partir del tensor de deformación elástico de Green \mathbf{E}^e y del tensor de rigidez elástico del cristal \mathbb{C}

$$\mathbf{S} = \mathbb{C} : \mathbf{E}^e \quad \text{con} \quad \mathbf{E}^e = \frac{1}{2} (\mathbf{F}^{eT} \mathbf{F}^e - \mathbf{I}). \quad (2)$$

El primer tensor de Piola, empleado para resolver el problema, se relaciona con este mediante

$$\mathbf{P} = \mathbf{F}^e \mathbf{S} \mathbf{F}^{eT} \mathbf{F}^{-T} \quad (3)$$

El gradiente de velocidad plástico se define como la suma de las velocidades de deformación cortantes $\dot{\gamma}$ en cada uno de los sistemas de deslizamiento α característicos de la aleación

$$\mathbf{L}^p = \sum_{\alpha} \dot{\gamma}^{\alpha} \mathbf{s}^{\alpha} \otimes \mathbf{m}^{\alpha} \quad (4)$$

siendo \mathbf{s}^{α} y \mathbf{m}^{α} los vectores unitarios en la dirección de deslizamiento y normal al plano de deslizamiento. En este estudio se supone una aleación FCC, con lo que los

sistemas de deslizamiento disponibles son los 12 sistemas octaédricos, $\mathbf{m}, \mathbf{s} \in [111] < 110 >$.

La velocidad de deformación cortante $\dot{\gamma}$ sigue una ley visco-plástica potencial

$$\dot{\gamma}^{\alpha} = \dot{\gamma}_0 \left(\frac{\tau^{\alpha}}{g^{\alpha}} \right)^{\frac{1}{m}} \text{sign}(\tau^{\alpha}) \quad (5)$$

donde $\dot{\gamma}_0$ es la velocidad de deformación de referencia, m es el exponente visco-plástico y τ^{α} , g^{α} son respectivamente la tensión resuelta y la tensión crítica resuelta (CRSS) del sistema α considerado.

La evolución de g^{α} depende de un endurecimiento isotropo y viene dada por

$$\dot{g}^{\alpha} = h_{\alpha} \dot{\gamma}^{\alpha} + \sum_{\beta \neq \alpha} q_{\alpha\beta} h_{\beta} \dot{\gamma}^{\beta} \quad (6)$$

donde $q_{\alpha,\beta}$ son los coeficientes de endurecimiento latente y h es el módulo de auto endurecimiento, dado por la expresión de Voce-Tome [5].

2.2. Modelo de fractura

Para la descripción del avance de una fisura en un dominio Ω con un contorno $d\Omega$, el modelo de *phase-field fracture* define un campo de daño, ϕ , que representa a la grieta de forma continua y suave. El campo puede tomar valores entre 0 (material no dañado) y 1 (material completamente dañado). El valor de dicho campo viene definido por la minimización de un funcional

$$\Gamma(\phi) = \int_{\Omega} \frac{1}{2\ell} \phi^2 + \frac{\ell}{2} \|\nabla\phi\|^2 d\Omega \quad (7)$$

donde ℓ es un parámetro numérico que está relacionado con el ancho donde se difunde la grieta, obteniéndose una fisura real (de ancho 0) cuando $\ell \rightarrow 0$. El valor de la integral de la ecuación (7) es igual al área real (o longitud en 2D) de la grieta representada. De esta forma se puede definir un potencial de disipación energético debido a la formación de fisuras como

$$\mathcal{D}(\phi) = \int_{\Omega} G_c \Gamma(\phi) d\Omega \quad (8)$$

Donde G_c corresponde a la energía de fractura, definida en la teoría de Griffith como la energía necesaria para crear nuevas superficies.

El efecto del daño en el comportamiento del material corresponde a una degradación de la energía interna. Sea \mathbf{u} el campo de desplazamiento, entonces la energía interna acumulada por el cuerpo viene dada por

$$\mathcal{E}(\mathbf{u}, \phi) = \int_{\Omega} g(\phi) \psi_{eo}^+ + \psi_{eo}^- + \psi_p d\Omega, \quad (9)$$

donde ψ_{eo}^+ , ψ_{eo}^- son las funciones de densidad energética elástica del material intacto a tracción y compresión respectivamente, ψ_p es la energía plástica acumulada y $g(\phi)$

es una función de degradación que determina el efecto del daño sobre la energía elástica. En este trabajo dicha función es seleccionada como $g = (1 - \phi)^2 + k$, con k como un parámetro de valor cercano a 0 para evitar problemas numéricos. En la aproximación empleada suponemos que la degradación solo se produce en la parte de la energía producida por deformación elástica positiva (ecuación (10)), asumiendo que las componentes de compresión no influyen en el crecimiento de una grieta,

$$\psi_{eo}^+(\mathbf{E}_e^+) = \frac{1}{2} \mathbf{C} : \mathbf{E}_e^+(\mathbf{u}) : \mathbf{E}_e^+(\mathbf{u}) \quad (10)$$

donde \mathbf{E}_e es el tensor de deformación elástica de Green-Lagrange, definido en la ecuación (2). Para la obtención de la parte positiva de la deformación se ha considerado una descomposición espectral [1]

$$\mathbf{E}_e^+ = \langle \lambda_1 \rangle \mathbf{e}_1 \otimes \mathbf{e}_1 + \langle \lambda_2 \rangle \mathbf{e}_2 \otimes \mathbf{e}_2 + \langle \lambda_3 \rangle \mathbf{e}_3 \otimes \mathbf{e}_3 \quad (11)$$

donde las componentes λ son las deformaciones elásticas principales y la operación $\langle \bullet \rangle$ son los corchetes de Macaulay, que devuelven la parte positiva del argumento evaluado. El balance energético en el dominio Ω implica que

$$P_{ext} = \dot{D}_T + \dot{E} \quad (12)$$

donde P_{ext} es la potencia de las fuerzas externas aplicadas en la superficie y \dot{D}_T es la tasa de disipación energética total que contempla a las tasas de disipación por formación de fisuras y disipación plástica. Introduciendo las ecuaciones del modelo de plasticidad cristalina en el balance para un tiempo t , se puede derivar un sistema de ecuaciones diferenciales acopladas con los campos de desplazamiento y daño como incógnita.

$$\begin{aligned} \nabla \cdot g(\phi) \mathbf{P}(\mathbf{F}(\mathbf{u}), \mathbf{F}^p, \beta) &= 0 \\ \left(\frac{G_c}{\ell} + 2\psi_{eo}^+ \right) \phi + G_c \ell \nabla^2 \phi &= 2\psi_{eo}^+ \end{aligned} \quad (13)$$

En esta derivación se ha empleado una aproximación *híbrida* [6], donde la energía elástica positiva se usa como fuerza motriz para la generación de grieta, mientras que en la tensión se asume una degradación isotrópica. El valor de la tensión de Piola, $\mathbf{P}(\mathbf{F}, \mathbf{F}^p, \beta)$ viene dada por las ecuaciones del modelo elasto-visco-plástico del cristal (ecuaciones (1)-(6)), siendo β las variables de historia de la deformación plástica. Para asegurar la irreversibilidad del proceso de daño, se define en cada paso de tiempo una variable de estado $\mathcal{H}(\phi, t)$ que representa el máximo daño sufrido en un punto como, $\mathcal{H}(t) = \max(\phi(t), \mathcal{H}(t \leq t))$. Discretizando en el tiempo, con $(\cdot)_n$ en valor de los campos en $t = t_n$, e integrando con un método de backward Euler, el sistema final de ecuaciones a resolver es

$$\begin{cases} \nabla \cdot ((1 - \mathcal{H}_n)^2 + k) \mathbf{P}_n = 0 \\ \left(\frac{G_c}{\ell} + 2\psi_{eo}^+ \right) \phi_n + G_c \ell \nabla^2 \phi_n = 2\psi_{eo}^+ \\ \mathcal{H}_n(\mathbf{x}) = \max(\mathcal{H}_{n-1}(\mathbf{x}), \phi_n(\mathbf{x})) \\ \mathbf{P}_n = \mathbf{P}_n(\mathbf{F}_n, \mathbf{F}_n^p, \beta_n, \mathbf{F}_{n-1}^p, \beta_{n-1}) \end{cases} \quad (14)$$

donde la evolución de \mathbf{F}^p y β_n viene dada por las ecuaciones (4)-(6).

2.3. Homogeneización policristalina mediante FFT

El dominio de la simulación, Ω , es un elemento tridimensional representativo de la microestructura (RVE) particionado en diferentes regiones, cada una de ellas correspondiente a un grano, fig.2. El RVE es periódico y la periodicidad en los tres ejes viene dada por el tamaño de la celda $\mathbf{L} = L_1 \mathbf{e}_1 + L_2 \mathbf{e}_2 + L_3 \mathbf{e}_3$. La forma y tamaño de las regiones (granos) viene dada por una teselación de Voronoi obtenida a partir de una nube de puntos, cuyas posiciones y pesos se optimizan para que la distribución de granos resultante sea representativa del policristal simulado [3]. Finalmente, se asigna a cada grano una orientación aleatoria cuya probabilidad viene dada por la distribución de orientaciones en el policristal.

El problema de homogeneización consiste en encontrar los micro-campos de deformación, $\tilde{\mathbf{F}}$, y de daño con una historia de deformación macroscópica, $\bar{\mathbf{F}}$, dada. Los micro-campos se obtienen introduciendo la historia macroscópica a través del promedio de deformaciones, $\langle \mathbf{F}(\mathbf{x}) \rangle_{\Omega} = \bar{\mathbf{F}}$, y resolviendo el sistema de ecuaciones (14) con las condiciones de contorno periódicas $\phi(\mathbf{x} + pL_1 \mathbf{e}_1 + qL_2 \mathbf{e}_2 + kL_3 \mathbf{e}_3) = \phi(\mathbf{x})$ y $\mathbf{F}(\mathbf{x} + pL_1 \mathbf{e}_1 + qL_2 \mathbf{e}_2 + kL_3 \mathbf{e}_3) = \mathbf{F}(\mathbf{x})$, para todo $p, q, k \in \mathcal{Z}$. Como alternativa a imponer la historia del gradiente de deformación macroscópico completo, los autores han desarrollado un método [3] para imponer condiciones de contorno mixtas sin coste computacional adicional, permitiendo imponer una mezcla de componentes del gradiente de deformación macroscópico y de la tensión. El sistema ecuaciones (14) se resuelve para cada paso de tiempo n de forma secuencial e iterativa mediante un algoritmo escalonado e implícito [1], representado en la figura 1.

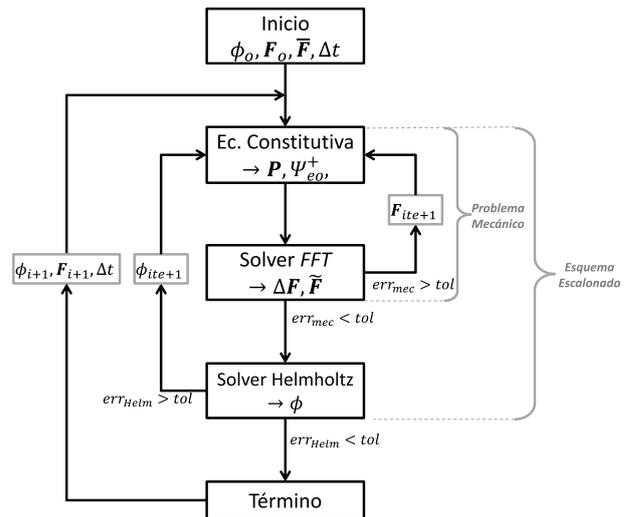


Figura 1: Esquema escalonado para la resolución del problema de fractura.

Este esquema ha sido implementado en el código de homogeneización FFTMAD, desarrollado [3] para resolver cada ecuación mediante algoritmos basados en la transformada rápida de Fourier.

Si el RVE se discretiza en una malla regular de $n_1 \cdot n_2 \cdot n_3$ puntos, da lugar al mismo número de frecuencias en el espacio de Fourier y la transformación de campos entre ambos espacios queda definida por la transformada de Fourier discreta —calculada mediante el algoritmo FFT—. La ecuación (14.1) corresponde al equilibrio mecánico y es un problema no lineal que consiste en encontrar el valor de $\mathbf{F}(\mathbf{x})$ en la configuración de referencia. La tensión de Piola en cada punto viene dada por la ecuación constitutiva (ecuaciones (1)-(6)) y está pre-multiplicada a la función de degradación correspondiente al daño de una iteración previa. En esta parte del problema el campo de daño se mantiene fijo. La resolución del problema está basada en el esquema de Fourier-Galerkin [3] cuyo resultado es un sistema de ecuaciones algebraico no lineal de $9 \cdot n_1 \cdot n_2 \cdot n_3$ ecuaciones, donde las incógnitas son las componentes del gradiente de deformación en cada voxel. Dicho sistema se resuelve mediante el método del gradiente conjugado.

La ecuación (14.2) es la ecuación de Helmholtz, donde la energía elástica positiva, $2\psi_{\text{eo}}^+$, se mantiene constante y viene dada por la resolución del problema mecánico anterior. Esta ecuación se resuelve definiendo su parte izquierda como un operador lineal del campo ϕ mediante el uso de la transformada de Fourier

$$\mathcal{A}(\phi(\mathbf{x})) = \left(\frac{G_c}{\ell} + 2\psi_{\text{eo}}^+ \right) \phi + G_c \ell \mathcal{F}^{-1}[-\|\xi\|^2 \mathcal{F}(\phi)] \quad (15)$$

donde ξ es el vector de frecuencias. El resultado es un sistema lineal de tamaño $n_1 \cdot n_2 \cdot n_3$ ecuaciones en el espacio real y que también se resuelve mediante el método de gradiente conjugado

$$\mathcal{A}(\phi(\mathbf{x})) = 2\psi_{\text{eo}}^+(\mathbf{x}). \quad (16)$$

Es importante remarcar que la ventaja de definir los operadores discretos de forma explícita mediante transformadas de Fourier evita tener que calcular y guardar la matriz de coeficientes. También conviene reseñar el uso de pre-condicionadores para la resolución del problema de Helmholtz [7].

Ambas ecuaciones se resuelven de forma secuencial e iterativa según procedimiento descrito en la figura 1. El proceso acaba cuando las diferencias de los campos de deformación y daño entre dos iteraciones sucesivas sean suficientemente pequeñas, momento en el que ambos campos satisfacen a la vez al sistema de ecuaciones (14).

3. RESULTADOS

3.1. Características de las simulaciones

Los casos estudiados se realizan en un dominio tridimensional de tamaño $1 \times 2 \times 2$ mm, y discretizado en $1 \times 256 \times 256$ voxels. Las condiciones de contorno periódicas en X y el uso de un solo punto en esa dirección corresponden a un problema de deformación plana o tensión plana generalizada.

Las simulaciones se han efectuado sobre una microestructura policristalina con una distribución logarítmico-normal de tamaños de grano con valor medio es de $300 \mu\text{m}$ de diámetro (figura 2A). La placa tiene una textura de fibra, con los cristales con su dirección [100] orientada perpendicular a la placa, X , y las otras direcciones orientadas de forma aleatoria. La placa se deforma imponiendo un estado de deformación medio uniaxial, a través de imponer un gradiente de deformación total $\bar{\mathbf{F}}(t)$ de valor 0 en todas las componentes menos en la dirección Y (fig. 2B), donde la deformación es proporcional al tiempo.

El panel está pre-fisurado con una grieta de 0,4mm de longitud (Fig. 2B). Dicha fisura se ha introducido como un campo de daño inicial, $\mathcal{H}_0(\mathbf{x})$. El valor de ese campo difuso (Fig. 2C) se obtuvo resolviendo la ecuación de Helmholtz con parámetro ℓ para una distribución de daño localizado en una sola fila de voxels. De esta forma, la fisura es equivalente a una desarrollada mediante mecanismos de fractura.

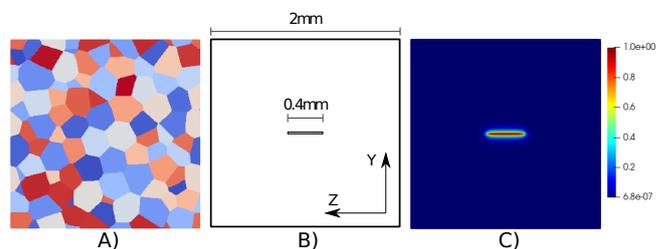


Figura 2: Representación geométrica de los casos estudiados. A) Microestructura policristalina representativa del dominio. B) Dimensiones geométricas de los casos. C) Regularización de la fisura inicial

3.2. Fractura en el material elástico

Las propiedades elásticas del cristal corresponden a una superaleación basada en níquel [8] y son $\mathbb{C}_{11} = 259$ [GPa], $\mathbb{C}_{12} = 179,1$ [GPa] y $\mathbb{C}_{44} = 109,6$ [GPa]. Las constantes usadas en el modelo de *phase-field* son $\ell = 0,03$ [mm] y $G_c = 10000$ [J/m²]. Debido a la textura de fibra en el policristal, el RVE tendrá un comportamiento transversalmente isótropo. Las propiedades elásticas efectivas del policristal se obtuvieron mediante simulaciones FFT en las diferentes direcciones, usando un RVE idéntico pero sin fisura previa.

Se realizaron dos simulaciones de la propagación de la fisura, una usando el material policristalino y otra empleando un material elástico transversalmente isótropo equivalente. Los resultados de las simulaciones se han representado en la figura 3, donde se observan los campos de daño tras la rotura del panel y los campos de tensión en el estado inmediatamente anterior al inicio de la fractura, superpuestos a la microestructura en el caso del policristal.

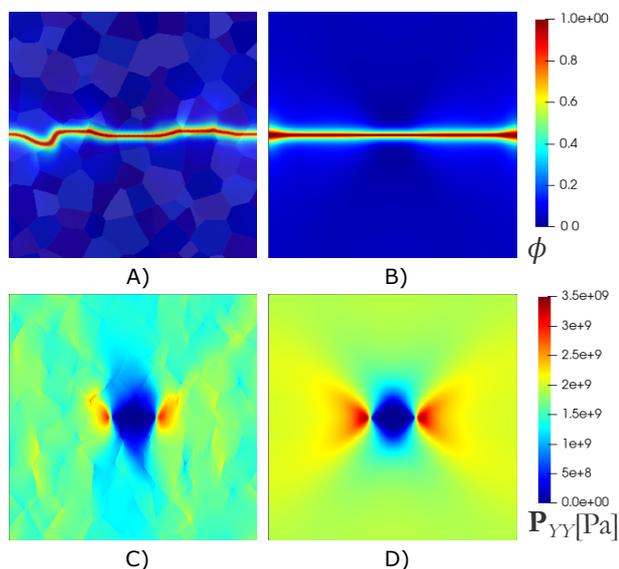


Figura 3: Simulación en materiales elásticos. A) Fisura generada en policristal elástico. B) Fisura generada en cristal homogeneizado. C) Campo de tensiones en la dirección de tracción para el policristal elástico. D) Campo de tensiones en la dirección de tracción para el cristal homogeneizado

Se puede observar que la fractura desarrollada por ambos materiales es morfológicamente distinta debido a la influencia de la microestructura. Por una parte, la fisura genera una gran concentración de energía elástica en sus extremos (figura 3C), por la otra, la microestructura genera concentraciones de tensión locales que implican una acumulación desigual en la energía de cada grano. Esto produce que el avance de la grieta, aunque dictado principalmente por el estado de tensión generado alrededor de la grieta, cambie de dirección constantemente, lo cual se ve afectado significativamente por los bordes de grano en donde se dan las mayores diferencias en el campo de tensión (figura 3A). Esto no ocurre en el caso homogeneizado, donde se observa un campo de tensiones continuo (figura 3D), y una propagación recta de la grieta (figura 3B).

Las curvas de fuerza media y desplazamiento medio en cada simulación se obtuvieron a partir del promedio volumétrico de la tensión y deformación, resultados de las simulaciones de homogeneización, y de las dimensiones del panel.

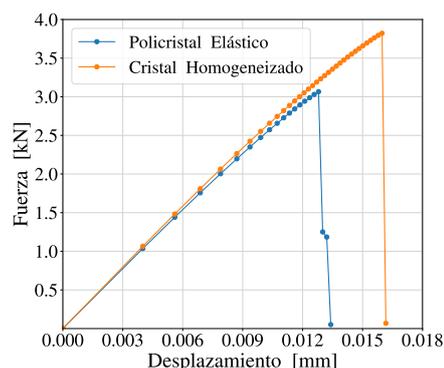


Figura 4: Curvas de Fuerza v/s desplazamiento de las simulaciones planteadas.

La semejanza inicial de las curvas se explica por la equivalencia de sus formulaciones constitutivas. Sin embargo, las diferencias en la fractura se debe al efecto de la microestructura del caso policristalino, ya que la mayor presencia de concentradores de tensión en ese caso facilitan el temprano comienzo de la grieta. Además, su grieta se desarrolla paulatinamente, ya que no todos los granos se fracturan de la misma forma, lo cual ralentiza su avance.

3.3. Fractura en material elasto-plástico

La simulación con el material policristalino se repite incorporando el modelo de plasticidad cristalina con las propiedades de endurecimiento empleadas en [8] ($\tau_0 = 465,5$ [MPa], $\tau_1 = 598,5$ [MPa], $H_0 = 6000$ [MPa] y $H_1 = 300$ [MPa]) e imponiendo las mismas condiciones que en las simulaciones anteriores. Como resultado se tienen los campos de la figura 5

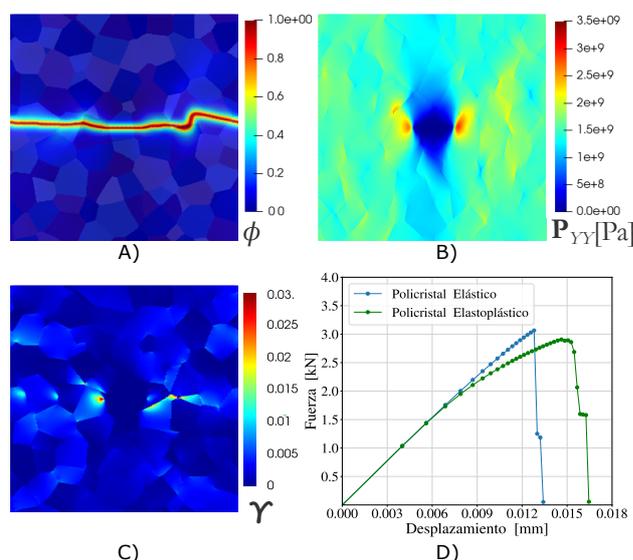


Figura 5: Simulación en material elasto-plástico. A) Campo de daño posterior a la fractura. B) Campo de tensión anterior a la fractura. C) Campo de deformación cortante acumulada posterior a la fractura. D) Gráfica de Fuerza media v/s deformación media en comparación con la curva equivalente en la simulación elástica.

Se observa que la fractura y el campo de tensiones en este material son similares a las del material policristalino elástico. Esto se explica por el uso de la misma microestructura y porque la deformación plástica está muy localizada en áreas cercanas a la grieta. Las diferencias con la simulación elástica se deben que la orientación de los granos, además de variar localmente la energía elástica, favorece una mayor disipación plástica en los granos bien orientados, con una menor tasa de acumulación de energía elástica y un menor desarrollo de la grieta. El desarrollo localizado de la plastificación se encuentra mayoritariamente cerca del paso de la grieta, lo cual se observa en la figura 5C en el campo de deformación cortante acumulada ($\Upsilon = \sum_{\alpha} \int_t |\dot{\gamma}^{\alpha}| dt$). A pesar de ello, la curva de fuerza v/s desplazamiento de la figura 5D se ve afectada hacia el final del cálculo por los efectos plásticos. También se observa que la fractura se desarrolla posteriormente a la de la simulación elástica. Esto se debe a que la energía disponible para fracturar el material es inferior en el material elasto-plástico debido a la disipación plástica, lo que implica que se requiere de más trabajo externo para acumular la energía necesaria para iniciar la fractura. Si se representan las áreas bajo la curvas tensión-deformación de la figura 5D, se obtienen los valores de 0,023[J] para el caso elástico y 0,028[J] en el caso elasto-plástico. Esta discrepancia se explica porque el área bajo la curva en el caso elasto-plástico no considera solo a la energía disponible para generar fractura. También se debe señalar que las simulaciones, al poseer un control de deformación total, no logran captar el efecto de retroceso (*snapback*) de la deformación que es característico de los procesos de fractura. Por lo tanto, la energía disponible para fracturar el material no se ve representada en las áreas bajo la curva.

4. CONCLUSIONES

Se ha implementado un modelo *phase-field fracture* en un entorno de cálculo robusto y eficiente basado en la FFT para el análisis del desarrollo de la fractura en materiales policristalinos elásticos y elasto-plásticos, habiendo acoplado al cálculo un modelo de plasticidad cristalina en el caso elasto-plástico. Las simulaciones realizadas logran capturar el efecto de la microestructura sobre el proceso de fractura. Las desviaciones observadas en el avance de la grieta en los casos policristalinos respecto de un medio monolítico equivalente son producto de la anisotropía de cada grano dentro del material, tanto a nivel elástico como plástico. El proceso de fractura ha logrado ser captado en todas las curvas. Las curvas fuerza y desplazamiento de la fisuración de paneles elásticos policristalinos u homogéneos es muy similar. En el caso elasto-plástico, la dirección de la fisura no es igual a la del material elástico con una microestructura idéntica. Además, la energía disipada calculada como el área bajo la curva fuerza-desplazamiento, fue mayor en el material elasto-plástico. La metodología descrita en este trabajo, todavía en proceso de optimización, ha demostrado ya ser eficiente respecto a otras [2], al obtenerse con éxito la evolución de la fractura en casos con una geometría compleja y una discretización muy fina (65536 voxeles). Próximamente se

mejorará la formulación de *phase-field* para considerar las contribuciones energéticas de la plasticidad y también se implementará un esquema de minimización total de la energía que reemplaze el esquema escalonado para optimizar aún más las simulaciones.

AGRADECIMIENTOS

Se agradece el apoyo del programa de doctorado BECAS CHILE 2020-72210273 de la Agencia Nacional de Investigación y Desarrollo de Chile, a la Vicerrectoría de Investigación Desarrollo e Innovación de la Universidad de Santiago de Chile y a la financiación de la Universidad Politécnica de Madrid a través del proyecto REM20431JSE.

REFERENCIAS

- [1] C. Miehe, F. Welschinger, and M. Hofacker. Thermodynamically consistent phase-field models of fracture: Variational principles and multi-field implementations. *Int. J. Numer. Meth. Eng.*, 83(10):1273–1311, 2010.
- [2] L. De Lorenzis, A. McBride, and B. Reddy. Phase-field modelling of fracture in single crystal plasticity: Phase-field modelling of fracture in single crystal plasticity. *Gamm Mitt*, 39:7–34, 06 2016.
- [3] S Lucarini, M V Upadhyay, and J Segurado. FFT based approaches in micromechanics: fundamentals, methods and applications. *Model. Simul. Mater. Sci. Eng.*, 30(2):023002, 2021.
- [4] Y. Chen, D. Vasiukov, L. Gélébart, and C. Park. A FFT solver for variational phase-field modeling of brittle fracture. *Comput. Methods Appl. Mech. Eng.*, 349:167–190, 2019.
- [5] C. Tome, G.R. Canova, U.F. Kocks, N. Christodoulou, and J.J. Jonas. The relation between macroscopic and microscopic strain hardening in f.c.c. polycrystals. *Acta Metallurgica*, 32(10):1637–1653, 1984.
- [6] M. Ambati, T. Gerasimov, and L. De Lorenzis. A review on phase-field models of brittle fracture and a new fast hybrid formulation. *Comput Mech*, 55:383–405, 2015.
- [7] M. Magri, S. Lucarini, G. Lemoine, L. Adam, and J. Segurado. An FFT framework for simulating non-local ductile failure in heterogeneous materials. *Comput. Methods Appl. Mech. Eng.*, 380:113759, 2021.
- [8] A. Cruzado, B. Gan, M. Jiménez, D. Barba, K. Ostolaza, A. Linaza, J.M. Molina-Aldareguia, J. Llorca, and J. Segurado. Multiscale modeling of the mechanical behavior of in718 superalloy based on micropillar compression and computational homogenization. *Acta Materialia*, 98:242–253, 2015.

UN MODELO INTEGRAL PARA DESCRIBIR LA INFLUENCIA DE LA FRECUENCIA DE ENSAYO SOBRE LOS RESULTADOS DE FATIGA

A. Fernández Canteli¹, E. Castillo E.², S. Blasón³, G. Khatibi⁴, B. Czerny⁴, M. Zareghomsheh⁴

¹Dpto. Construcción e Ingeniería de Fabricación, Universidad de Oviedo

²Real Academia de Ingeniería y Real Academia de Ciencias de España

³BAM, Berlin, Alemania

⁴Technische Universität Wien, Austria

* Persona de contacto: afc@uniovi.es

RESUMEN

La influencia de la frecuencia se analiza como un efecto de endurecimiento viscoelástico del material que conduce simultáneamente a una reducción de los valores nominales de la tensión máxima, σ_M , y de la relación de tensiones, R, aplicados durante el ensayo para frecuencias crecientes. Esto permite la reducción del modelo σ_M -R-f-N, en el que la tensión máxima es la variable primaria de referencia mientras la relación de tensión, R, y la frecuencia, f, son las variables secundarias, al modelo probabilístico tridimensional σ_M -R-N, recientemente desarrollado. Los pares σ_M -R nominales aplicados en el ensayo se transforman en pares σ_M -R efectivos que pueden evaluarse como pertenecientes a una única muestra con independencia de la frecuencia del ensayo y de la relación de tensiones. Además, el modelo define una variable normalizada V, que representa una medida del daño acumulado cuando se somete la probeta a una historia de carga variable permitiendo estimar la evolución de la probabilidad de fallo en función de la carga aplicada. El modelo se valida mediante su aplicación a un amplio programa experimental de fatiga realizado sobre alambres de aleación de aluminio de alta pureza, Al_H11, empleados en la interfaz de transistores bipolares de puerta aislada (IGBT) bajo tres frecuencias diferentes (2, 20 y 200 Hz).

PALABRAS CLAVE: Campo S-N probabilístico; Efecto de frecuencia; Tensión y relación de tensiones efectivas; Módulo E_f efectivo

ABSTRACT

The influence of the frequency is analyzed as a viscoelastic hardening effect of the material that leads simultaneously to a reduction of the nominal values of the maximum stress, σ_M , and the stress ratio, R, applied during the test for increasing frequency. In this way, the σ_M -R-f-N model, in which the maximum voltage is the primary reference variable while the stress ratio, R, and the frequency, f, are the secondary variables, is reduced to the three-dimensional probabilistic σ_M -RN model, recently developed. The nominal σ_M -R pairs applied during the test are transformed into effective σ_M -R pairs that can be evaluated as pertaining to a single sample regardless of the test frequency and stress ratio. In addition, the model defines a normalized variable V which represents a measure of the accumulated damage when the specimen is subjected to a variable load history, allowing the evolution of the probability of failure to be estimated as a function of the applied load. The model is validated when applied to a wide experimental fatigue program carried out on high purity aluminum alloy wires, Al_H11, used in the interface of insulated gate bipolar transistors (IGBT) under three different frequencies (2, 20 and 200 Hz).

KEYWORDS: S-N probabilistic field; Frequency effect; Effective stress and stress ratio, R; Effective E_f -modul

INTRODUCCIÓN

El actual dimensionamiento a fatiga de componentes electrónicos y aeronáuticos, máquinas rotativas como turbinas, material ferroviario y de otros componentes y máquinas en muchos campos de la ingeniería, exige una caracterización objetiva y consistente del material para garantizar un diseño fiable y económico. Ello implica

ensayos costosos de larga duración, cuyo coste se intenta minimizar mediante la utilización de máquinas que trabajan a frecuencias medias y altas, desde 100 a 1000 Hz [1], y ultrasónicas [2,3]. Esto plantea un conflicto de intereses. Por un lado, se trata de reducir al máximo el tiempo del ensayo, mientras que por, otro, se pretende

garantizar que los ensayos realizados tengan una interpretación inmediata en el diseño de componentes sometidos a frecuencia considerablemente más bajas

Freudenthal y Gumbel indican en [4] que la influencia de la frecuencia en los resultados de la vida en fatiga se debe al "comportamiento inelástico" de las probetas bajo carga cíclica. Aunque estos autores suponen que el rendimiento de fatiga de los metales estructurales no se ve afectado dentro del rango de frecuencia de las máquinas de fatiga convencionales, puede esperarse un cierto efecto de frecuencia tanto a frecuencias relativamente altas como muy bajas. La incorporación imparables de las máquinas de media, alta y muy alta frecuencia [1] y ultrasónicas [2,3] en la caracterización a fatiga permite realizar ensayos en el dominio de fatiga de altísimo número de ciclos, VHCF, que resultarían inasumibles a bajas frecuencias, pero, como contrapartida, exige tener en cuenta la indiscutible influencia de la frecuencia del ensayo. A su vez, Guennec et al [5] justifican el efecto de frecuencias habituales menores de 150 Hz en fatiga como el de la velocidad de deformación sobre la tensión de fluencia. Además, lo relacionan con microplasticidad debido a un cambio en la relación tensión-deformación con disminución de la energía de histéresis para frecuencias crecientes.

El presente trabajo se entiende como una propuesta preliminar para el análisis de la influencia de la frecuencia sobre los resultados de fatiga. Con él, se aporta un primer paso en la deducción de un modelo más general que posibilite la conversión de los resultados de fatiga del campo S-N obtenido bajo frecuencias altas o ultrasónicas en sus valores equivalentes para una frecuencia estándar de referencia. Esto garantiza la caracterización del material en estudio bajo un criterio único y fiable y, por tanto, su aplicación en el diseño de componentes bajo condiciones de servicio reales cumpliendo los criterios de integridad estructural.

EL MODELO APLICADO

El modelo σ_M -R-f-N propuesto, expuesto detalladamente en [6], implica una aproximación general que comprende la consideración de una función de conversión de las variables nominales del ensayo en variables efectivas para la frecuencia de ensayo, a saber, la tensión máxima, σ_M , y la relación de tensiones, R. Se entiende por variables efectivas las que definen las condiciones reales de deformación a las que está expuesto el material bajo las condiciones particulares de frecuencia en el ensayo. La adopción de un modelo viscoelástico en la caracterización del material bajo carga cíclica en control de carga justifica el procedimiento anterior. De este modo, la evaluación de los resultados obtenidos para diferentes frecuencias, que corresponden a un modelo

previo tetradimensional σ_M -R-f-N, se reduce al problema tridimensional σ_M -R-N, resoluble con el modelo analítico propuesto en [7]:

$$p = 1 - \exp \left\{ - \left[\frac{(\log \frac{N}{N_0} - \frac{\alpha R}{1-R}) (\frac{\sigma_M}{\sigma_{M0}} - 1) - (\gamma + \frac{\lambda}{1-R})}{\delta / (1-R)} \right]^\beta \right\} \quad (1)$$

MODELIZACIÓN DEL EFECTO DE LA FRECUENCIA

A continuación, se presentan las ideas y fórmulas básicas utilizadas para reproducir el efecto de la frecuencia sobre los resultados de fatiga. La influencia de la frecuencia sobre la fatiga se supone que se manifiesta en la variación de la magnitud del módulo complejo de relajación, o módulo efectivo, E_{ef} . La observación es consistente con la experiencia experimental de que una velocidad creciente en una prueba de carga monotónica influye aumentando el módulo aparente de elasticidad.

Cuanto mayor es la velocidad de carga en el ensayo, más rígido se comporta el material o, equivalentemente, cuanto mayor es la frecuencia en el ensayo, mayor resulta ser el módulo de elasticidad efectivo, E_{ef} . Para una frecuencia muy baja, el módulo efectivo tiende al módulo elástico del material, E_0 , mientras que para frecuencias muy altas, el módulo tiende asintóticamente a E_∞ .

Saucedo et al [8], proponen un modelo basado en una fdd triparamétrica de Weibull para analizar la influencia de la frecuencia y la relación de tensiones en la vida a fatiga del hormigón, tanto en masa como reforzado con fibras, que demuestra la reducción de las tensiones efectivas debido al aumento de las frecuencias.

Todo esto está de acuerdo con un símil viscoelástico del material, en el sentido de que, para valores crecientes de la frecuencia, la magnitud del módulo de relajación del material crece de forma sigmoidal y llega a alcanzar un valor asintótico. Bajo la condición de ensayo en control de carga, esto implica que la deformación máxima inducida en un ciclo de carga disminuye a medida que la frecuencia aumenta, ver Figura 1. Dado que la deformación es el mecanismo determinante en el proceso de fatiga, y suponiendo que el módulo elástico define la tensión efectiva a partir de la deformación real en el ensayo, esto supone que actúa una tensión efectiva menor que la nominal e inversamente proporcional al factor $a_f = E_{ef}/E_0$, donde E_{ef} es el módulo efectivo que se define más abajo. Por lo tanto, un aumento de la frecuencia se traduce en un desplazamiento de las curvas S-N hacia la derecha.

De acuerdo con lo anterior, podemos normalizar el módulo efectivo y puesto que ello implica la transformación al rango [0,1] podemos aceptar su representación como una función de Weibull para el logaritmo de la frecuencia, en los términos siguientes:

$$\bar{E} = \frac{E_{ef} - E_0}{E_{\infty} - E_0} = 1 - \exp \left[- \left(\frac{\log (f / f_0)}{\delta_f} \right)^{\beta_f} \right] \quad (2)$$

donde $f()$ es una frecuencia de referencia y $\log f_0$, δ_f y β_f son, respectivamente, los parámetros de Weibull adimensionales de localización, escala y forma. Como se observa, se considera que existe un cierto valor límite, o parámetro de localización, por debajo del cual el efecto de la frecuencia es imperceptible.

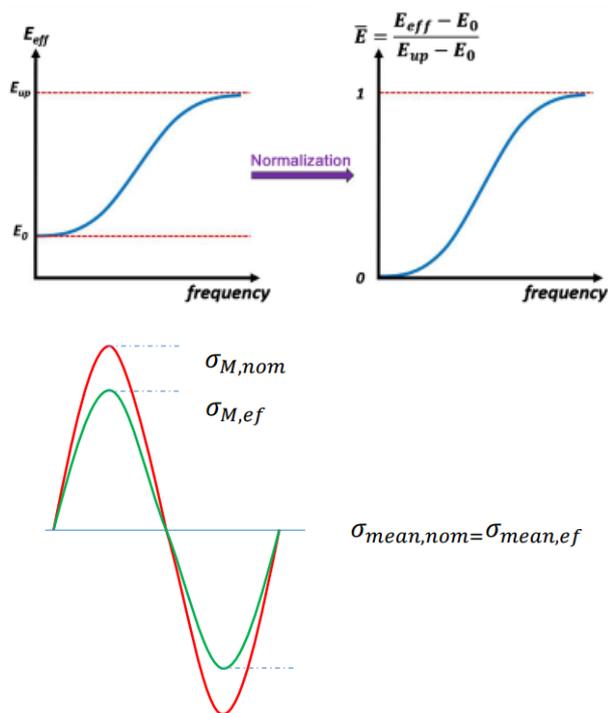


Fig. 1: (arriba) Ilustración esquemática de la dependencia del módulo efectivo en función de la frecuencia y su normalización como fdd y (abajo) conversión de tensiones nominales en efectivas

Despejando E_{ef} se obtiene:

$$E_{ef} = E_0 + \left\{ 1 - \exp \left[- \left(\frac{\log (f / f_0)}{\delta_f} \right)^{\beta_f} \right] \right\} (E_{\infty} - E_0) \quad (3)$$

y tras definir a_{ef} como:

$$a_{ef} = \frac{E_0}{E_{ef}} \leq 1 \quad (4)$$

resulta, junto con (2):

$$a_{ef} = \frac{1}{1 + \left\{ 1 - \exp \left[- \left(\frac{\log (f / f_0)}{\delta_f} \right)^{\beta_f} \right] \right\} (E_{ratio} - 1)} \quad (5)$$

donde

$$E_{ratio} = \frac{E_{\infty}}{E_0} \geq 1 \quad (6)$$

De acuerdo con lo anterior, el valor de σ_M y de la amplitud de tensiones resultan afectadas por el valor de a_{ef} , mientras que la tensión media permanece constante como consecuencia del procedimiento de aplicación de las cargas en la máquina de ensayo, que consiste en incrementar la amplitud de tensión manteniendo la tensión media durante el ensayo. De ahí resultan las expresiones de $\sigma_{M,ef}$, en función de a_{ef} y de los valores nominales $\sigma_{M,nom}$, R_{nom} , y de R_{ef} , en función de a_{ef} y del valor nominal R_{nom} :

$$\begin{aligned} \sigma_{M,ef} &= \sigma_{mean,ef} + \sigma_{a,ef} = \sigma_{mean,nom} + a_{ef} \sigma_{a,nom} \\ &= \frac{\sigma_{M,nom} + \sigma_{m,nom}}{2} + a_{ef} \frac{\sigma_{M,nom} - \sigma_{m,nom}}{2} \\ &= \frac{(1 + a_{ef}) \sigma_{M,nom} + (1 - a_{ef}) \sigma_{m,nom}}{2} \\ &= \frac{[(1 + a_{ef}) + (1 - a_{ef}) R_{nom}] \sigma_{M,nom}}{2} \end{aligned} \quad (7)$$

y

$$\begin{aligned} R_{ef} &= \frac{\sigma_{m,ef}}{\sigma_{M,ef}} = \frac{\sigma_{mean,nom} - \sigma_{a,ref}}{\sigma_{mean,nom} + \sigma_{a,ref}} \\ &= \frac{\sigma_{mean,nom} - a_{ef} \sigma_{a,nom}}{\sigma_{mean,nom} + a_{ef} \sigma_{a,nom}} \\ &= \frac{(1 - a_{ef}) + (1 + a_{ef}) R_{nom}}{(1 + a_{ef}) + (1 - a_{ef}) R_{nom}} \end{aligned} \quad (8)$$

Esto significa que la influencia de la frecuencia sobre los resultados de fatiga equivale a una sustitución de los valores nominales de la tensión máxima σ_M y de la relación de tensiones R en el ensayo, por sus homónimos efectivos que pueden ser evaluados con el modelo tridimensional σ_M - R - N , propuesto en [7]. Dado que en este modelo se propugna un único límite de fatiga, independientemente del valor de R , el resultado anterior indica que la frecuencia no afecta al límite de fatiga del campo S - N , con lo cual la determinación de la curva $E = E(f)$ sería asequible.

ESTIMACIÓN DE LOS PARÁMETROS DEL MODELO

Para estimar los diez parámetros del modelo α , N_0 , σ_{M0} , γ , δ_f , f_0 , β_f , λ , δ y β se aplicó un método en dos etapas. En la primera, los siete parámetros deterministas $\{N_0, \sigma_{M0}, \alpha, \gamma, f_0, \delta_f, \beta_f\}$ se estiman aplicando un modelo de regresión basado en mínimos cuadrados que minimiza la suma de los términos del

error, las diferencias entre los valores observados, σ_{Mf_1} y aquéllos, dados por las curvas de regresión de la expresión que corresponde al valor medio de V , es decir $\bar{V} = \gamma \Gamma \left(1 + \frac{1}{K} \right)$, ver [6]. Esto supone la solución del siguiente problema de optimización:

$$\underset{N_0, \sigma_{M0}, \alpha, \delta_f, \gamma, f_0, \beta_f, \bar{V}}{\text{minimizar}} Z = \sum_{i=1}^n \left[\sigma_{Mef_i} - \sigma_{M0} \left(1 + \frac{\gamma(1-R_{ef_i}) + \bar{V}}{\left(\log \frac{N_i}{N_0} - \alpha_{1-R_{ef_i}} \right) (1-R_{ef_i})} \right) \right]^2 \quad (9)$$

donde σ_{Mef_i} y R_{ef_i} dependen de f_0 , δ_f y β_f , sujeto a

$$N_i \geq N_0 \exp \left(\frac{\alpha R_{ef_i}}{1-R_{ef_i}} \right); N_0, \alpha, \gamma \geq 0; \sigma_{Mef_i} \geq 0 \quad (10)$$

donde n es el tamaño de la muestra.

En la segunda etapa, manteniendo \bar{V} constante, se obtienen los parámetros aleatorios $\{\lambda, \delta, \beta\}$ mediante máxima verosimilitud restringida según el siguiente problema de minimización implementado en Matlab, mediante la función “fmincom”:

$$\underset{\delta, \beta, W}{\text{minimizar}} Z = \sum_{i=1}^n (-\log \beta + \log \delta + W_i^\beta - (\beta - 1) \log W_i) \quad (11)$$

sujeto a $\beta \geq 0$, donde la expresión entre paréntesis anterior es verosimilitud logarítmica y

$$W_i = \frac{v_i - \lambda}{\delta}; i = 1, 2, \dots, n \quad (12)$$

Esta restricción garantiza que las curvas de regresión estimadas no se modifican y que se evita asimismo sobreajuste.

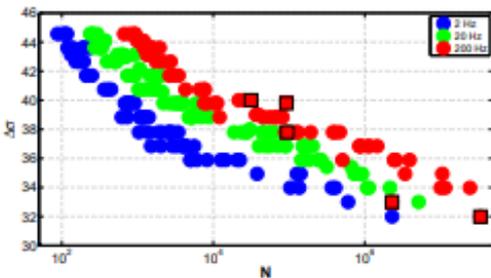


Figura 4. Resultados experimentales obtenidos en el programa experimental con alambres de Al-H11. Los valores atípicos se representan por símbolos cuadrados.

EJEMPLO DE APLICACIÓN

Con el fin de demostrar la utilidad del modelo en la evaluación de campañas experimentales realizadas a diferente frecuencia, se consideran los resultados de fatiga obtenidos con alambres de aluminio de gran pureza del tipo Al-H11, en condiciones de suministro, de 400 μm de diámetro con una longitud libre de 10 mm fabricado por Heraeus y ensayados bajo tres frecuencias diferentes (2, 20 y 200 Hz). Los ensayos se realizaron en

una máquina TA ElectroForce DMA 3200 con una capacidad de 500 N y rango de frecuencias entre 10e-5 y 300 Hz y rango de desplazamiento de ± 6 mm bajo control de carga de tracción para una relación de tensiones $R \approx 0.1$. Los resultados experimentales obtenidos en los ensayos se muestran en la Fig. 4, que revela la presencia de algunos valores atípicos (outliers) como símbolos cuadrados que representan un 2% del total de los 243 datos obtenidos, por lo que no han sido considerados en la evaluación del modelo. La estimación de los parámetros del modelo, recogidos en la Tabla 4, se lleva a cabo de acuerdo con el método de dos etapas descrito arriba.

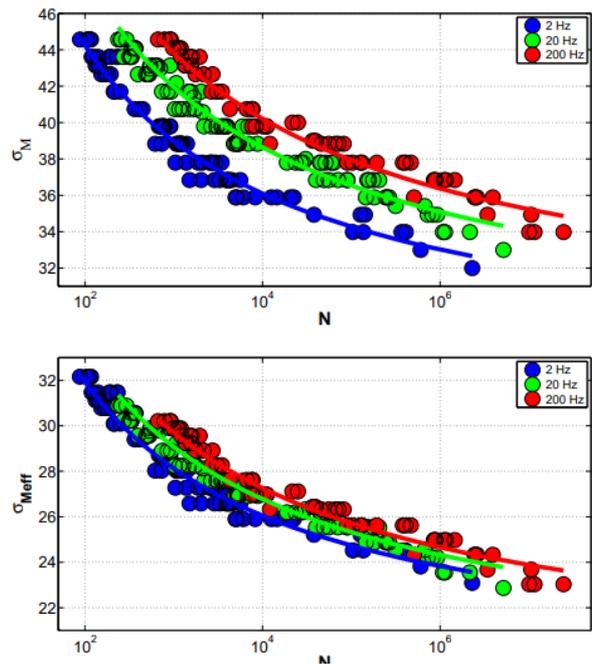


Figura 5. Resultados experimentales y curvas de regresión de los campos σ_M -N (arriba) y σ_{Meff} -N (abajo) para las tres frecuencias $f=2, 20$ y 200 Hz mediante ajuste de mínimos cuadrados.

Tabla 4. Parámetros del modelo estimados

σ_{M0}	N_0	α	γ	f_0
18.92	0.347	0.143	0.104	1.56×10^{-5}
β_f	δ_f	δ	λ	β
2.63	11.8	0.76	1.59	6.66

El ajuste de la variable normalizada V , dada por la ecuación siguiente:

$$V(N; \sigma_M, R) = (1 - R) \left[\left(\log \frac{N}{N_0} - \frac{\alpha R}{1-R} \right) \left(\frac{\sigma_M}{\sigma_{M0}} - 1 \right) - \gamma \right] \quad (13)$$

incluye las tres frecuencias, ver Figura 6, en la que los resultados muestran una cierta tendencia a una asíntota vertical, lo que confirma la pertenencia a una distribución de Weibull con parámetro de forma $\beta = 6.66$, que se aproxima a la solución de Gumbel.

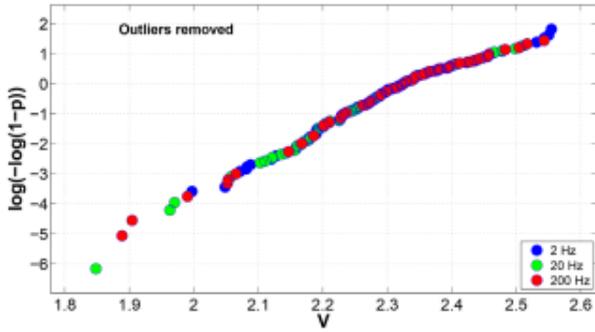


Figura 6. Representación de los resultados de V en papel probabilístico de Gumbel para las tres frecuencias

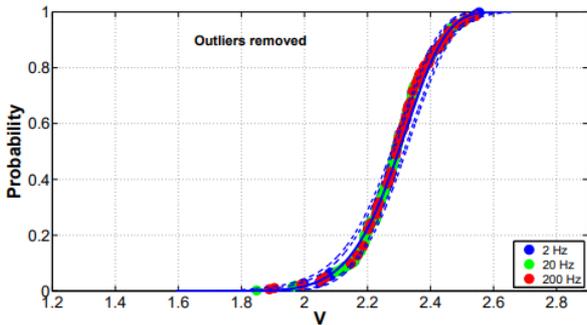


Figura 7: Bandas de probabilidad de Weibull para los estadísticos de orden de la muestra

En la Figura 7 se representa la fdd empírica de todos los datos juntamente con los percentiles $p=0.01, 0.05, 0.50, 0.95$ and 0.99 de los estadísticos de orden de Weibull que confirman, una vez más, que la pertenencia a esta distribución es una opción razonable.

Los campos S-N para las diferentes frecuencias ($f=2\text{Hz}$ en azul, $f=20\text{ Hz}$ en verde y $f=200\text{ Hz}$ en rojo) con los percentiles $p=0.01, 0.05, 0.50, 0.95$ and 0.99 se exponen en la Figura 8. Se deduce que los datos demuestran un buen ajuste y confirman la bondad del modelo propuesto. Por último, la función sigmoideal estimada, $E_{ef}^* - \log f$, se representa en la Figura 9.

Se puede concluir, al menos en el presente ejemplo, que comprende un alto número de resultados experimentales de fatiga para tres frecuencias, que el modelo se comporta adecuadamente como sería deseable. En un futuro se plantean algunas mejoras relativas, como posib les modificaciones de escala en el módulo efectivo, junto con otras consideraciones sobre la variabilidad del modelo.

CONCLUSIONES

Las conclusiones más relevantes de este trabajo son:

- Se presenta un nuevo método para considerar el efecto de frecuencia sobre los resultados de fatiga de materiales

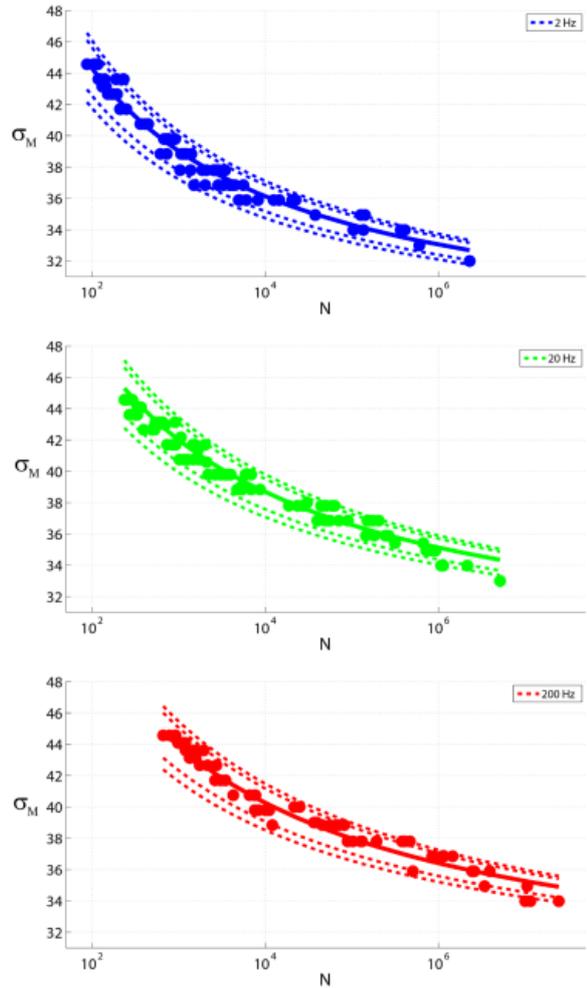


Figura 8. Curvas percentiles $p=0.01, 0.05, 0.50, 0.95, 0.99$ de las curvas de regresión de σ_M frente a N para las tres frecuencias $f=2, 20$ y 200 Hz , respectivamente.

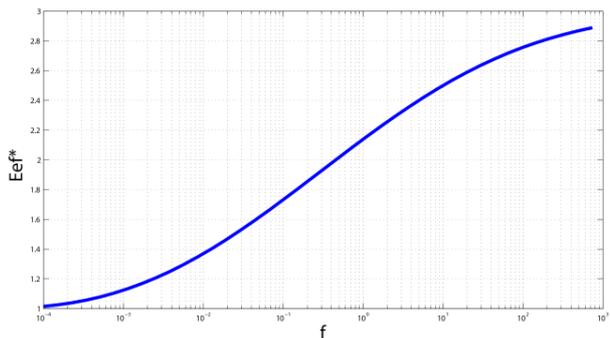


Figura 9. Representación de la función E_{ef}^*-f resultante.

cuando se consideran la tensión máxima, σ_M , y la relación de tensión R como variables.

- El trabajo demuestra que el efecto de frecuencia en una muestra es equivalente a un efecto concurrente que implica la reconversión de los valores nominales en valores efectivos del par σ_M-R de cada ensayo en función de la frecuencia.

- La estimación de los parámetros del modelo se lleva a cabo en dos etapas de acuerdo con dos grupos de parámetros. En la primera se estiman los parámetros que definen el modelo determinista mediante regresión de mínimos cuadrados, mientras que en la segunda se calculan los que describen la aleatoriedad del modelo mediante el método de máxima verosimilitud restringida. La aplicación a ambas clases es independiente para evitar el sobreajuste.

- Debido al carácter integrador del modelo, al normalizar y evaluar todos los resultados conjuntamente como pertenecientes a una única muestra, independientemente de la frecuencia de ensayo, se reduce el tamaño de la muestra ensayada a cada frecuencia y se incrementa la fiabilidad en la estimación de los parámetros.

- El modelo define una variable normalizada V que permite calcular la contribución de cada ciclo al daño total en función del valor de σ_M , de la relación de tensiones R y de la frecuencia. La variable V está asociada a la probabilidad de alcanzar el daño total para cualquier historia de carga variable aplicada.

La aplicación del modelo a los resultados de una extensa campaña experimental, realizada con probetas de alambre de aleación de aluminio alambres de aleación de aluminio de alta pureza, Al_H11, bajo tres frecuencias $f=2, 20$ y 200 Hz, es satisfactoria.

AGRADECIMIENTOS

G. Khatibi, B. Czerny y M. Zareghomsheh agradecen la ayuda económica del Bundesministerium für Digitalisierung und Wirtschaftsstandort, y de la Nationalstiftung für Forschung, Technologie und Entwicklung (FTE) de la República de Austria en el programa experimental desarrollado en este trabajo.

REFERENCIAS

- [1] M. Berchtold, I. Klopfer, Fatigue testing at 1000 Hz testing frequency. *Procedia Struct Integrity* (2019) 18: 532-537.
- [2] S. Stanzl-Tschegg, Very high cycle fatigue measuring techniques. *Int J Fatigue* (2014) 60: 2–17.
- [3] S. Stanzl-Tschegg, Fracture mechanisms and fracture mechanics at ultrasonic frequencies. *Fat Fract Eng Mater Struct* (1999) 22: 267–279.
- [4] A.M. Freudenthal, E.J. Gumbel, Physical and statistical aspects of fatigue. In: Dryden HL, von Kármán Th, Kuerti G, editors. In: *Advances in applied mechanics*, New York: Academic Press: 117–158, 1956.
- [5] B. Guennec, A. Ueno, T. Sakai, M. Takanashi, Y. Itabashi, Effect of the loading frequency on fatigue properties of JIS S15C low carbon steel and some discussions based on micro-plasticity behaviour. *Int. J. of Fatigue* (2014) 66: 29-38.
- [6] E. Castillo, A. Fernández-Canteli., S. Blasón, G. Khatibi, B. Czerny, M. Zareghomsheh, Step-by-step building of a four dimensional fatigue compatible regression model including, *Open J of Statistics* (2021) 11: 1072-1096.
- [7] L. Saucedo, R.C. Yu, A. Medeiros, X Zhang, G. Ruiz, A probabilistic fatigue model based on the initial distribution to consider frequency effect in plain and fiber reinforced concrete. *Journal of Fatigue* (2013) 48: 308-318.
- [8] E. Castillo, A. Fernández-Canteli. A compatible regression Weibull model for the description of the three dimensional fatigue S-N-R field as a basis for cumulative damage approach. *Int J Fatigue* (2021).

UN MODELO GENERAL σ_M -R-N QUE INCLUYE EL EFECTO DE LA RELACIÓN DE TENSIONES

E. Castillo E.¹, A. Fernández Canteli²

¹Real Academia de Ingeniería y Real Academia de Ciencias de España

²Dpto. Construcción e Ingeniería de Fabricación, Universidad de Oviedo

* Persona de contacto: afc@uniovi.es

RESUMEN

Dos nuevos paradigmas permiten el desarrollo de un modelo probabilístico general S-N que incluye el efecto de la relación de tensiones, R, sobre los resultados de fatiga. El primero es el reconocimiento de la tensión máxima σ_M como la variable de referencia que gobierna el mecanismo de crecimiento de grieta por fatiga y que, por tanto, define el umbral de la condición de iniciación. Esto propicia la consideración de σ_M como la variable primaria a la que se refieren las vidas en fatiga, mientras que R actuaría como la variable secundaria. El segundo propugna, de acuerdo con lo anterior, la unicidad del límite de fatiga independientemente de R. Junto a esos dos principios, la condición de compatibilidad cruzada entre ambas distribuciones $F(N; \sigma_M, R)$ y $F(\sigma_M; N, R)$, permite establecer una ecuación funcional cuya solución proporciona la solución analítica tridimensional del campo σ_M -N-R caracterizado por el límite de fatiga único. La evaluación conjunta de todos los resultados, independientemente del valor R, reduce el número de parámetros intervinientes y garantiza una mayor fiabilidad en la evaluación del modelo S-N. La variable de normalización, V, representa un estado de daño acumulado y, como tal, permite predecir el fallo de componentes por fatiga bajo carga variable. La aplicación del nuevo modelo a los resultados de una campaña experimental de fatiga realizada sobre un acero P355NL1 certifica su validez.

PALABRAS CLAVE: Campo σ_M -N-R tridimensional; Validación experimental; Variable de daño acumulado

ABSTRACT

Two new paradigms allow the development of a general probabilistic S-N model that includes the effect of the stress ratio, R, on the fatigue results. The first one is the recognition of the maximum stress σ_M as the reference variable that governs the fatigue crack growth mechanism and, therefore, defines the threshold of the initiation condition. This favours the consideration of σ_M as the primary variable to which fatigue lives are referred to while R would act as the secondary variable. The second advocates, in accordance with the above, the uniqueness of the fatigue limit regardless of R. Together with these two principles, the cross-compatibility condition between both distributions $F(N; \sigma_M, R)$ and $F(\sigma_M; N, R)$, allows a functional equation to be established whose solution provides the three-dimensional analytical solution of the σ_M -N-R field characterized by the common fatigue limit. The joint evaluation of all the results, regardless of the R value, reduces the number of intervening parameters and ensures greater reliability in the evaluation of the S-N model. The normalization variable, V, represents a state of accumulated damage and, as such, allows the failure of components due to fatigue under variable load to be predicted. The application of the new model to the results of an experimental fatigue campaign carried out on a P355NL1 steel confirms its validity.

KEYWORDS: Three-dimensional σ_M -N-R field; Experimental validation; Damage accumulation variable

INTRODUCCIÓN

La correcta y completa caracterización a fatiga de un material bajo condiciones de carga constante exige la consideración de tres variables para su posterior uso en el modelo basado en tensiones: una variable independiente primaria, como magnitud tensional de referencia, una variable independiente secundaria o nivel de tensión y, finalmente, el número de ciclos hasta la rotura, N, como variable dependiente obtenida del ensayo. De las siete variables utilizadas en fatiga, según el modelo [1], a saber, tensión máxima, σ_M , tensión

mínima, σ_m , rango de tensión, $\Delta\sigma$, amplitud de tensión σ_a , relación de tensiones, $R = \sigma_m/\sigma_M$, y tensión media, $\sigma_{media} = (\sigma_m + \sigma_M)/2$, sólo dos cualesquiera de ellas son independientes, aunque, como se verá, existen razones fundadas para considerar σ_M y R como las variables idóneas de referencia.

La mayoría de los modelos, utilizados en el diseño estructural para definir el campo S-N, están referidos a una variable tensional primaria, generalmente $\Delta\sigma$ o σ_a , para un valor fijo del nivel de tensión $R = \sigma_m/\sigma_M$, habitualmente -1 o ≈ 0 . Sólo en casos de determinados

materiales, como hormigón, resulta habitual la referencia a σ_M , que puede ser entendida como un caso particular de referencia a $\Delta\sigma$ para $R=0$.

En el diseño práctico de daño acumulado en componentes bajo carga variable, los rangos o amplitudes de tensión en los ciclos de carga para otros valores de R diferentes, se transforman, mediante la aplicación de una regla empírica, en rangos o amplitudes de tensión equivalentes, que conducen hipotéticamente, al mismo número de ciclos hasta la rotura que bajo las condiciones reales de carga. Ello permite utilizar solo un campo S-N para diferentes valores de R [2]. A pesar de su amplio reconocimiento y aplicación, estas propuestas empíricas solo se basan en su simplicidad y en la posible calidad de los ajustes en aplicaciones a materiales concretos sin mayor justificación, por lo que su generalización queda en entredicho. La consideración de $\Delta\sigma$ o σ_a , como única variable de referencia, fue la tónica general desde los primeros estudios de fatiga por parte de Wöhler en 1870 [3] hasta la precoz consideración del nivel de tensión por parte de Manson y Coffin a mediados del siglo XX [4,5].

El objetivo de este trabajo es la deducción de un modelo tridimensional probabilístico del campo S-N, en el que la vida a fatiga, es decir, el número de ciclos, N , esté referida a σ_M , como variable primaria y a R como variable secundaria.

JUSTIFICANDO UN NUEVO CONCEPTO DE CAMPO S-N

En la representación de las curvas de velocidad de crecimiento de grieta, se puede observar una tendencia creciente a tomar el FIT máximo, K_M , como variable de referencia en lugar de ΔK , ante la posible independencia del valor umbral del FIT, K_{th} , con respecto a la relación de tensiones, R . La correspondencia entre K_{th} , como frontera entre grietas propagantes y no propagantes, y el límite de endurancia, σ_{M0} , en el campo S-N, ver [6], induce a considerar el par σ_M - R , como variables primaria y secundaria, respectivamente, en base a los siguientes argumentos:

- Paradójicamente, se observa que el campo $\Delta\sigma$ - N sigue dependiendo de R , a pesar de que $\Delta\sigma$ se define previamente como $\Delta\sigma = \sigma_M - \sigma_m = (1-R)\sigma_M$, es decir como una función de R , lo que sugiere que la elección de esta variable como referencia primaria en el proceso de fatiga es inadecuada. Como se comprueba a nivel físico o experimental, mientras σ_M actúa como una variable “independiente” en las condiciones de control de máquina de un ensayo, la definición de $\Delta\sigma$ como variable está necesariamente vinculada a la definición de R .

- A pesar de la aparente equivalencia en la caracterización a fatiga mediante los pares $\Delta\sigma$ - N y σ_M - N en la posible definición tridimensional del campo S-N, se deduce la prioridad a favor del segundo. El fenómeno de localización de deformaciones cíclicas en bandas de deslizamientos persistentes y la formación de

extrusiones, intrusiones y microgrietas se pueden atribuir en primer grado como dependientes del valor absoluto de la tensión y solo secundariamente de su valor mínimo, es decir de R [7,8]. Ello se justifica en la definición del umbral de iniciación, es decir, del límite de endurancia (límite de fatiga para $N \rightarrow \infty$) asociado al criterio de grieta propagante desde una consideración probabilística basada en los mecanismos micromecánicos de fatiga. De acuerdo con ello, se puede admitir la unicidad del límite de endurancia, σ_{M0} , en el campo σ_M - N para R constante, solo dependiente del acabado superficial, pero independiente de R , así como la nulidad del límite de fatiga, $\Delta\sigma_0=0$, en el campo $\Delta\sigma$ - N para σ_M constante, lo que supone una trascendente reducción del número de parámetros implicados en la definición del modelo σ_M - R - N , con respecto al planteamiento general presentado en [9,10].

- Aparte de las razones aducidas anteriormente, la adopción del par σ_M - R en el diseño práctico conlleva otras ventajas evidentes, tales como: a) Mantenimiento de la secuencia en la evaluación del daño acumulado y predicción de vida lo que permite calcular el incremento de daño tras cada ciclo aplicado teniendo en cuenta el nivel de tensión; b) Preservación de secuencia y simultaneidad de las historias de tensiones normales y tangenciales en el caso de fatiga multiaxial, contrariamente a lo que ocurre cuando los espectros de $\Delta\sigma$ y $\Delta\tau$ se tienen que definir mediante un método de conteo, como el “rain-flaw”; c) Aportación de una solución, al menos parcial, en el caso de cargas con variación cíclica de la tensión media, mientras el rango de tensión permanece por debajo del límite de fatiga y d) Mejor visibilidad de la representación visual del campo S-N, representado como curvas $N=N(\Delta\sigma;R)$, que en el caso de valores negativos de R es confusa, debido a la desproporción entre el notable aumento de los valores de $\Delta\sigma$ resultantes y la pequeña influencia que ejerce el valor de R en la posición de las curvas.

La discusión anterior demuestra la necesidad y conveniencia de derivar un nuevo modelo general de fatiga del campo de Wöhler, referido a σ_M y $R = \sigma_m / \sigma_M$.

IDENTIFICACIÓN DE MODELOS BIDIMENSIONALES COMPATIBLES

La trascendencia de la satisfacción de las condiciones implícitas en la derivación de modelos de fatiga, en particular, de la compatibilidad, ha sido tratada repetidamente por los autores, [1], ver Fig. 1 y que se resume en la igualdad:

$$F_{\Delta}(\Delta\sigma|N) = F_N(N|\Delta\sigma) \quad (1)$$

según la cual, la fdd de $\Delta\sigma$ para N dado tiene que coincidir con la fdd de N para $\Delta\sigma$ dado.

El campo de variación de las curvas S-N debe cumplir esta exigente condición para que el modelo de fatiga sea válido.

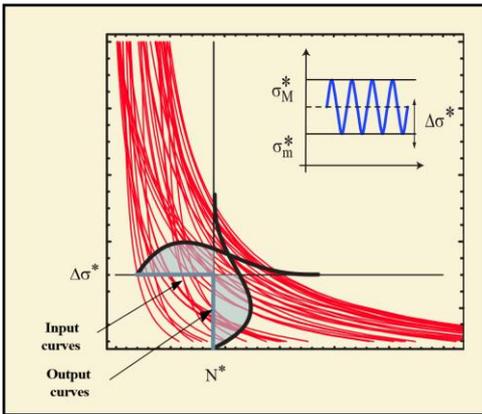


Figura 1. Compatibilidad en el campo $\Delta\sigma^*-N^*$. De [10].

Suponiendo que las variables aleatorias implicadas en la definición del comportamiento de fatiga pertenecen a la misma familia de distribuciones estadísticas, tales como la de valores extremos (Weibull, Gumbel, Fréchet), u otra cualquiera que satisfaga las condiciones de localización y escala [1], la condición de compatibilidad se expresa como:

$$H\left(\frac{\Delta\sigma-\lambda_1(N)}{\delta_1(N)}\right) = H\left(\frac{N-\lambda_2(\Delta\sigma)}{\delta_2(\Delta\sigma)}\right) \quad (2)$$

donde, si se supone que H es estrictamente creciente, resulta:

$$\frac{\Delta\sigma-\lambda_1(N)}{\delta_1(N)} = \frac{N-\lambda_2(\Delta\sigma)}{\delta_2(\Delta\sigma)} \quad (3)$$

La igualdad (3) representa una ecuación funcional con cuatro variables $\lambda_1(N)$, $\delta_1(N)$, $\lambda_2(\Delta\sigma)$, $\delta_2(\Delta\sigma)$.

Por las razones expuestas en [1], únicamente la solución dada por:

$$H(\Delta\sigma; N) = \frac{(N-B)(\Delta\sigma-C)+E}{D} \quad (4)$$

entre las tres posibles que resultan de la ecuación funcional, permite satisfacer las condiciones propias en el análisis de fatiga, para $\Delta\sigma$ y R constantes durante el ensayo. En el supuesto de aceptación del principio del eslabón más débil y dada la condición de existencia de un límite inferior en el fenómeno de fatiga, como problema de mínimos asintóticamente definido por una función de la familia generalizada de valores extremos, se confirma que la distribución de Weibull es la única candidata para representar la función H.

EL MODELO TRIDIMENSIONAL $N=N(\Delta\sigma, R)$ PROPUESTO

En la Fig. 2 se representan dos posibles campos S-N, $N=N(\Delta\sigma; \sigma_M)$ y $N=N(\sigma_M; R)$ con sus respectivos límites de endurancia, que proporcionan una información

equivalente sobre las propiedades de fatiga del material. A partir de ellos se pueden identificar dos modelos bidimensionales, ver Fig. 2:

$$H(\Delta\sigma, N; \sigma_M) = \frac{(N - B(\sigma_M))(\Delta\sigma - C(\sigma_M)) + E(\sigma_M)}{D(\sigma_M)} \quad (5)$$

y

$$H(\Delta\sigma, N; R) = \frac{(N - B(R))(\Delta\sigma - C(R)) + E(R)}{D(R)} \quad (6)$$

a los que se puede aplicar la compatibilidad cruzada cuando el campo $H(\Delta\sigma, N; \sigma_M)$ coincide con el campo $H(\Delta\sigma, N; R)$, (ver Fig. 3), es decir cuando se produce la intersección de las curvas percentiles pertenecientes a ambos campos S-N.

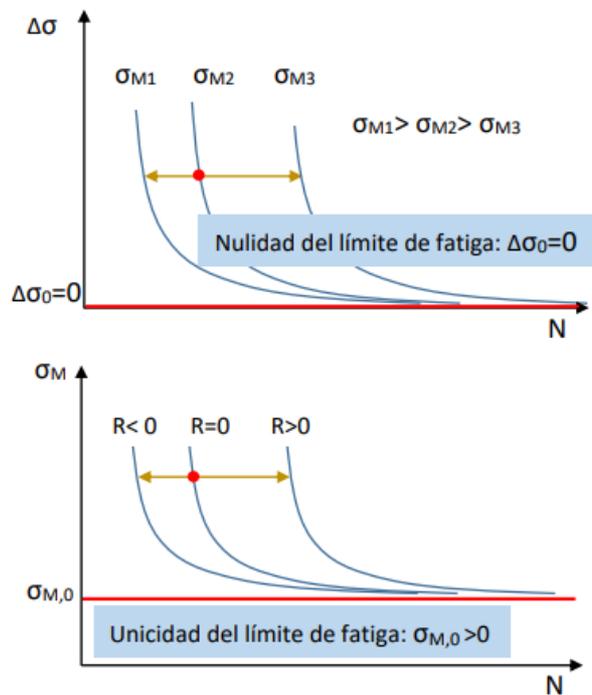


Figura 2: Representación esquemática de los campos de Wöhler con los correspondientes límites de endurancia: a) $\Delta\sigma$ -N para σ_M constante y b) σ_M -N para R constante.

Las ecuaciones (5) y (6) y junto con la condición $\Delta\sigma = (1 - R)\sigma_M$ permite establecer la siguiente ecuación funcional en función de σ_M y R:

$$H(N, \sigma_M, R) = \frac{(N - B_M(\sigma_M))(\sigma_M(1 - R) - C_M(\sigma_M)) + E_M(\sigma_M)}{D_M(\sigma_M)} = \frac{(N - B_R(R))(\sigma_M(1 - R) - C_R(R)) + E_R(R)}{D_R(R)} \quad (7)$$

en la que, de acuerdo con la Fig. 2, se deduce que $C_M(\sigma_M) = 0$ y $C_R(R) = (1 - R)\sigma_{M0}$.

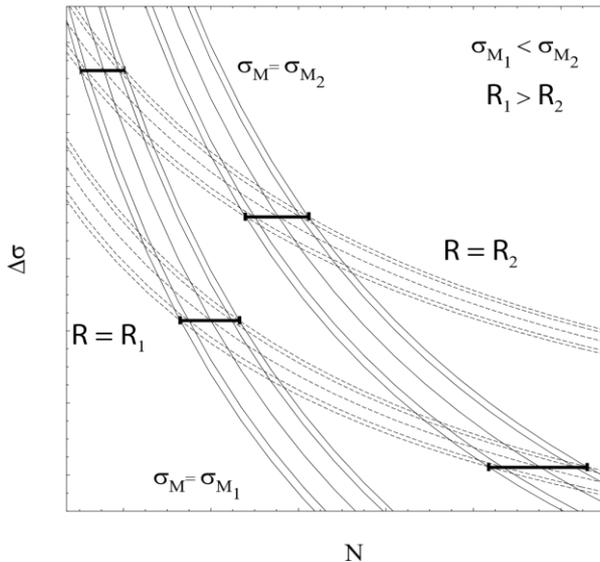


Figura 3. Compatibilidad cruzada en los campos $\Delta\sigma$ -N para σ_M constante y $\Delta\sigma$ -N para R constante. De [10].

Identificando H() con una distribución de Weibull, la resolución de la ecuación funcional, tras un complejo tratamiento matemático entre las ocho funciones implicadas, ver [10,11], conduce a la siguiente solución del modelo tridimensional:

$$p = 1 - \exp \left\{ - \left[\frac{\left(\log \frac{N}{N_0} - \frac{\alpha R}{1-R} \right) \left(\frac{\sigma_M}{\sigma_{M0}} - 1 \right) - \left(\gamma + \frac{\lambda}{1-R} \right)}{\delta / (1-R)} \right]^\beta \right\} \quad (8)$$

que depende de siete parámetros: $N_0, \sigma_{M0}, \alpha, \lambda, \gamma, \delta, \beta$, con la siguiente interpretación: N_0 asíntota vertical o número límite de ciclos para $R=0$, α desplazamiento de la asíntota vertical en función de $\frac{R}{1-R}$, σ_{M0} límite de endurancia, λ parámetro de localización, γ suplemento del parámetro de localización en función de $(1-R)$, δ parámetro de escala, y β parámetro de forma. Los cuatro últimos corresponden a la distribución de Weibull

La normalización del campo tridimensional se obtiene a través de la variable normalizada V:

$$V(N; \sigma_M, R) = (1 - R) \left[\left(\log \frac{N}{N_0} - \frac{\alpha R}{1-R} \right) \left(\frac{\sigma_M}{\sigma_{M0}} - 1 \right) - \gamma \right] \quad (9)$$

que permite establecer la equivalencia de daño bajo carga variable en función de la probabilidad de rotura.

A su vez, la relación entre $\Delta\sigma$ y σ_M : queda establecida como:

$$\Delta\sigma = \sigma_M \frac{\alpha \left(\frac{\sigma_M}{\sigma_{M0}} - 1 \right) + \lambda + \delta (-\log(1-p))^{1/\beta}}{\left(\log \frac{N}{N_0} + \alpha \right) \left(\frac{\sigma_M}{\sigma_{M0}} - 1 \right) - \gamma};$$

$$N \geq N_0 \exp \left(\frac{\gamma}{\left(\frac{\sigma_M}{\sigma_{M0}} - 1 \right)} - \alpha \right) \quad (10)$$

La compatibilidad en las relaciones de desigualdad en la Fig. 1 exige que $\alpha \geq 0$ y $\gamma \geq 0$ para que el modelo sea válido.

ESTIMACIÓN DE PARÁMETROS

La estimación de los parámetros del modelo se realiza en dos etapas, siguiendo la misma pauta que en el modelo básico de fatiga $\Delta\sigma$ -N, ver [1,10]. En la primera etapa, se estiman los parámetros deterministas, es decir, no dependientes de R, es decir, $\{N_0, \sigma_{M0}, \alpha, \gamma\}$, mediante regresión basada en la minimización de la suma de los cuadrados de los errores entre los valores observados de $\Delta\sigma$ y los que se deducen de la ecuación (10), que corresponden al valor medio de V, dado por

$$\bar{V} \geq \lambda + \delta \Gamma \left(1 - \frac{1}{1/\beta} \right) \quad (11)$$

Ello equivale a resolver el siguiente problema de optimización:

$$\text{minimizar } Z = \sum_{i=1}^n \left[\Delta\sigma_i - \sigma_{Mi} \frac{\alpha \left(\frac{\sigma_{Mi}}{\sigma_{M0}} - 1 \right) + \bar{V}}{\left(\log \frac{N_i}{N_0} + \alpha \right) \left(\frac{\sigma_{Mi}}{\sigma_{M0}} - 1 \right) - \gamma} \right]^2 \quad (12)$$

sujo a $N_0, \sigma_{M0}, \alpha, \gamma \geq 0$, donde n es el tamaño de la muestra.

En la segunda etapa, manteniendo \bar{V} constante, se obtienen los restantes parámetros de la distribución de Weibull de V, mediante máxima verosimilitud restringida según el siguiente problema de minimización implementado en Matlab, mediante la función "fmincom":

$$\text{minimizar } Z = \sum_{i=1}^n (-\log \beta + \log \delta + W_i^\beta - (\beta - 1) \log W_i) \quad (13)$$

sujo a $\delta, \beta \geq 0$, donde n es el tamaño de la muestra.

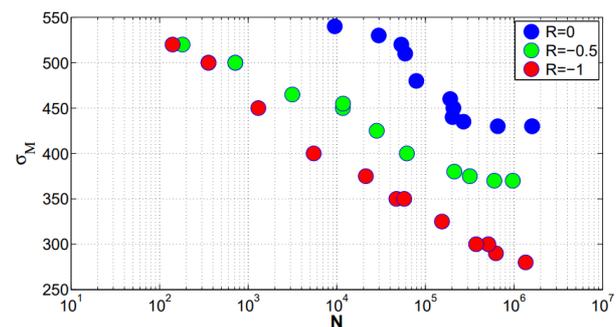


Figura 4. Resultados originales de fatiga para un acero P355NL1, de la campaña experimental [12] para tres valores de R.

EJEMPLO DE APLICACIÓN

La validez del modelo queda confirmada mediante la evaluación del campo σ_M -R-N con los resultados de fatiga para un acero P355NL1 ($\sigma_u=568$ MPa, $\sigma_y=418$ MPa, $E=205,2$ GPa, $\nu=0.275$) obtenidos en la campaña experimental presentada en [12], ver Figura 4. En este

caso, los datos corresponden a tres valores diferentes de R (-1, -0.5 y 0) y cubren las regiones de bajo y medio-alto número de ciclos, aunque sólo hasta un límite superior de 10^6 ciclos, lo que parece influir en el bajo valor del límite de endurencia resultante y del límite del número de ciclos. Los parámetros del modelo obtenidos se exponen en la Tabla 1.

Tabla 1. Resultados del ajuste de parámetros para los datos del material P355NL1.

N_0 [ciclos]	0.00016
σ_{M0} [MPa]	0.04150
α	0
λ	34831.81
γ	99971.98
δ	102952.83
β	9.88

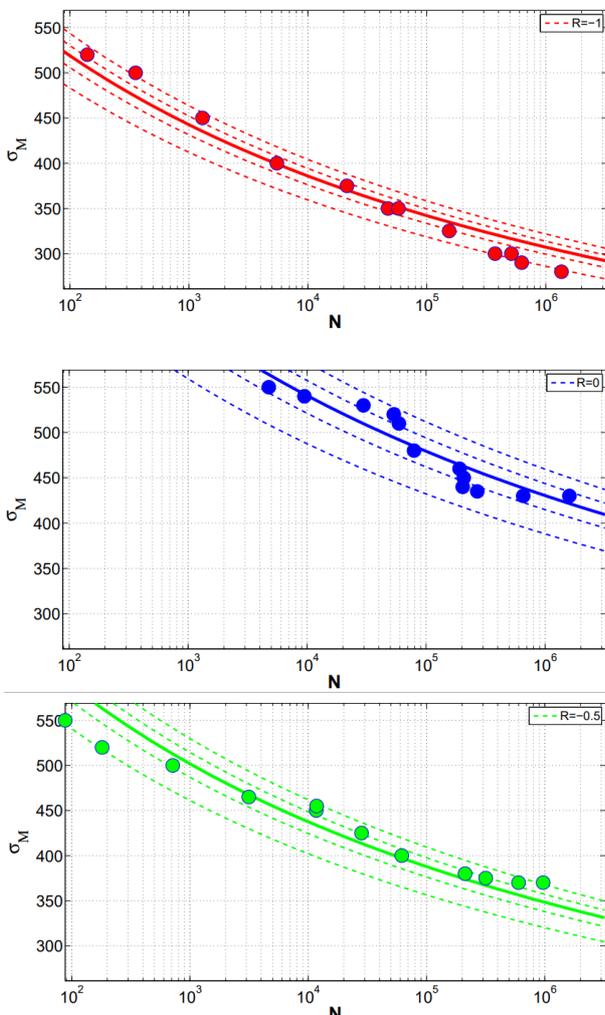


Figura 5. Curvas percentiles $p= 0.01, 0.05, 0.50, 0.95, 0.99$ y resultados experimentales del acero P355NL1 para; a) $R=-1$; b) $R=-0.5$ y c) $R=0$.

Los resultados del campo σ_M -R-N con la curvas percentiles para los tres valores de R, se muestran en la Fig. 5, mientras que en la Fig. 6 se representa el ajuste

conjunto de todos los datos experimentales para las tres relaciones de tensión, en función de los valores de la variable normalizada V. Finalmente, en la Fig. 7, se muestra la función de distribución de Weibull de la variable V con las curvas percentiles $p= 0.01, 0.05, 0.50, 0.95$ y 0.99 para los estadísticos de orden.

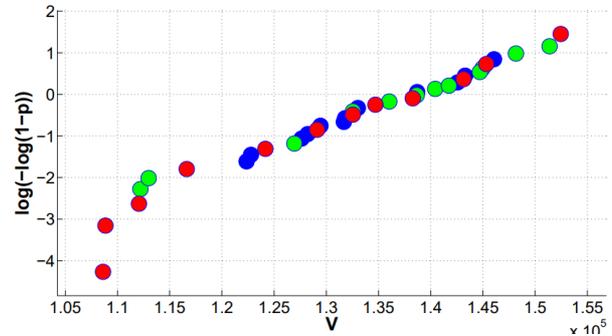


Figura 6: Representación de la variable normalizada V con el ajuste de todos los resultados para $R=-1, -0.5, 0.5$; en papel probabilístico de Gumbel.

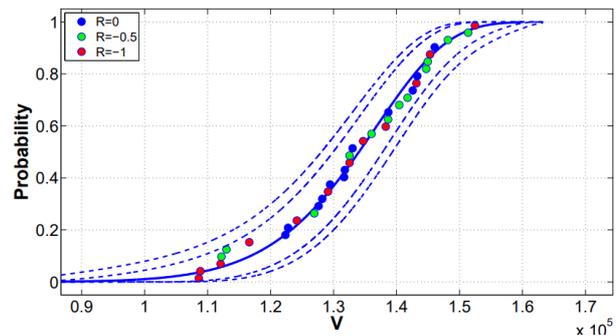


Figura 7: Representación de la fdd Weibull de V con las curvas percentiles $p= 0.01, 0.05, 0.50, 0.95$ y 0.99 , para $R=-1, -0.5, 0.5$

Como se puede observar, el ajuste es plenamente satisfactorio lo que se confirma igualmente en la evaluación de otros programas experimentales que implican otros materiales con diversidad de valores de la relación de tensiones R, ver [10].

CONCLUSIONES

Las principales conclusiones que se derivan de este trabajo son las siguientes:

- Se ha deducido un modelo tridimensional de fatiga, σ_M -R-N, que permite evaluar analíticamente la probabilidad de rotura por fatiga asociada a cualquier combinación de la tensión máxima, σ_M , relación de tensiones, R, y número de ciclos, N.
- Se exponen razones micromecánicas, relativas a grietas no propagantes, para justificar la adopción de σ_M como variable primaria de referencia, como alternativa al rango de tensiones, $\Delta\sigma$, o la amplitud, σ_a , y la relación de tensiones, R, como variable secundaria. En

particular, se confirma la unicidad del límite de endurancia independientemente del valor de R, elegido en los ensayos.

- La deducción del modelo se basa en: (1) condiciones de compatibilidad ineludibles para garantizar la validez del modelo, (2) la teoría estadística valores extremos, (3) consideraciones de idoneidad sobre las variables σ_M y R propuestas y (4) condiciones relativas a los límites de endurancia en los campos $\sigma_M - N$ y $\Delta\sigma - N$, obtenidos de ensayos para σ_M constante y R constante, respectivamente.

- El modelo surge como la solución analítica de la ecuación funcional establecida a partir de la compatibilidad cruzada aplicada a dos campos bidimensionales $\Delta\sigma - N$, el primero deducido para σ_M constante y el segundo, para R constante.

- Se proporciona una base consistente para el cálculo de la acumulación de daño de componentes bajo cargas variables mediante la variable normalizada V.

- El campo tridimensional propuesto garantiza su aplicación a cualquier otra combinación de variables primarias y secundarias.

- La teoría de ecuaciones funcionales demuestra ser un recurso matemático inestimable en su aplicación a la modelización de problemas relacionados con fatiga y fractura, al permitir una rigurosa satisfacción de las condiciones matemáticas y estadísticas y evitar supuestos arbitrarios en la derivación de tales modelos.

- La aplicación del modelo propuesto a la evaluación de resultados de fatiga de varias campañas experimentales en metales, que incluyen diferentes relaciones R, es altamente satisfactoria y confirma su idoneidad.

REFERENCIAS

- [1] E. Castillo, A. Fernández Canteli, A unified statistical methodology for modeling fatigue damage. Springer, Dornrecht, 2009.
- [2] N.E. Dowling, Mechanical behavior of materials. Pearson Prentice Hall, Upper Sadle River. 2007.
- [3] A. Wöhler, Über die Festigkeitsversuche mit Eisen and Stahl. Zeitschrift für Bauwesen (1870)20 :73 – 106.
- [4] S.S. Manson, Behaviour of materials under conditions of thermal stress. Technical Report 2933, NACA Technical Note. 1953.
- [5] L.F. Coffin, A study of the effects of cyclic thermal stresses on a ductile metal. Trans Am Soc Mech Eng (1954) 76:931–950.

- [6] K. Sadananda, S. Sarkar, D. Kujawski, and A.K. Vasudevan, A two-parameter analysis of S–N fatigue life using delta sigma and sigma max. Int J Fatigue (2009) 31(11):1648–1659.
- [7] H. Mughrabi, Cyclic slip irreversibilities and the evolution of fatigue damage. Metallurgical and Materials Transactions (2009) 40: 1257–1279, 2009.
- [8] S.E. Stanzl-Tschegg, When do small fatigue cracks propagate and when are they arrested? Corros Review (2019) 37: 397-418.
- [9] E. Castillo, A. Fernández-Canteli, R. Koller, M.L. Ruiz-Ripoll, A. García, Prob Eng Mechanics (2009) 24 (2): 199-209.
- [10] E. Castillo, A., Fernández-Canteli, 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 (2022) 155: 106596.
- [11] Castillo E, Iglesias A, Ruíz-Cobo R, Functional equations in applied sciences. Elsevier, Amsterdam. 2005
- [12] J. Correia, M. Muñoz Calvente, S. Blasón, G. Lesiuk, I.M.C. Brás, A. de Jesus, P.M.G.P. Moreira, A. Fernández-Canteli, Fatigue life response of P355NL1 steel under uniaxial loading using Kohout-Vêchet model XVIII, ICMFM 2016.

A DAMAGE MODEL FOR WIRE DRAWING

J.R. Páez^{1,2*}, A. Dorronsoro^{1,2}, J.M. Martínez-Esnaola^{1,2}, J. Alkorta^{1,2}

¹CEIT-Basque Research and Technology Alliance (BRTA), Manuel Lardizabal 15, 20018 Donostia / San Sebastián, Spain.

²Universidad de Navarra, Tecnun, Manuel Lardizabal 13, 20018 Donostia / San Sebastián, Spain

* Persona de contacto: jrpaez@ceit.es

RESUMEN

Los parámetros de trefilado, como la reducción del área y el ángulo de la matriz, tienen un efecto importante en la generación de daño. Uno de los defectos más comunes que aparecen bajo ciertas condiciones son las llamadas "grietas chevron". Estos defectos son difíciles de identificar, ya que suelen localizarse en el núcleo del alambre. Debido a esto, en las dos últimas décadas se han realizado grandes esfuerzos para desarrollar modelos numéricos capaces de predecir la evolución de daño y rotura. Los modelos de Mecánica del Daño Continuo (CDM) presentan la ventaja de estar vinculados al comportamiento constitutivo del material. Entre estos modelos, el de Lemaitre es uno de los más utilizados. Aunque en su formulación original no se distinguía entre las tensiones de tracción y de compresión en términos de acumulación de daño, posteriormente se introdujo un parámetro para considerar el efecto de cierre de grietas bajo tensiones de compresión. Sin embargo, esta formulación no es válida para el trefilado, ya que sobreestima el daño bajo estas condiciones. Por esta razón, se presenta un nuevo modelo de daño siguiendo el enfoque de Lemaitre, en el que se redefine el efecto de cierre de grietas bajo tensiones de compresión. De este modo, bajo altas tensiones hidrostáticas de compresión, como en el caso del trefilado, el modelo proporciona resultados más realistas en cuanto a la acumulación de daño. El modelo se ha implementado en ABAQUS mediante las subrutinas de usuario UMAT (formulación implícita) y VUMAT (formulación explícita). Se han realizado simulaciones de trefilado de un solo paso comparando el modelo original con la nueva formulación.

PALABRAS CLAVE: Modelo de daño; Trefilado de alambres; Grietas Chevron

ABSTRACT

Wire drawing parameters such as area reduction and die angle have an important effect on damage generation. One of the most common defects appearing under certain critical configurations are the so-called "chevron cracks". These defects are difficult to identify since they are typically located at the wire core. To address this, great efforts have been made in the last two decades to develop numerical models capable of predicting damage evolution and failure. Continuum Damage Mechanics (CDM) models present the advantage of being coupled with the constitutive behaviour of the material. Among these models, Lemaitre's approach is one of the most widely used. In its original formulation, the model did not distinguish between tension and compression stresses in terms of damage accumulation. An additional parameter was then included to consider the crack closure effect under compressive stresses. However, this formulation is not valid for wire drawing, since it overestimates damage under these conditions. For this reason, a new damage model following Lemaitre's approach has been derived by redefining the crack closure effect under compressive stresses. In this way, under high hydrostatic compressive stresses, such as in the case of wire drawing, the model yields more realistic results in terms of damage accumulation. The model has been implemented in ABAQUS through user subroutines UMAT (for implicit cases) and VUMAT (for explicit cases). Single-pass wire drawing simulations have been performed to compare the original model with the new formulation.

KEYWORDS: Damage model; Wire drawing; Chevron cracking

INTRODUCTION

Wire drawing is a widely used forming process consisting of pulling a wire through a rigid conical die with a smaller diameter. Thus, an area reduction of the wire cross-section takes place by means of plastic deformation. The final product can be obtained either by employing a single pass or by several passes (multi-pass)

[1]. It is important to select an optimal configuration in order to avoid material degradation during the process. Parameters such as the area reduction of each pass or the angle of the die have a significant effect on the integrity of the material [2]. In this way, under certain conditions the severe plastic deformation can give rise to the initiation and growth of microvoids and microcracks [3]. This phenomenon is commonly known as ductile plastic

damage and leads to a progressive softening of the material and eventual fracture. The most common defect appearing during wire drawing is the so-called “central burst” or “chevron crack”, shown in Figure 1 [4]. This kind of defect is difficult to identify and can lead to premature failure, so numerical modelling of damage evolution is a field of great interest in this industry.

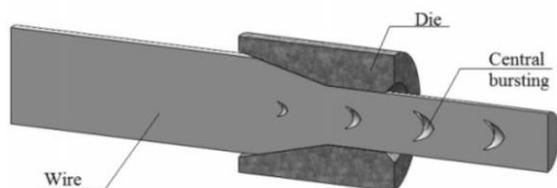


Figure 1. Chevron cracks during wire drawing [2].

Classical damage models can be classified in two groups: Micromechanical modelling and Continuum Damage Mechanics (CDM) [5]. The first models define damage as the void volume fraction, which is usually referred to as porosity. Among these models, Gurson’s work can be remarked. Gurson [6] extended the previous work of Rice and Tracey [7] including the effect of void growth on material behaviour. In this way, Gurson established that the plastic yield surface shrinks as porosity increases. However, Gurson’s formulation was not able to predict void coalescence. To address this, Tvergaard and Needleman [8] introduced a modification, usually known as the GTN model, which can predict coalescence and its effect on the acceleration of void growth. Although micromechanical models yield realistic results in normal loading conditions, they are not able to predict damage evolution under shear-dominated loadings, as those in wire drawing [9].

On the other hand, CDM models are based on the early work of Kachanov [10], who defined a damage parameter to describe creep degradation of the material. These models are commonly referred to as “coupled models” since damage is associated with one of the internal constitutive variables, so it has an effect on the mechanical response of the material. Besides, models following this approach are consistent with a thermodynamic framework, ensuring a positive dissipation. Lemaitre [11] developed a CDM model for ductile damage. Although Lemaitre’s original formulation was able to predict damage evolution with reasonable accuracy for simple strain paths, it presents some limitations when strain paths become more complex. To address this, Lemaitre introduced the crack closure effect, which typically appears under compressive stresses [12, 13]. However, this modified model still gives unrealistic results under very high hydrostatic compressive stresses, overestimating damage accumulation. For this reason, its applicability to wire drawing simulations, where the material is subjected to such conditions, is not feasible. Further details on this model are included in the next section.

In this paper, a damage model following Lemaitre’s approach is proposed. This formulation redefines the crack closure effect leading to results more consistent with those expected under wire drawing conditions. The model has been implemented in the FEA software ABAQUS through user subroutines UMAT (for implicit simulations) and VUMAT (for explicit simulations). This model has been incorporated to a plasticity constitutive law that accounts for the microstructural features of pearlitic steels, see Alkorta et al. [14].

In the next section, Lemaitre’s original formulation and the subsequently added crack closure effect are described. Besides, the new crack closure parameter is presented. Then, simulations of a single-pass drawing are detailed and numerical results of damage accumulation are presented. These results are also discussed and compared with those reported in the literature. To end with, the most important conclusions are summarised.

DAMAGE MODEL FORMULATION

Lemaitre’s Standard Model

Damage (D) is considered as an internal variable standing for the ratio of the damaged area S_D (microcracks and microvoids) to the total surface S of a plane cutting a Representative Volume Element (RVE) [12, 13], see Figure 2.

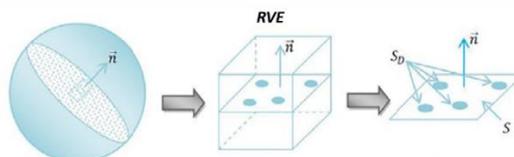


Figure 2. Sketch of definition of damage [15].

For isotropic cases, D does not depend on the normal \vec{n} and it is a scalar,

$$D = \frac{S_D}{S} \quad (1)$$

Lemaitre assumes the hypothesis of strain equivalence, which states that the strain constitutive behaviour of a damaged material is the same as that for the undamaged material, except that the stress σ is replaced by the effective stress $\tilde{\sigma}$, which is defined as the stress acting on the resisting area $\tilde{S} = S - S_D$,

$$\tilde{\sigma}_{ij} = \frac{\sigma_{ij}}{(1-D)} \quad (2)$$

From this assumption, the effective elasticity modulus \tilde{E} can also be derived from Hooke’s law [13]:

$$\varepsilon_e = \frac{\tilde{\sigma}}{\tilde{E}} = \frac{\sigma}{E(1-D)} = \frac{\sigma}{E}; \quad \tilde{E} = E(1-D) \quad (3)$$

On the other hand, the thermodynamic theory for irreversible processes with internal variables is employed to derive the equations for damage evolution. The Clausius-Duhem inequality provides the necessary condition to have a positive mechanical dissipation.

$$\sigma : \dot{\varepsilon}^p - R\dot{p} - Y\dot{D} \geq 0 \quad (4)$$

where $\dot{\varepsilon}^p$ is the plastic strain rate, \dot{p} the accumulated plastic strain rate, R the variable associated with isotropic hardening and Y the strain energy density release rate. The last term $-Y\dot{D}$ corresponds to the energy dissipated within the process of internal deterioration, mainly due to decohesion of interatomic bonds [13]. From this, it is clear that Y is the damage associated variable; it can be derived from the elastic strain potential ψ_e^* as follows,

$$\rho\psi_e^* = \frac{1}{2} \frac{\sigma^T S \sigma}{1-D}; \quad Y = \rho \frac{\partial \psi_e^*}{\partial D} = \frac{\tilde{\sigma}_{eq}^2 R_v}{2E} \quad (5)$$

where ρ is the density, S the compliance tensor, $\tilde{\sigma}_{eq}$ the von Mises equivalent effective stress and R_v the triaxiality function,

$$R_v = \frac{2}{3}(1+\nu) + 3(1-2\nu) \left(\frac{\sigma_H}{\sigma_{eq}} \right)^2 \quad (6)$$

where ν is the Poisson's ratio and σ_H the hydrostatic stress. The ratio σ_H/σ_{eq} is usually referred to as stress triaxiality. The kinetics of damage evolution is derived from a potential of dissipation F_D , which for isotropic cases is chosen as

$$F_D = \frac{S}{(s+1)(1-D)} \left(\frac{Y}{S} \right)^{s+1} \quad (7)$$

being S and s material and temperature dependent parameters. Finally, applying the normality rule, the damage evolution is obtained,

$$\dot{D} = \lambda \frac{\partial F_D}{\partial Y} = \left(\frac{Y}{S} \right)^s \dot{p} \quad (8)$$

where λ is the plastic multiplier.

In practical situations, no mechanical damage occurs before a certain accumulated plastic strain (p_D) is reached. This threshold depends on the material and the loading conditions. On the other hand, when Damage reaches a critical value (D_C), it starts a process of localization and instability which ends up with fracture. This parameter is also dependent on the material and loading conditions [13].

Microdefect Closure Effect

The original formulation predicts damage evolution with reasonable accuracy over simple strain paths. However, the model yields unrealistic results when compressive stresses are involved, since damage growth is the same whatever the sign of the acting stresses. From a physical point of view, it is well-known that under compressive states microdefects tend to partially close, hence, not contributing to damage generation [16], see Figure 3.

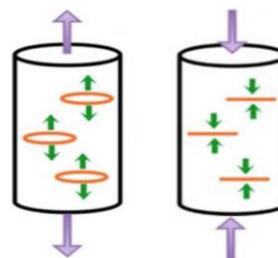


Figure 3. Crack closure effect under compression [16].

To address this, Lemaitre proposes a different effective stress $\tilde{\sigma}$ definition depending on the stress state, so that, for unidimensional states,

$$\tilde{\sigma} = \begin{cases} \frac{\sigma}{1-D} & \text{Tension} \\ \frac{\sigma}{1-hD} & \text{Compression} \end{cases} \quad (9)$$

where h is the microdefect closure parameter. This is a material dependent constant but most often $h \approx 0.2$.

For three-dimensional cases, the solution is not that trivial, since it is necessary to distinguish between tensile and compressive stresses. For this purpose, the stress tensor is decomposed in a positive part and a negative part based on the sign of the principal stresses σ_i . According to this, the effective stress for three-dimensional states adopts the following form,

$$\tilde{\sigma}_{ij} = \frac{\langle \sigma \rangle_{ij}^+}{1-D} + \frac{\langle \sigma \rangle_{ij}^-}{1-hD} + \frac{\nu}{1-2\nu} \left(\frac{\delta_{kl} \langle \sigma \rangle_{kl}^+ - \langle \sigma_{kk} \rangle}{1-D} + \frac{\delta_{kl} \langle \sigma \rangle_{kl}^- - \langle -\sigma_{kk} \rangle}{1-hD} \right) \delta_{ij} \quad (10)$$

and the strain energy density release rate Y ,

$$Y = \frac{1+\nu}{2E} \left[\frac{\langle \sigma \rangle_{ij}^+ \langle \sigma \rangle_{ij}^+}{(1-D)^2} + h \frac{\langle \sigma \rangle_{kl}^- \langle \sigma \rangle_{kl}^-}{(1-hD)^2} \right] - \frac{\nu}{2E} \left[\frac{\langle \sigma_{kk} \rangle^2}{(1-D)^2} + h \frac{\langle -\sigma_{kk} \rangle^2}{(1-hD)^2} \right] \quad (11)$$

Now the damage evolution law (8) is strongly influenced by the microdefect closure parameter h [13]. Although

this modification enhanced the original formulation, it can lead to an unexpected behaviour under high hydrostatic compressive stresses, opposed to the actual physical mechanisms of damage accumulation. Therefore, this model is not valid for wire drawing simulations where the material is subjected to high hydrostatic compressive stresses. Another drawback of this model is the abrupt transition when stresses reverse, from fully damaged behaviour ($h = 1$) to an attenuated damaged behaviour ($h = 0.2$). This sudden change in stiffness can lead to convergence problems during the numerical calculation. On this basis, a new formulation accounting for the effect of microdefect closure under wire drawing conditions is proposed.

New Microdefect Closure Damage Model

Contrary to Lemaitre’s approach for microdefect closure effect, a unique effective stress $\tilde{\sigma}$ for both compressive and tensile stresses is defined,

$$\tilde{\sigma} = \frac{\sigma_{ij}}{(1-h^*D)} \tag{12}$$

where h^* is a redefined microdefect closure parameter dependent on the hydrostatic stresses following a sigmoidal function,

$$h^* = h^*(\sigma_H) = \frac{1}{1 + \exp(-\lambda\sigma_H)} \tag{13}$$

being λ a material parameter. In this way, the transition between states of stresses of compression and tension is much smoother, see Figure 4. Besides, using a single effective stress definition maintains the simplicity of Lemaitre’s standard model, while avoiding the need to calculate the principal stresses to distinguish between compression and tension at each time increment, and the convergence problems that this entailed.

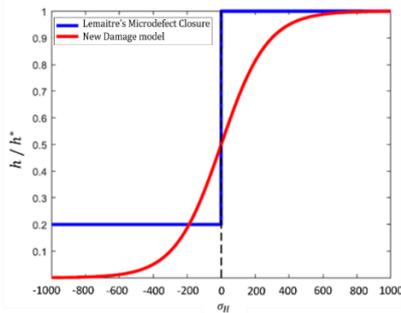


Figure 4. Evolution of h and h^* with σ_H , $\lambda = 7.32e-03$.

In order to be compatible with the thermodynamic framework, the elastic strain potential ψ_e^* is built as follows,

$$\rho\psi_e^* = \frac{1}{2} \frac{\sigma^T S \sigma}{1-h^*D} \tag{14}$$

Thus, the strain energy density release rate Y is now proportional to h^* as follows,

$$Y = \rho \frac{\partial \psi_e^*}{\partial D} = \frac{h^*}{2} \frac{\sigma^T S \sigma}{(1-h^*D)^2} \tag{15}$$

$$= \frac{h^*}{E} \left[\frac{1+\nu}{3} \left(\frac{\sigma_{eq}}{1-h^*D} \right)^2 + \frac{3(1-2\nu)}{2} \left(\frac{\sigma_H}{1-h^*D} \right)^2 \right]$$

Figure 5 shows the evolution of Y with σ_H for Lemaitre’s Standard model (green line), Lemaitre’s microdefect closure model (blue line) and the new proposed microdefect closure model (red line). Note that for hydrostatic compressive stresses, Y increases quadratically for both Lemaitre’s models (green and blue lines), although at a lower rate for the microdefect closure model, while in the proposed model (red line) Y tends to 0, so that the kinetics of damage accumulation is stopped. From a physical point of view, this model yields more realistic results according to experimental evidences in which different materials are subjected to high hydrostatic pressures leading to severe deformations without fracture [17, 18].

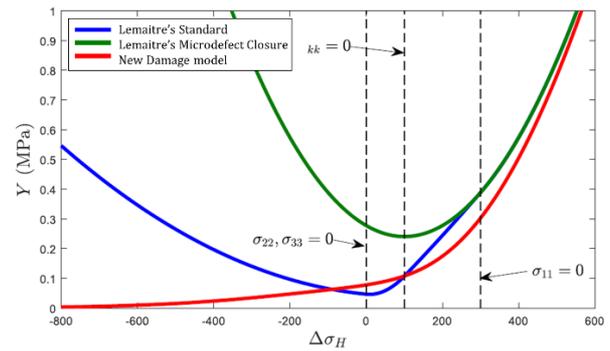


Figure 5. Evolution of Y with σ_H .

In contrast, under high hydrostatic tensile stresses, the proposed model yields a damage accumulation similar to that of Lemaitre.

WIRE DRAWING SIMULATIONS

The model has been implemented in the FEA software ABAQUS through user subroutines UMAT (for implicit simulations) and VUMAT (for explicit simulations). In this section, results from a single-pass drawing simulation with different combinations of Area Reduction (AR) and Semi-Die Angle (θ), are discussed. The corresponding domains are given in Table 1.

Table 1. Domains for Semi-Die Angle (θ) and Area Reduction (AR)

θ (°)	2	4	6	8	10	12	14	16	18	20
AR (%)	10	20	30	40	50	60	70			

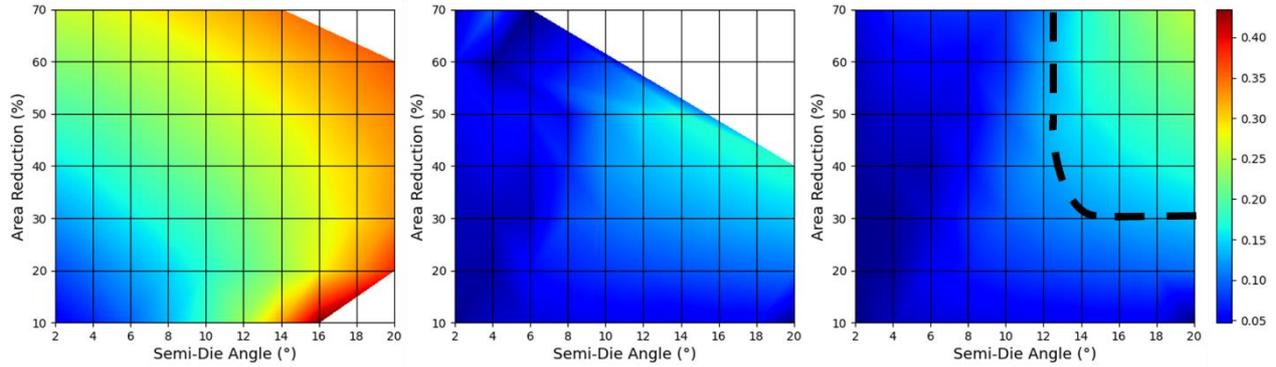


Figure 6. Damage colour maps for different combinations of θ and AR. (a) LS, (b) LMC, (c) ND.

The simulations have been performed with both Lemaitre’s Standard and Microdefect Closure Model (from now on, LS and LMC, respectively) and the proposed model (from now on, ND). An axisymmetric wire geometry with four-noded elements has been employed. The models have been incorporated to a plasticity constitutive law accounting for the microstructural features of pearlitic steels [14], while for the dies, analytical rigid surfaces have been used. A friction coefficient μ of 0.03 was used. The damage material properties adopted in the analysis are listed in Table 2:

Table 2. Damage material properties.

Property	Symbol	Value
Damage evolution denominator	S	20 MPa
Damage evolution exponent	s	1
Accumulated plastic strain threshold	p_D	0.1
Critical Damage to fracture	D_C	0.6
Coefficient in microdefect closure parameter	λ	7.32e-03

In the case of LS, 93% of the simulations were completed, while the remaining collapsed as the material reached fracture damage. On the other hand, only 27% of the simulations with LMC achieved to complete. In this case, the reason is the abrupt transition that the material suffers when stresses revert, leading to convergence issues. Both problems are solved with ND, in which 100% of the simulations were completed. Damage colour maps for all θ -AR combinations for each model are included in Figure 6. Empty spaces correspond to unfinished simulations with no damage solution. In addition, comparing with the work from Haddi et al. [19] (see Figure 7), ND shows a very similar shape of the critical zone where damage is most severe.

Figure 8 shows the damage profile along the radius of the wire after drawing with $\theta=12^\circ$ and $AR=30\%$, for each model. In the case of LS, damage reaches its maximum at the surface of the wire (2.37 mm), while for both LMC and ND, damage tends to accumulate in the centre of the wire. This is the general tendency for every combination

of θ and AR. In terms of damage location, both LMC and ND yield more realistic results, since it is well-known that damage tends to accumulate at wire’s core. Besides, LS results in the highest damage values, followed by LMC, as expected.

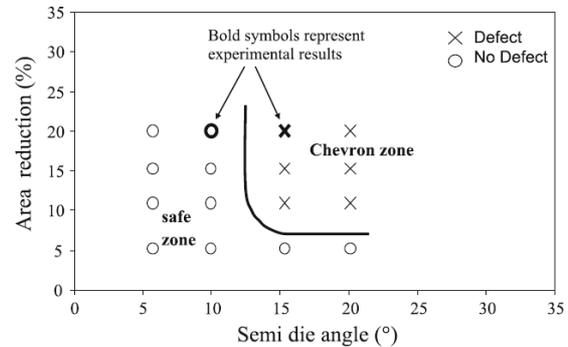


Figure 7. Prediction of chevron cracks, Haddi et al. [19].

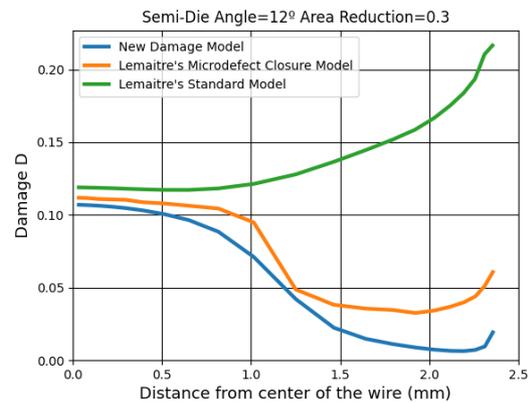


Figure 8. Damage profile along the width of the wire.

To assess the ability of the models to predict chevron cracks, see Figure 1, the same simulation was performed in Abaqus Explicit for critical combinations of θ -AR ($\theta=20^\circ$; $AR=70\%$) and damage parameters ($S=5$ MPa; $s=2$). Figure 9 shows the damage pattern in the wire after drawing for each model. It is clear that LS does not predict this kind of cracks, while LMC and ND do.

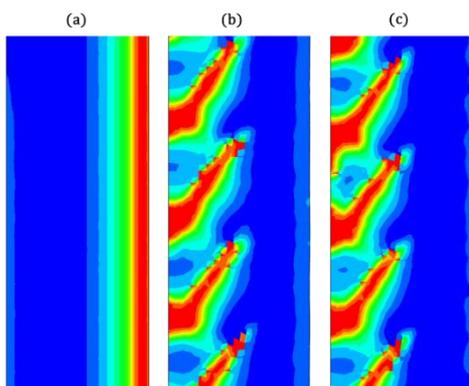


Figure 9. Damage pattern after drawing with critical conditions. (a) LS, (b) LMC, (c) ND.

CONCLUSIONS

A damage model has been derived from Lemaitre's approach. This new formulation defines a unique effective stress $\tilde{\sigma}$, introducing a redefined microdefect closure parameter h^* , dependent on the hydrostatic stress σ_H . This model yields more realistic results in the simulation of wire drawing, generating no damage when the material is subjected to very high hydrostatic compressive stresses. On the other hand, the proposed model solves the main limitation of Lemaitre's Microdefect Closure Model, the convergence problems during the numerical calculation due to the abrupt transition in material stiffness when stresses revert. Simulations of a single-pass drawing, with different die angles and area reductions, have demonstrated the ability of the model to predict the most critical combinations in terms of damage accumulation. Besides, the model is able to predict the shape of the well-known chevron cracks under critical conditions.

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] R. Wright, *Wire Technology. Process Engineering and Metallurgy*. 2016.
- [2] A. A. González, D. J. Celentano, and M. A. Cruchaga, "Assessment of ductile failure models in single-pass wire drawing processes," *Int. J. Damage Mech.*, vol. 27, no. 9, pp. 1291–1306, 2018, doi: 10.1177/1056789517704029.
- [3] W. J. Nam and C. M. Bae, "Void initiation and microstructural changes during wire drawing of pearlitic steels," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 203, no. 1–2, pp. 278–285, 1995, doi: 10.1016/0921-5093(95)09826-7.
- [4] B. Avitzur, "Analysis of central bursting defects in extrusion and wire drawing," *J. Manuf. Sci. Eng. Trans. ASME*, vol. 90, no. 1, pp. 79–90, 1968, doi: 10.1115/1.3604608.
- [5] J. Besson, *Continuum models of ductile fracture: A review*, vol. 19, no. 1. 2010.
- [6] A. L. Gurson, "Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth," *J. Eng. Mater. Technol.*, vol. 99, no. 76, pp. 2–15, 1977.
- [7] J. R. Rice and D. M. Tracey, "On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields," *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 17, no. 3, pp. 201–217, 1969, doi: 10.1016/0022-5096(69)90033-7.
- [8] A. Needleman and V. Tvergaard, "An analysis of ductile rupture in notched bars," *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 32, no. 6, pp. 461–490, 1984, doi: 10.1016/0022-5096(84)90031-0.
- [9] T. S. Cao, "Models for ductile damage and fracture prediction in cold bulk metal forming processes: a review," *Int. J. Mater. Form.*, vol. 10, no. 2, pp. 139–171, 2017, doi: 10.1007/s12289-015-1262-7.
- [10] L. M. Kachanov, "On creep rupture time," *Proc. Acad. Sci*, 1958.
- [11] J. Lemaitre, "A continuous damage mechanics model for ductile fracture," *J. Eng. Mater. Technol. Trans. ASME*, vol. 107, no. 1, pp. 83–89, 1985, doi: 10.1115/1.3225775.
- [12] J. Lemaitre, *A Course on Damage Mechanics*. 1996.
- [13] J. Lemaitre and R. Desmorat, *Engineering damage mechanics: Ductile, creep, fatigue and brittle failures*. 2005.
- [14] J. Alkorta, J. M. Martínez-Esnaola, P. De Jaeger, and J. Gil Sevillano, "New mesoscopic constitutive model for deformation of pearlitic steels up to moderate strains," *IOP Conf. Ser. Mater. Sci. Eng.*, vol. 219, no. 1, 2017, doi: 10.1088/1757-899X/219/1/012010.
- [15] A. E. Tekkaya, P. O. Bouchard, S. Bruschi, and C. C. Tasan, "Damage in metal forming," *CIRP Ann.*, vol. 69, no. 2, pp. 600–623, 2020, doi: 10.1016/j.cirp.2020.05.005.
- [16] C. Zhu and C. Arson, "A thermo-mechanical damage model for rock stiffness during anisotropic crack opening and closure," *Acta Geotech.*, vol. 9, no. 5, pp. 847–867, 2014, doi: 10.1007/s11440-013-0281-0.
- [17] V. Segal, "Review: Modes and processes of severe plastic deformation (SPD)," *Materials (Basel)*, vol. 11, no. 7, 2018, doi: 10.3390/ma11071175.
- [18] R. Z. Valiev, R. K. Islamgaliev, and I. V. Alexandrov, *Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation*, vol. 45, no. 2. 2000.
- [19] A. Haddi, A. Imad, and G. Vega, "The influence of the drawing parameters and temperature rise on the prediction of chevron crack formation in wire drawing," *Int. J. Fract.*, vol. 176, no. 2, pp. 171–180, 2012, doi: 10.1007/s10704-012-9739-

DIFERENTES ENFOQUES PARA LA FRACTURA DÚCTIL BASADOS EN LA METODOLOGÍA PHASE-FIELD: APLICACIÓN A MODELOS DE PLASTICIDAD ASOCIADA Y NO ASOCIADA

P. Olivares-Rodríguez^{ab*}, A. Quintanas-Corominas^{cd}, E. Martínez-Pañeda^d, J. Reinoso^a, P. Durand^b

^aGrupo de Elasticidad y Resistencia de Materiales, E.T.S. de Ingeniería, Universidad de Sevilla
Camino de los Descubrimientos s/n, 41092 Sevilla, España

^bDepartamento de Estructuras de Edificación e Ingeniería del Terreno, E.T.S. de Arquitectura, Universidad de Sevilla
Av. Reina Mercedes 2, 41012 Sevilla, España

^cAMADE, Escuela Politécnica, Universidad de Girona, Campus Montilivi s/n, 17073 Girona, España

^dImperial College, Exhibition Rd, South Kensington, SW7 2BX Londres, Reino Unido

*Persona de contacto: polivares@us.es

RESUMEN

Los procesos de fractura son una de las principales causas de fallo en diferentes materiales y estructuras en diferentes aplicaciones en Ingeniería. Por ello, a lo largo de las últimas décadas, su estudio ha estado enfocado en tareas como el desarrollo de criterios de prevención en fase de proyección de estructuras o la modelización del comportamiento de materiales ante situaciones (estados de carga) que conlleven la iniciación y el desarrollo de grietas. En el caso concreto de la Ingeniería Civil, los materiales de naturaleza geomecánica (suelos y rocas) sufren a su vez este tipo de procesos de carácter inelástico. En el contexto de la Mecánica Computacional, se han propuesto diversas metodologías de análisis de procesos de fractura basadas en la Mecánica de la Fractura Elástica Lineal, modelos de grieta cohesiva, entre otros muchos. Recientemente, una de las técnicas con mayor impacto en la comunidad científica ha sido la denominada Phase Field Approach of Fracture (PFAF), basada en la visión energética originalmente propuesta por Griffith incluida en un enfoque variacional desde el punto de vista matemático. En este trabajo, se desarrolla la extensión de la PFAF para la modelización de la fractura conjuntamente con leyes materiales no lineales siguiendo diversas formulaciones propuestas en la literatura y aplicadas a modelos de fractura con flujo asociativo y no asociativo. El trabajo concierne un profundo análisis de las diferentes opciones de modelización de fuerzas precursoras de fractura en el contexto de PFAF así como su correspondiente implementación numérica empleando el método de los elementos finitos.

PALABRAS CLAVE: mecánica computacional, plasticidad, phase field, elementos finitos, mecánica de la fractura

ABSTRACT

Fracture events are one of the most common causes of failure that occur in different materials used in different engineering applications. Therefore, over the last decades, the comprehensive understanding of these phenomena has been received a great deal of attention with focus on the prevention criteria development in the designing and dimensioning stages of structures or the modelling of the material behaviour in situations (related to load states) that lead the development of cracks. In Civil Engineering applications, geomaterials (soils and rock) are prone to develop this type of inelastic process. Within the context of Computational Mechanics, several fracture methodologies based on Linear Elastic Fracture Mechanics, cohesive crack models, among many others, have been proposed so far. Recently, one of the techniques with the greatest impact on the scientific community has been the so-called Phase Field Approach of Fracture (PFAF), based on the energetic vision originally proposed by Griffith included in a variational approach from a mathematical point of view. In this work, the extension of the PFAF for material nonlinear effects prior fracture occurrence is developed following several formulations proposed in the literature and applied to fracture models with associative and non-associative flow. The work concerns with an in-depth analysis of the different options for modelling fracture driving forces in the context of PFAF as well as their corresponding numerical implementation using the finite element method.

KEYWORDS: computational mechanics, plasticity, phase field, finite element method, fracture mechanics

La motivación que persigue este trabajo desde el punto de vista computacional se basa en desarrollar un modelo para la aplicación de diversas formulaciones de fractura siguiendo la metodología PFAF acoplada con una ley constitutiva de carácter elastoplástico.

La mayoría de modelos ideados para modelar procesos de fractura según la aproximación de tipo variacional PFAF siguen el modelo canónico propuesto por Francfort y Marigo [1], para obtener una versión regularizada. Dicho procedimiento se conoce como la formulación tipo phase-

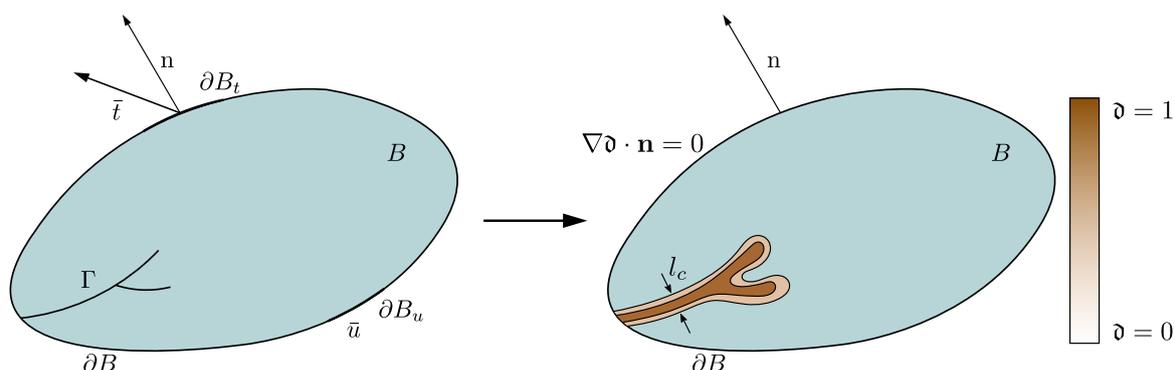


Figura 1: Situación de grieta discreta y grieta regularizada según PFAF.

field. Esta formulación se basa en regularizar la superficie discontinua de la grieta a través de una variable auxiliar de tipo difuso, por la que se obtiene un campo continuo de la variable daño evaluable en cada punto del dominio, veáse [2]. En la Figura 1 se puede observar como la grieta (representada por el campo discreto Γ) se aproxima a través de la variable phase-field, que actúa en la zona delimitada por la longitud característica l_c (parámetro de control).

La variable de phase-field se define como $d : \Omega \times [0, t] \rightarrow [0, 1]$. Es decir, d interpola entre el estado intacto del material ($d = 0$) y el estado totalmente dañado ($d = 1$), donde los estados intermedios suponen una pérdida progresiva de rigidez.

Por otro lado, los fenómenos no lineales de tipo material se tienen en cuenta en este trabajo a partir de un modelo elasto-plástico [3] definido por: (i) criterio de plastificación, (ii) regla de flujo y (iii) la correspondiente ley de endurecimiento. En este trabajo se ha implementado el modelo de Mohr-Coulomb con una ley de endurecimiento afectando a la variable de cohesión, siguiendo las directrices de [4]. El carácter asociativo o no asociativo del modelo plástico reside en la diferencia entre los valores del ángulo de rozamiento ϕ y el ángulo de dilatación ψ , parámetros de la función de plastificación y el potencial plástico respectivamente.

Por tanto, las variables independientes del problema son el campo de desplazamientos \mathbf{u} , el campo de deformaciones plásticas $\boldsymbol{\varepsilon}^p$ y la variable phase-field d . Estas variables entran dentro del montaje del modelo de carácter acoplado a través de la formulación de la densidad de energía interna total, propia de formulaciones de tipo variacional. La densidad de energía presenta la siguiente forma [5]:

$$\begin{aligned}
 W_{int}(\boldsymbol{\varepsilon}, \boldsymbol{\varepsilon}^p, d, \nabla d, \alpha, \nabla \alpha) &:= \psi(\boldsymbol{\varepsilon}, \boldsymbol{\varepsilon}^p, d, \alpha, \nabla \alpha) + \Delta(d, \nabla d, \alpha) = \\
 &= \underbrace{g(d)\psi_e(\boldsymbol{\varepsilon} - \boldsymbol{\varepsilon}^p)}_{\mathbf{E}} + \underbrace{h(d)\psi_p(\alpha, \nabla \alpha)}_{\mathbf{H}} + \underbrace{\Delta_f(d, \nabla d)}_{\mathbf{F}} + \\
 &+ \underbrace{p(d)\Delta_p(\alpha)}_{\mathbf{P}}
 \end{aligned} \tag{1}$$

En la que α es la variable de endurecimiento. En un primer desarrollo la energía se divide en dos términos: la energía libre ψ y el trabajo disipativo Δ , que puede ser local o no local para el campo de fractura en función de si se considera el término de ∇d . Pasando a un segundo nivel contamos con cuatro términos, cuyo desarrollo puede consultarse en [5], enfocándonos en este documento en el término de fractura \mathbf{F} :

- **E**: Término correspondiente a la energía elástica degradada. Dicha energía se degrada a partir de una función $g(d)$ cuyo valor disminuye desde 1 a 0 a medida que el valor de d aumenta.
- **H**: Término correspondiente a la energía plástica degradada. De nuevo existe una función $h(d)$ que cumple el mismo propósito y condiciones que $g(d)$.
- **F**: Término correspondiente al trabajo disipativo de daño. En el contexto que se trata toma la forma:

$$\Delta_f(d, \nabla d) := \frac{G_c}{c_\omega} \left(\frac{\omega(d)}{l_c} + l_c |\nabla d|^2 \right) \tag{2}$$

Donde G_c es la tenacidad a fractura del material, y $\omega(d)$ y c_ω son los coeficientes propios del funcional de Ambrosio-Tortorelli. En el caso más común (conocido como AT-2) se considera la función de densidad de superficie de grieta definida en [2]:

$$\Delta_f(d, \nabla d) := \frac{G_c}{2} \left(\frac{d^2}{l_c} + l_c |\nabla d|^2 \right) \tag{3}$$

Puede comprobarse que utilizando este tipo de formulación se da la Γ -Convergencia al modelo de fractura frágil de Griffith llevando a 0 la longitud característica l_c , véase [2, 6]. Sin embargo, tiene el inconveniente de que el daño empieza a entrar en juego desde que se inicia el estado de carga. Esta desventaja se suele suplir mediante el uso de *thresholds*, por los que se impone un umbral para el comienzo del desarrollo del daño [7, 8]. También existen otros autores que emplean un funcional tipo AT-1, que desarrolla un tramo lineal previo al daño, aunque es necesario realizar ajustes para mantener la condición de irreversibilidad [9].

- **P**: Término correspondiente al trabajo disipativo plástico, degradado a partir de la función $p(\delta)$.

Con estos términos, se ensambla la densidad de energía y se integra en el dominio de estudio para después obtener la formulación energética propia del método de los elementos finitos. La organización del artículo se estructura como sigue: En primer lugar, se describe y se detalla el modelo computacional desarrollado (Secs. 1 y 2), para posteriormente extraer una serie de resultados de carácter cualitativo a través de un ejemplo sencillo para una serie de metodologías reconocidas (Sec. 3). Finalmente se resumen las principales conclusiones en la Sec. 4.

1. MODELO COMPUTACIONAL

El modelo computacional desarrollado se basa en el método de los elementos finitos y fue desarrollado en ABAQUS. La forma de resolver el problema acoplado pasa por implementar un procedimiento tipo *Staggered Algorithm* [10]. En ABAQUS, se trabajará con los entornos personalizables tipo UEL y UMAT. Una UEL (*User Element*) es un tipo de interfaz que permite implementar elementos finitos según una metodología propuesta por el usuario. Las aportaciones de este entorno son las contribuciones al vector de residuos y a la matriz de rigidez del sistema de ecuaciones del MEF. Por otro lado, la UMAT se encarga de definir el modelo de comportamiento del material a través de la actualización del estado de tensiones y de la matriz de rigidez en base al modelo plástico implementado. Como variables generales de entrada se detalla el valor estimado del campo de desplazamientos y de daño, que deben converger en cada paso de tiempo por el carácter desacoplado del algoritmo empleado.

Dentro del procedimiento, uno de los aspectos más destacables es el cálculo de las energías. Para la energía elástica (término **E** sin degradar) la formulación en materiales isotropos toma la forma [11]:

$$\Psi_e = \frac{\lambda}{2}(\text{tr } \boldsymbol{\varepsilon}^e)^2 + \mu \text{tr} [(\boldsymbol{\varepsilon}^e)^2] \quad (4)$$

Se puede observar que la Ec.(4) es combinación lineal de los invariantes del tensor de deformaciones elástico. En este trabajo se utilizará la descomposición de Miehe [7], que se basa en la diferenciación de la parte positiva (tracción) y negativa (compresión) haciendo uso de las deformaciones elásticas del sistema principal, que son los autovalores del tensor de deformaciones elástico ($\varepsilon_1^e, \varepsilon_2^e, \varepsilon_3^e$):

$$\Psi_{e_{\pm}} = \frac{\lambda}{2} \langle \varepsilon_1^e + \varepsilon_2^e + \varepsilon_3^e \rangle_{\pm}^2 + \mu \left(\langle \varepsilon_1^e \rangle_{\pm}^2 + \langle \varepsilon_2^e \rangle_{\pm}^2 + \langle \varepsilon_3^e \rangle_{\pm}^2 \right) \quad (5)$$

El operador $\langle z \rangle_{\pm}$ son los paréntesis de Macaulay, que representan la función a trozos $\langle z \rangle_{\pm} := (z \pm |z|)/2$.

Por otro lado, la energía disipativa plástica Ψ_{pd} (término **H** + **P** sin degradar) se calcula a través de la obtención

del área bajo la curva de tensión-deformación plástica, de forma que:

$$\Psi_{pd} = \Psi_{pd} + \sum_{i=1}^n \frac{\sigma_i^{n+1} + \sigma_i^n}{2} (\varepsilon_{pi}^{n-1} - \varepsilon_{pi}^n) \quad (6)$$

Siendo n el número de componentes del pseudovector de deformaciones plásticas. Tal y como se muestra en la figura 2 para una componente genérica, la energía se calcula mediante la discretización de la integral o suma discreta de áreas sucesivas, añadiendo en cada paso la encerrada entre los valores de deformación plástica del paso anterior y del actual.

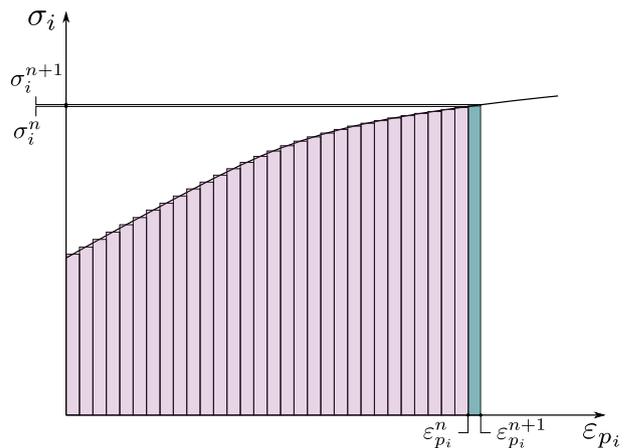


Figura 2: Obtención de la energía disipativa plástica.

Se observa que este tipo de disipación se calcula en función de las tensiones efectivas, que no están afectadas del campo daño. Se emplean este tipo de tensiones, y no las nominales (afectadas del campo de daño), ya que la energía se degrada posteriormente a través de la función de degradación.

Tras la obtención de todas las variables necesarias, se añaden como contribuciones a los vectores de residuos y matrices de rigidez, a través de las expresiones definidas del procedimiento tipo *Staggered Algorithm* en [10].

2. ANÁLISIS DE METODOLOGÍAS

En esta sección se hará especial énfasis en el cálculo del residuo y parte de la matriz de rigidez dependiente del campo de daño δ , r_i^{δ} y $\mathbf{K}_{ij}^{\delta\delta}$. Estas variables dependen, además de la discretización del MEF realizada, del término de *Driving Force*. Dicho término tiene su origen en la ecuación de evolución local del daño [8]:

$$\frac{G_c}{l_c} [\delta - l_c^2 \Delta \delta] = \frac{2(1 - \delta)\mathcal{H}}{\text{Driving Force}} \quad (7)$$

R. Geométrica

Donde el crecimiento de grieta se basa en un equilibrio, a modo de competición, entre el término de la resistencia geométrica y la *Driving Force*, gobernada por la variable

histórica \mathcal{H} , responsable de la condición de irreversibilidad del daño en modelos AT-2.

Diferentes autores, en aras de desarrollar un modelo de fractura dúctil que acople los campos de plasticidad y daño, han propuesto y desarrollado diversas formulaciones para el término de *Driving Force*. En este trabajo se estudiará la derivación de las metodologías de Borden [12] y Miehe [13], que son los que más versatilidad ofrecen a la hora de modelar este tipo de comportamiento en materiales.

En ambos casos, se parte de la ecuación de evolución de la superficie de grieta (7) realizando una serie de modificaciones a través de parámetros y *thresholds*. A continuación, se muestra como obtener las componentes del vector de residuos y matriz de rigidez asociados al daño para cada metodología.

- Metodología propuesta por Borden et al.: En este caso, la ecuación de evolución sufre cambios en la definición de \mathcal{H} y $g(\delta)$, partiendo de la Ec. (3), quedando de la siguiente forma:

$$\frac{G_c}{l_c} (\delta - l_c^2 \Delta \delta) = -g'(\delta) [\beta_e \mathcal{H} + \beta_p \langle \Psi_{pd} - W_0 \rangle_+] \quad (8)$$

Donde:

$$\begin{aligned} \mathcal{H} &= \max_{s \in [0,1]} [\Psi_e(\epsilon^e)] \\ g(\delta) &= (1 - \delta)^2 (1 + \delta(2 - m)), \quad m > 0 \end{aligned} \quad (9)$$

Por facilitar la comprensión en el desarrollo, se ha obviado intencionadamente la descomposición en parte positiva y negativa de la energía elástica en ambas metodologías, teniendo solo que afectar la función de degradación a la parte positiva.

En base a la discusión ofrecida en [5], Borden y coautores utilizan una función de degradación cúbica con AT-2 para poder generar un tramo lineal previo a alcanzar la deformación correspondiente a la tensión pico (como comparación al comportamiento de la de carácter cuadrático consultar [12]) y así suplir el defecto del comienzo inmediato del daño con la puesta en carga propia de la combinación $\{g(\delta) \text{ cuadrática} + \text{AT-2}\}$. Para conseguir mantener el mismo nivel de deformaciones al alcanzar la tensión pico que en el caso cuadrático y mantener la semejanza con un modelo AT-2, el parámetro m se debe ajustar. Dicho ajuste se corresponde a un valor mucho menor que la unidad, pero sin alcanzar su nulidad ya que no se podría producir la nucleación de defectos para el estado intacto del material. En [12], siguiendo diversas modelizaciones, se opta por un valor de $m = 10^{-4}$. Por otro lado, Borden separa la *Driving Force* en dos términos afectados por unos coeficientes de ponderación β_e y β_p . El primer término afecta a la energía elástica y el segundo a la disipación plástica controlada además

por un *threshold* W_0 . Los coeficientes de ponderación modelan la contribución de cada término al crecimiento de grieta, que es el fin último de la *Driving Force*.

Para obtener la componente asociada al daño del vector de residuos y matriz de rigidez es necesario utilizar la discretización propia del MEF:

$$\begin{aligned} \delta &= \mathbf{N}_i \mathbf{d}_i \\ \nabla \delta &= \mathbf{B}_i \mathbf{d}_i \end{aligned} \quad (10)$$

Por la cual, sustituyendo en (8) y derivando se obtiene:

$$\begin{aligned} \mathbf{r}_i^\delta &= \int_{\mathcal{B}} \left\{ \left[\frac{G_c}{l_c} \delta + g'(\delta) (\beta_e \mathcal{H} + \beta_p \langle \Psi_{pd} - W_0 \rangle_+) \right] \mathbf{N}_i + G_c l_c (\mathbf{B}_i^T \nabla \delta) \right\} dV \\ \mathbf{K}_{ij}^{\delta\delta} &= \frac{\partial \mathbf{r}_i^\delta}{\partial \mathbf{d}_j} = \int_{\mathcal{B}} \left\{ \left[\frac{G_c}{l_c} + g''(\delta) (\beta_e \mathcal{H} + \beta_p \langle \Psi_{pd} - W_0 \rangle_+) \right] \mathbf{N}_i \mathbf{N}_j + G_c l_c \mathbf{B}_i^T \mathbf{B}_j \right\} dV \end{aligned} \quad (11)$$

- Metodología propuesta Miehe y coautores: Por su parte, Miehe et al. [8] realizan la modificación del término \mathbf{F} de (1). En dicho término establece una extensión del modelo AT-2:

$$\Delta_f(\delta, \nabla \delta) := 2 \frac{\omega_c}{\xi} \left(\frac{\delta^2}{l_c} + l_c |\nabla \delta|^2 \right) + (1 - g(\delta)) \omega_c \quad (12)$$

En el que añade un término adicional controlado por la energía crítica de fractura ω_c que actúa a modo de *threshold*. Desarrollando la energía total del sistema y derivando con respecto a la variable daño para obtener la ecuación de evolución queda:

$$2 \frac{\omega_c}{\xi} (\delta - l_c^2 \Delta \delta) = -g'(\delta) \mathcal{H} \quad (13)$$

Donde:

$$\begin{aligned} \mathcal{H} &= \max_{s \in [0,1]} [\langle \Psi_e + \Psi_{pd} - \omega_c \rangle] \\ g(\delta) &= (1 - \delta)^2 \end{aligned} \quad (14)$$

Como puede observarse, esta formulación introduce el *threshold* de manera natural en el término de energía de fractura, que deriva en la ecuación de evolución, a diferencia de otros autores que optan por establecerlo en los términos de energía elástica o plástica. De esta forma, consigue asemejarse a un modelo AT-1 con un tramo previo lineal sin daño apreciable, pero con las ventajas propias de un modelo AT-2. Además, emplea un parámetro ξ para controlar la caída de la fase postcrítica de daño.

De forma análoga al proceso realizado en Borden et al. [12], se obtienen las contribuciones al sistema

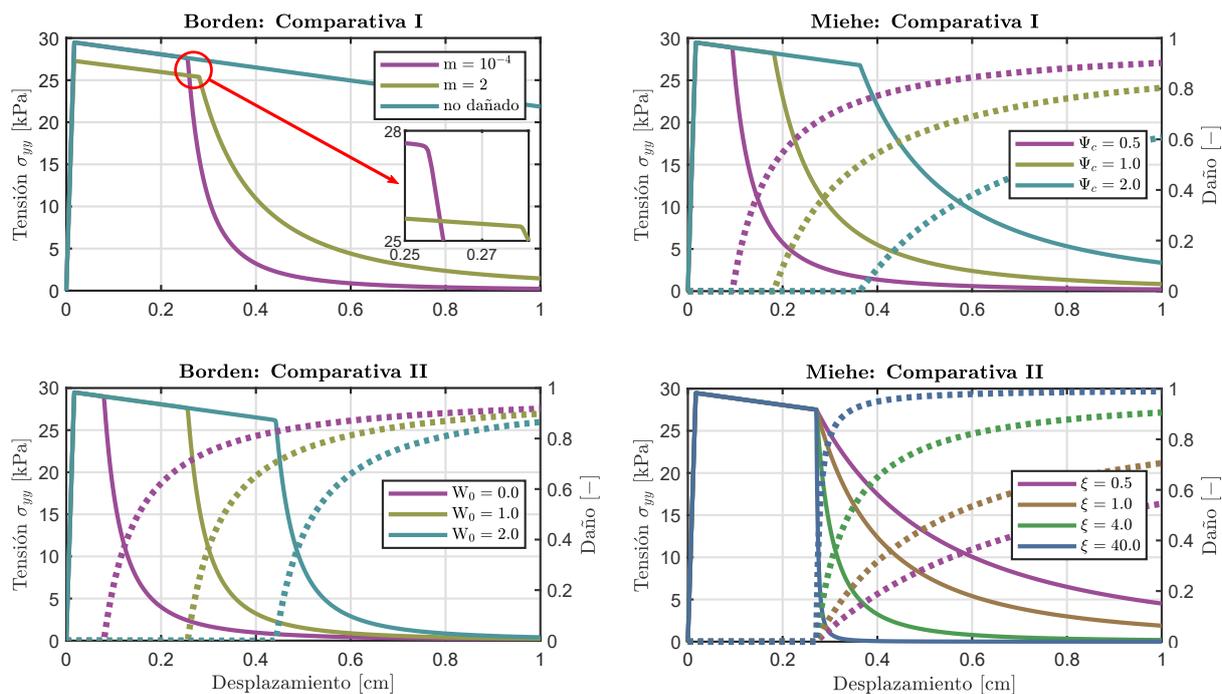


Figura 3: Resultados de las curvas de comportamiento (línea continua) y evolución del daño (línea discontinua).

del MEF:

$$\begin{aligned} \mathbf{r}_i^{\text{d}} &= \int_{\mathcal{B}} \left\{ 2 \frac{\omega_c}{\xi} \mathfrak{d} + g'(\mathfrak{d}) \mathcal{H} \right\} \mathbf{N}_i + \\ &+ \frac{2\omega_c l_c^2}{\xi} \left(\mathbf{B}_i^T \nabla \mathfrak{d} \right) dV \\ \mathbf{K}_{ij}^{\text{dd}} &= \frac{\partial \mathbf{r}_i^{\text{d}}}{\partial \mathfrak{d}_j} = \int_{\mathcal{B}} \left\{ 2 \frac{\omega_c}{\xi} + g''(\mathfrak{d}) \mathcal{H} \right\} \mathbf{N}_i \mathbf{N}_j + \\ &+ \frac{2\omega_c l_c^2}{\xi} \mathbf{B}_i^T \mathbf{B}_j dV \end{aligned} \quad (15)$$

3. RESULTADOS

Para verificar las metodologías presentadas en la sección anterior con el modelo computacional desarrollado, se comprobará de forma cualitativa su efectividad a través de un ejemplo sencillo. Dicho ejemplo supone la modelización de un elemento sometido a tracción en condiciones de deformación plana. El elemento utilizado es de tipo bilineal de 4 nodos, con 4 puntos de integración. Dentro de la modelización de la plasticidad a partir del modelo de Mohr-Coulomb se propone la siguiente ley de endurecimiento de carácter lineal para la cohesión, en función de la deformación plástica acumulada $\bar{\varepsilon}^p$ (variable de endurecimiento):

$$c(\bar{\varepsilon}^p) = c_0 + H\bar{\varepsilon}^p \quad (16)$$

Las propiedades empleadas en la modelización son las recogidas en la Tabla 1. Estas propiedades modelizan de forma cualitativa un suelo tipo arcilloso en condiciones no drenadas (simulación a corto plazo), material característico de aplicación del modelo Mohr-Coloumb, con

un módulo de endurecimiento H negativo ya que la tracción va asociada a una pérdida de resistencia en suelos.

Material	E [kPa]	ν	G_c [kPa·m]	l_c [m]
Arcilla	$8.0 \cdot 10^3$	0.2	0.5	0.2

Material	c_0 [kPa]	H [kPa]	ϕ [°]	ψ [°]
Arcilla	15.0	-10.0	1.0	1.0

Tabla 1: Propiedades y parámetros utilizados para las metodologías de Borden y Miehe.

A continuación, a la vista de los resultados ilustrados en la Figura 3 puede concluirse:

- En la comparativa I de Borden se denota la diferencia entre la aproximación de Borden et al. ($m = 10^{-4}$) y un AT-2 ($m = 2$) sin *threshold*, con referencia al estado no dañado. Se observa que mientras que la aproximación de Borden et al. conserva una fase no dañada antes de darse la caída súbita de resistencia, en AT-2 la degradación comienza desde la fase elástica. Además, gracias al zoom en la gráfica se puede apreciar una transición más suave a la caída en Borden et al. que en AT-2.
- En la comparativa II de Borden se observa el efecto del *threshold* en la parte plástica de la *Driving Force*. Como era de esperar, a mayor valor del *threshold* más se retrasa el inicio de la fase de daño en el elemento.
- De forma análoga al caso anterior, en la comparativa I de Miehe se comprueba el efecto de la energía

crítica ω_c . A mayor valor de este parámetro mayor es la energía necesaria para desencadenar el proceso de daño.

- Por último, en la comparativa II de Miehe observamos las diferentes formas de caída propias de la fase post-crítica debido al parámetro ξ . A medida que aumenta el valor de este parámetro la pendiente va creciendo, asemejándose a una fase de daño sin mucho recorrido en deformaciones propia de la fractura de tipo frágil.

4. CONCLUSIONES

El presente trabajo muestra la capacidad de las distintas metodologías descritas empleando el modelo computacional desarrollado. En este caso, el carácter asociado o no asociado de la plasticidad viene dada por una aplicación sencilla del modelo de Mohr-Coulomb.

Gracias al problema planteado, se ha podido comprobar como cada parámetro influye en la solución. Con este conocimiento se podría trabajar con el ajuste de resultados experimentales. Sin embargo, cabe destacar que detrás de cada metodología y de la obtención del valor de cada parámetro debería existir un trasfondo físico que le aporte rigor científico a la modelización efectuada.

Finalmente, se denota la versatilidad del modelo computacional para incluir otro tipo de leyes de comportamiento distintas a través del desarrollo de UMAT específicas, que pueden acoplarse fácilmente al entorno de la UEL implementado en ABAQUS. Además, una vez verificado los resultados para un elemento, los problemas planteados pueden asemejarse a geometrías y condiciones más realistas.

AGRADECIMIENTOS

JR, PD y POR agradecen su apoyo al Ministerio de Ciencia e Innovación y a la Agencia Estatal de Investigación a través de la subvención del proyecto PID2019-109723GB-I00. Además, POR agradece el apoyo de la Universidad de Sevilla a través del contrato predoctoral otorgado en la convocatoria VIPPIT-2020-II.2. Por su parte, AQC agradece su apoyo al Ministerio de Universidades del Gobierno Español y a los fondos del programa Next Generation EU de la Unión Europea.

REFERENCIAS

[1] G. A. Francfort and J. J. Marigo. Revisiting brittle fracture as an energy minimization problem. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 46, 1998.

[2] C. Miehe, F. Welschinger, and M. Hofacker. Thermodynamically consistent phase-field models of fracture: Variational principles and multi-field fe

implementations. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 83, 2010.

[3] Jacob Lubliner. Plasticity theory: Revised edition. *Journal of Applied Mechanics*, 59, 2006.

[4] E. A. De Souza Neto, D. Perić, and D. R.J. Owen. *Computational Methods for Plasticity: Theory and Applications*. 2008.

[5] R. Alessi, M. Ambati, T. Gerasimov, S. Vidoli, and L. De Lorenzis. Comparison of phase-field models of fracture coupled with plasticity. *Computational Methods in Applied Sciences*, 46, 2018.

[6] Gilles A. Francfort, Blaise Bourdin, and Jean Jacques Marigo. The variational approach to fracture. *Journal of Elasticity*, 91:5–148, 4 2008.

[7] Christian Miehe, Lisa Marie Schänzel, and Heike Ulmer. Phase field modeling of fracture in multi-physics problems. part i. balance of crack surface and failure criteria for brittle crack propagation in thermo-elastic solids. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 294, 2015.

[8] C. Miehe, M. Hofacker, L. M. Schänzel, and F. Aldakheel. Phase field modeling of fracture in multi-physics problems. part ii. coupled brittle-to-ductile failure criteria and crack propagation in thermo-elastic-plastic solids. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 294, 2015.

[9] Roberto Alessi, Jean Jacques Marigo, Corrado Maurini, and Stefano Vidoli. Coupling damage and plasticity for a phase-field regularisation of brittle, cohesive and ductile fracture: One-dimensional examples. *International Journal of Mechanical Sciences*, 149, 2018.

[10] Jianguang Fang, Chengqing Wu, Timon Rabczuk, Chi Wu, Conggan Ma, Guangyong Sun, and Qing Li. Phase field fracture in elasto-plastic solids: Abaqus implementation and case studies. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 103, 2019.

[11] N. P.van Dijk, J. J. Espadas-Escalante, and P. Isaksson. Strain energy density decompositions in phase-field fracture theories for orthotropy and anisotropy. *International Journal of Solids and Structures*, 196-197, 2020.

[12] Michael J. Borden, Thomas J.R. Hughes, Chad M. Landis, Amin Anvari, and Isaac J. Lee. A phase-field formulation for fracture in ductile materials: Finite deformation balance law derivation, plastic degradation, and stress triaxiality effects. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 312, 2016.

[13] C. Miehe, S. Teichtmeister, and F. Aldakheel. Phase-field modelling of ductile fracture: A variational gradient-extended plasticity-damage theory and its micromorphic regularization. *Philosophical Transactions of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, 374, 2016.

MODELO FENOMENOLÓGICO PARA EL ANÁLISIS Y PREDICCIÓN DE LA EVOLUCIÓN DE DAÑO EN HORMIGÓN EN MASA Y CON FIBRAS BAJO FATIGA EN COMPRESIÓN

S. Blasón^{1*}, A. Fernández Canteli², G. Ruiz³, E. Poveda³, R.C. Yu³, E. Castillo⁴

¹Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM), Berlin, Alemania

²Dpto. Construcción e Ingeniería de Fabricación, Universidad de Oviedo, España

³Dpto. de Mecánica Aplicada e Ingeniería de Proyectos, Universidad de Castilla La Mancha, España

⁴Real Academia de Ingeniería y Real Academia de Ciencias de España

* Persona de contacto: sergioblasonglez@gmail.com

RESUMEN

En este trabajo se modeliza y predice la deformación total, ε , en hormigón simple y reforzado con fibras bajo fatiga en compresión utilizando un enfoque fenomenológico. Se consideran dos escenarios diferentes para la evaluación del proceso de daño por fatiga. El primero se refiere a la evolución estocástica del daño acumulado representado por una función muestral como deformación total en función del número de ciclos normalizado al de rotura. El segundo, se refiere a la variabilidad de las vidas de fatiga para un valor prefijado de deformación considerado como estado límite último. La función muestral normalizada se identifica como una función de distribución (fdd) de la familia generalizada de valores extremos (GEV), en este caso justificada como distribución de Weibull. El modelo incluye la predicción probabilística de la vida útil bajo fatiga por compresión, así como la inferencia de la evolución restante de la curva ε - N hasta el fallo cuando el ensayo se interrumpe prematuramente. El procedimiento permite alcanzar una reducción notable de la duración del ensayo, así como del coste del programa experimental sin que se resienta la fiabilidad de los datos.

PALABRAS CLAVE: Curva cíclica ε - N ; daño por fatiga; predicción probabilística de vida en fatiga; interrupción prematura de ensayos de fatiga.

ABSTRACT

The total strain in plain and fiber-reinforced concrete under compressive constant fatigue load is modelled and predicted using a phenomenological approach. Two different scenarios are considered for the assessment of the damage process under cyclic creep. The first one, refers to the stochastic cumulative damage evolution represented by a sample function as the total strain in terms of the number of cycles normalized to the failure one. The second one, concerns the variability of the fatigue lifetimes for a prefixed fatigue strain value, which is considered the ultimate limit state. The normalized sample function is identified as a cumulative distribution function (cdf) of the generalized extreme value (GEV) family, in this case justified as the Weibull distribution. The proposal includes the probabilistic lifetime prediction under compression fatigue as well as the expectation of the remaining evolution of the ε - N curve up to failure when the test is prematurely interrupted. In this way, a notable reduction of the test duration and cost of the experimental program is attainable without impairment of the data reliability.

KEYWORDS: Cyclic ε - N creep curve; fatigue damage; probabilistic lifetime prediction; premature fatigue test interruption

1. INTRODUCCIÓN

El fenómeno de fatiga por compresión en hormigón, al igual que otros casos semejantes de acumulación de daño, se puede analizar recurriendo a dos vertientes diferenciadas. Por un lado, mediante la predicción de vida a fatiga evaluando la distribución de los tiempos de vida hasta fallo para un nivel de carga [1-4]. Por el otro, a través del proceso global estocástico de avance del daño bajo un nivel constante de carga cíclica. Este último suele realizarse mediante la monitorización de la deformación total observada durante el ensayo de fatiga, siendo

posteriormente descrito analíticamente mediante funciones muestrales [4-6].

En la actualidad, la primera vertiente, relativa a la estimación de vida, suele resolverse recurriendo a la ecuación de Sparks-Menzies [7], que postula una dependencia lineal en escala doblemente logarítmica entre el número de ciclos hasta la rotura, N_F , y el gradiente de deformación medido en el tramo secundario, cuasi-lineal, del ensayo. Con ello, se consigue reducir el número de ensayos y, por tanto, los costes inherentes a la campaña experimental sin pérdida apreciable de la

fiabilidad en las estimaciones de la vida útil; no obstante, con el prerequisite de disponer de información previa sobre curvas $\varepsilon-N$ experimentales de la muestra de material [4]. Sin embargo, no proporciona una descripción analítica de la evolución de la deformación, o sea del daño, ni la predicción probabilística de la vida útil de una muestra de material.

Como paso previo para alcanzar una propuesta alternativa mejorada de la descripción general de las curvas de deformación-vida a fatiga, basada en la relación fenomenológica entre daño y vida útil, es necesaria una justificación integral de la validez de la propuesta empírica de Sparks-Menzies, así como también un análisis de sus limitaciones. En este trabajo se propone una metodología para alcanzar dicho propósito.

Los autores abogan por el análisis de ensayos de fatiga de compresión $\varepsilon-N$ desde una perspectiva dual. En el primer escenario se analiza la aleatoriedad inherente al número de ciclos hasta el estado de daño terminal o de fallo. En el segundo escenario, de acuerdo con investigaciones anteriores de los autores [2-4], la evolución de daño con los ciclos de carga (identificado como deformación total) se describe a través de las funciones muestrales. Tras su normalización, se ajusta convenientemente mediante una función de distribución (cdf) de la familia generalizada de valores extremos (GEV), en particular, de Weibull; véase también [8]. En el programa experimental aquí considerado [1], los resultados se refieren a ensayos bajo un único y constante rango de tensión. Un modelo ulterior, extendido a diferentes niveles de tensión, que se prevé sea desarrollado en el marco del programa de investigación actualmente en curso más general, sería aplicable a todo el campo probabilístico $S-N$ del material.

La metodología propuesta se aplica en este trabajo al estudio de un hormigón en masa, a modo de ejemplo. La extensión del procedimiento a mezclas de hormigón con diferentes porcentajes de refuerzo de fibra de acero es automática, tal como se examina en [2,4]. El modelo analítico resultante de las curvas de fatiga $\varepsilon-N$ proporciona información complementaria que, junto con la suministrada por el campo $S-N$, puede aplicarse en el diseño y análisis probabilístico de acumulación de daño. De esta forma, se logra un análisis global del fenómeno que garantiza mayor fiabilidad en la predicción de la vida útil a fatiga en hormigones, con y sin refuerzo de fibras, mediante la interpretación física de los parámetros del modelo.

2. PROGRAMA EXPERIMENTAL

Los resultados de la extensa campaña experimental de [1] realizada sobre hormigón simple y reforzado bajo carga de fatiga por compresión se revisan poniendo en práctica la ya mencionada novedosa perspectiva dual. Asimismo, se define un criterio más consistente de estado límite

último en la fractura del hormigón sobre una base probabilística. La curva $\varepsilon-N^*$, que difícilmente puede identificarse por el nivel de microfisuración terminal alcanzado en el hormigón, se determina a partir de la función de muestra normalizada, como alternativa al supuesto estado de fractura.

Los ensayos de se realizaron en probetas cúbicas de 100 mm de lado bajo control de carga para un esfuerzo cíclico máximo de compresión constante $\sigma_{max} = 0,87 \cdot f_{cu}$ y una relación de tensiones $R = \sigma_{min}/\sigma_{max} = 0,27$. En [1] se fabricaron mezclas con la misma matriz de hormigón, aunque con cinco diferentes contenidos de fibra de acero (0, 15, 30, 45 y 60 kg/m³ de acero, respectivamente), empleando las referencias H00, H15, H30, H45, H60. Los detalles pormenorizados de la campaña experimental pueden consultarse en [1]. Por razones de espacio, el estudio que aquí se presenta se limitará a la mezcla de hormigón en masa identificada por H00. Los resultados correspondientes se muestran en la Figura 1.

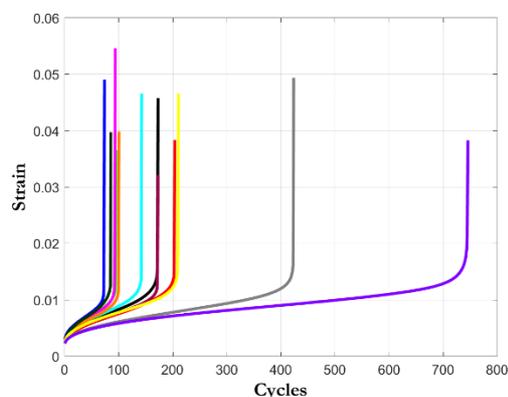


Figura 1. Curvas $\varepsilon-N$ originales de la muestra de hormigón en masa ensayada en [1].

3. ANÁLISIS PROBABILÍSTICO DUAL

El análisis probabilístico completo de las curvas deformación total frente al número de ciclos, $\varepsilon-N$, abarca, por un lado, la distribución estadística de los tiempos de vida terminal [2-4] y, por el otro, la definición de la función muestral estocástica que representa la curva $\varepsilon-N$ como proceso característico de evolución de daño [9].

3.1 Evaluación de la vida total a fatiga

Los resultados de vida última hasta fallo se analizan aplicando la evaluación convencional de una muestra de datos de vida útil, en la que los resultados aleatorios, independientes, representan el número de ciclos necesarios para alcanzar una cierta magnitud prefijada de la deformación acumulada, según el criterio de estado límite adoptado [4]. La distribución triparamétrica de Weibull de mínimos ha sido considerada para completar la evaluación de los resultados de vida última hasta fallo (ver [4]). El resultado obtenido al estudiar la muestra H00 se presenta en la Figura 2.

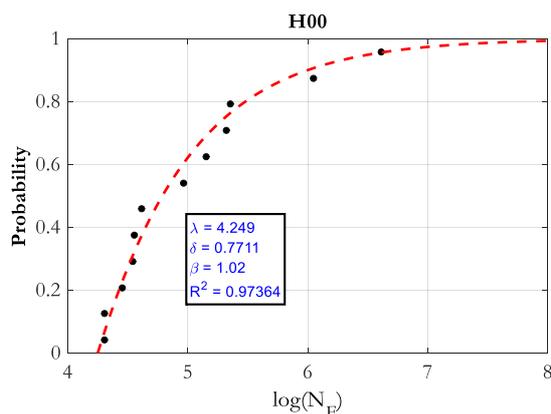


Figura 2. Distribución de ciclos hasta fallo en H00.

Como análisis de un estado terminal, no se requiere la monitorización de la evolución de daño a lo largo de cada ensayo, sino que únicamente se precisa la información del número de ciclos final contabilizado.

3.2 Normalización e interpretación de daño

Las curvas $\epsilon-N$ representan la evolución del daño durante los ensayos de fatiga en hormigón, donde la deformación acumulada sigue un patrón definido, típicamente sigmoïdal, fruto del proceso progresivo y estable de microfisuración. La normalización del número de ciclos en cada instante respecto a los ciclos totales hasta el fallo, $N^* = N/N_F$, da lugar a la conversión en curvas $\epsilon-N^*$, que crecen monótonamente entre 0 y 1. De esta manera, por su propia definición, la evolución $\epsilon-N^*$ puede asimilarse a una función de distribución (fdd) en la que N^* se asocia con el índice de daño del proceso.

La curva $\epsilon-N^*$ puede identificarse con una función de distribución perteneciente a la familia de valores extremos generalizados (GEV) para mínimos [8]. La distribución de Weibull ha demostrado ser la más apropiada en este sentido [2,4]. La expresión analítica de la evolución de daño acumulado puede, entonces, expresarse como:

$$N^* = \frac{N}{N_F} = 1 - \exp \left\{ - \left[\frac{\epsilon - \epsilon_0}{\delta} \right]^\beta \right\} \quad (1)$$

donde N_F es el número de ciclos resultante hasta alcanzar el estado terminal y β , δ y ϵ_0 son los parámetros de forma, escala y localización de Weibull, respectivamente. Nótese que ϵ_0 se identifica como deformación inicial. La Figura 3 presenta un ejemplo del ajuste del comportamiento $\epsilon-N$ de una probeta de hormigón sin fibras recurriendo al modelo dado por la expresión (1). En la Figura 4 se observan los ajustes $\epsilon-N^*$ de todas las probetas analizadas de la muestra H00, que evidencian una dispersión importante. Esto último a pesar de que los valores de los parámetros de ajuste resultantes son bastante homogéneos [4].

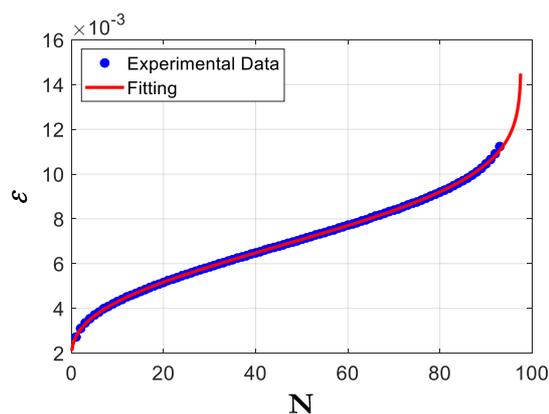


Figura 3. Ejemplo de ajuste de curva $\epsilon-N$ en una probeta de hormigón sin fibras según modelo de expresión (1).

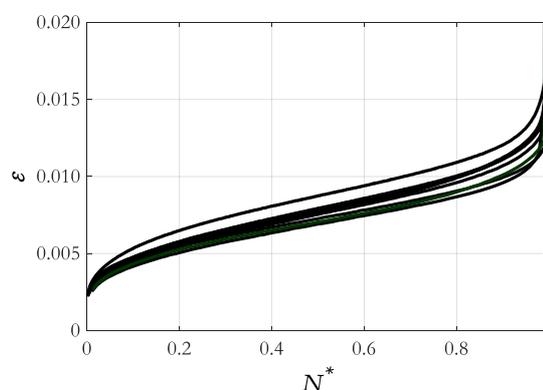


Figura 4. Curvas $\epsilon-N^*$ ajustadas de la muestra H00

3.3 Definición del criterio de estado límite último

El criterio de estado último se basa en la adecuada definición de la deformación límite total terminal, ϵ_{lim} , asociada a un cierto grado de microfisuración del hormigón que garantiza un diseño práctico seguro. Ello implica la definición del valor de deformación máxima admisible a partir de un valor conservador, prefijado, de la vida útil normalizada. Este se toma como referencia en la definición de la deformación total terminal, ϵ_{lim} , realizando una proyección lineal de la pendiente de la deformación normalizada desde el valor prefijado. La Figura 5 muestra un ejemplo representativo tomando como referencia $N^*=0.9$.

4. SPARKS-MENZIES VS. MODELO FENOMENOLÓGICO PROPUESTO

4.1 Interpretación de la ecuación de Sparks-Menzies

La ecuación de Sparks-Menzies [8] postula una relación lineal empírica entre la pendiente de la curva de deformación dividida por la frecuencia, $\dot{\epsilon}/f$, y el número total de ciclos hasta rotura, N_F , ambos evaluados en escala logarítmica. Esta relación se aplica en una hipotética extrapolación a fin de predecir la vida total de diferentes tipos de hormigón a partir del registro en el

dominio II, cuasi-lineal, de la curva $\varepsilon-N$ registrada durante el ensayo [1]. No obstante, la aplicación práctica requiere un conocimiento previo de los parámetros de la ecuación.

Como queda reflejado en la sección 3.1, el grupo de curvas normalizadas $\varepsilon-N^*$ de cada muestra analizada representa un conjunto compacto, cuya pendiente, $d\varepsilon/dN$, durante la fase cuasi-lineal presenta una moderada dispersión (ver Figura 6). Esto permitiría suponer un valor constante de la derivada, $d\varepsilon/dN_F$, característico de la muestra estudiada.

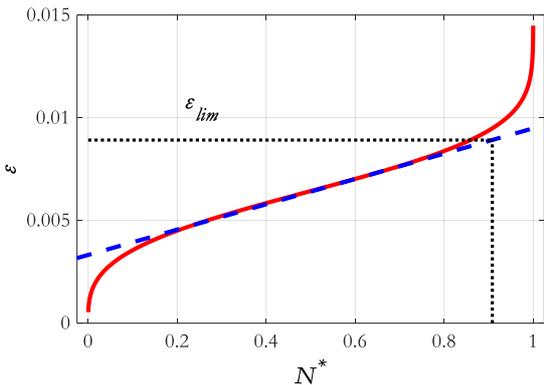


Fig. 5. Definición del estado de deformación límite, ε_{lim} , de acuerdo con el 90% de la vida total.

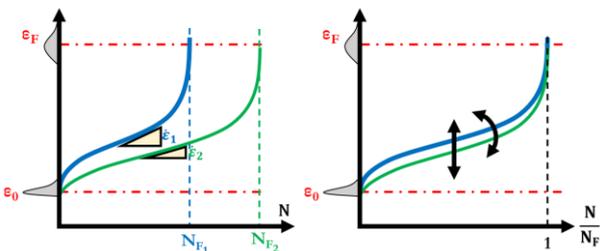


Figura 6. Justificación esquemática de la ecuación de Sparks-Menzies basada en la pendiente de la curva $\varepsilon-N^*$ en el régimen secundario.

De esta forma, el conjunto de curvas $\varepsilon-N$ normalizadas para cada muestra puede describirse de forma razonablemente satisfactoria mediante una curva mediana de referencia $\varepsilon-N^*$, cuya pendiente se deduce del valor promediado de todas las probetas ensayadas de la muestra. De acuerdo con ello,

$$\frac{d\varepsilon}{dN^*} = \frac{d\varepsilon}{d\left(\frac{N}{N_F}\right)} = N_F \left(\frac{d\varepsilon}{dN}\right) = N_F \left(\frac{d\varepsilon}{dt} \frac{dt}{dN}\right) = N_F \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{f}\right) \cong k \quad (2)$$

lo que demuestra una relación lineal en escala doblemente logarítmica entre $\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{f}\right)$ y N_F , con de valor -1. En contraposición, la ecuación de Sparks-Menzies viene dada como:

$$\log\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{f}\right) = \log \frac{d\varepsilon}{dN} = m + s \log N_F \quad (3)$$

donde la pendiente, s , no es necesariamente -1, sino que debe ser definida experimentalmente para el material empleado.

Derivando la expresión (1) se obtiene:

$$\begin{aligned} \frac{1}{N_F} &= -\exp\left[-\left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_0}{\delta}\right)^\beta\right] \left(-\frac{\beta}{\delta^\beta} (\varepsilon - \varepsilon_0)^{\beta-1}\right) \frac{d\varepsilon}{dN} \\ &= \left(1 - \frac{N}{N_F}\right) \left(\frac{\beta}{\delta^\beta} (\varepsilon - \varepsilon_0)^{\beta-1}\right) \frac{d\varepsilon}{dN} \end{aligned} \quad (4)$$

A su vez, de (1) se deduce

$$\left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_0}{\delta}\right)^{1-\beta} = \left(-\log\left(1 - \frac{N}{N_F}\right)\right)^{\frac{1-\beta}{\beta}} \quad (5)$$

que, sustituido en (4) y tomando logaritmos, resulta:

$$\begin{aligned} \log \frac{d\varepsilon}{dN} &= \\ &= -\log N_F + \log \left[\frac{\delta}{\beta} \left(1 - \frac{N}{N_F}\right)^{-1}\right] \left(-\log\left(1 - \frac{N}{N_F}\right)\right)^{\frac{1-\beta}{\beta}} \\ &= -\log N_F + m \end{aligned} \quad (6)$$

La expresión (6) depende tanto de N^* , es decir, de la posición sobre la función muestral $\varepsilon-N^*$, como también de los parámetros de escala y de forma de la fdd de Weibull. Esto prueba que la relación lineal entre $\log(N_F)$ y $\log(\dot{\varepsilon})$ se mantiene, no solo para el tramo secundario, sino, incluso, tomando como referencia cualquier otro punto de la curva $\varepsilon-N^*$. No obstante, ello no es recomendable dado que la interdependencia entre los parámetros de Weibull añade incertidumbre cuando se aplica fuera del régimen secundario de la curva de evolución de año, $\varepsilon-N^*$.

Si la pendiente se calcula en el punto de la deformación correspondiente a la moda de la función de Weibull (ver [4]), es decir para

$$m(\varepsilon_{mode}) = \log \left[\frac{\delta}{\beta} \exp\left(1 - \frac{1}{\beta}\right) \left(\left(1 - \frac{1}{\beta}\right)\right)^{\frac{1-\beta}{\beta}} \right] \quad (7)$$

se observa la dependencia de la pendiente únicamente respecto a los parámetros de escala y forma de la función muestral de Weibull definida en (1). La expresión (7) confirma, con generalidad, la relación lineal entre $\log(d\varepsilon/dN)$ y $\log(N_F)$ para una pendiente de valor -1, de acuerdo con (2).

Lo anterior pone en evidencia la discrepancia con la ecuación de Sparks-Menzies, que muestra una sistemática desviación con respecto a los resultados experimentales, como se observa en [1]. Sin embargo, ello puede justificarse mediante la correlación lineal entre m y N_F observadas para los diferentes contenidos de

fibras de hormigón, que denotan valores ligeramente más altos (pendientes menores. Notar la relación de proporcionalidad negativa) para valores crecientes de N_F (ver Figura 7), es decir:

$$m = s^* \log N_F + m^* \tag{8}$$

que, sustituida en (6), demuestra que

$$\log \frac{d\varepsilon}{dN} = (1 - s^*) \log N_F + m^* \tag{9}$$

donde s^* es la variación de la pendiente y m la ordenada en el origen. Obsérvese que el pequeño valor que representa s^* determina la limitada influencia sobre la pendiente final de la pendiente m de la ecuación de Sparks-Menzies.

Cuando la curva normalizada $\varepsilon-N^*$ se representa adecuadamente mediante una fdd de Weibull, la relación lineal entre $\log \frac{d\varepsilon}{dN}$ y N_F propugnada por Sparks-Menzies demuestra simplemente que la pendiente media es -1, mientras que la desviación con respecto a ese valor se debe a la influencia de los parámetros de escala y forma de Weibull.

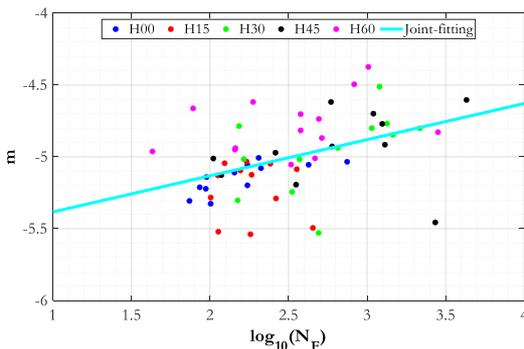


Figura 7. Tendencia de la relación $m-\log NF$ sobre el conjunto de ajustes de las muestras H00-H60, que justifica la desviación de la pendiente de la curva de respecto al valor -1.

5. DISCUSIÓN

Las curvas sigmoidales normalizadas $\varepsilon-N^*$ para probetas de una misma muestra de hormigón representadas como una fdd de la familia GEV confirman las características del fenómeno de fatiga como un caso típico de daño acumulado. El proceso de daño está predeterminado por la microestructura particular de la probeta ensayada, que vendrá condicionada por el contenido en fibra de la muestra analizada. La idoneidad de la definición analítica de la curva $\varepsilon-N$, como una función de distribución, junto con la coherencia del modelo, queda evidenciado por la homogeneidad de los parámetros de ajuste entre resultados de una misma muestra.

El doble carácter aleatorio del proceso de daño por fatiga bajo carga de compresión queda confirmado, así como la posible extensión de la metodología aplicada al hormigón en masa u otra mezcla con contenido en fibras (ver [4]).

Asimismo, la metodología fenomenológica propuesta utilizando fdds de la familia GEV aprovecha la información proporcionada por la evolución completa del proceso de daño para representar una solución más general y consistente que la ofrecida mediante la linealización implícita de la ecuación de Sparks y Menzies. La modelización propuesta de la evolución del daño permitiría la interrupción prematura del ensayo sin que ello suponga renunciar a una predicción fiable del número de ciclos hasta el fallo o, incluso, de la evolución de la deformación restante hasta el fallo. La aplicación de esta técnica novedosa promueve una reducción significativa en la duración y los costos de los ensayos.

Para comprobar la idoneidad del modelo dual, se ha aplicado en la reconstrucción de toda la curva $\varepsilon-N$ suponiendo una interrupción virtual para diferente número de ciclos, N_{int} , aplicados hasta el momento de la interrupción ficticia del ensayo, como porcentaje de la vida total, N_{int}/N_F , del 15%, 30 % 50% y 70%. En la Figura 8 se presenta un ejemplo entre la curva $\varepsilon-N$ real registrada en el ensayo y las curvas $\varepsilon-N$ predichas para las mencionadas fracciones de la vida total real para una única probeta de la muestra de hormigón sin refuerzo. La evaluación completa, incluidos los parámetros de Weibull se puede consultar en [4].

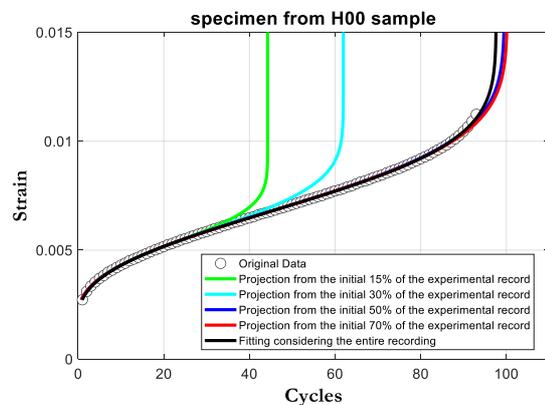


Figura 8. Ejemplo ilustrativo de la curva $\varepsilon-N$ predicha para diferentes relaciones de interrupción (15, 30, 50 y 70 %) de los tiempos de vida totales normalizados para una muestra representativa

6. CONCLUSIONES

Las principales conclusiones que se derivan de este trabajo son las siguientes:

- En el fenómeno de fatiga a compresión del hormigón se observan dos escenarios aleatorios característicos: El primero está relacionado con la predicción de la vida útil a fatiga, definida como estado terminal o límite, y puede evaluarse aplicando modelos probabilísticos de fatiga convencionales. El segundo corresponde a la evolución del daño, como curva muestral de deformación total en función del número de ciclos proporcionado en el ensayo, es decir, curva $\varepsilon-N_F$.

- Cuando se considera la vida normalizada N/N_F , la función muestral se puede describir analíticamente mediante funciones de distribución de la familia de valores extremos, generalmente identificada como fdd triparamétrica de Weibull de mínimos. Los ajustes son excelentes y permiten la identificación física de los parámetros del modelo.

- La monitorización de los ensayos de fatiga aporta ventajas adicionales en la caracterización de fatiga del material tales como: a) una base sólida para el diseño probabilístico de daño acumulado, b) posible interrupción prematura del ensayo para acortamiento del tiempo y reducción inherente del coste del programa experimental sin una pérdida apreciable de fiabilidad en la vida útil final estimada y c) criterios para definir el estado límite último de fatiga a considerar en el diseño práctico de componentes como el asociado a una deformación final admisible relacionada con un cierto concepto de probabilidad.

- Se justifica conceptualmente la ecuación de Sparks-Menzies y se describen sus limitaciones mediante la metodología general propuesta desde la propiedad normalizadora de la evolución del daño como fdds de la familia generalizada de valores extremos-

- Se demuestra la viabilidad de predicción fiable de las curvas de evolución de daño hasta rotura tras la interrupción prematura de los ensayos de fatiga con el consiguiente ahorro de costes y tiempo en el programa experimental.

- Se observa una concordancia satisfactoria entre los resultados predichos y experimentales para las curvas $\varepsilon-N$ particulares del programa experimental para hormigones sin y con diferentes contenidos de fibra.

AGRADECIMIENTOS

Los autores reconocen la ayuda económica obtenida a través de los proyectos BIA2015.68678-C2-R y BIA2016-75431-R del Ministerio de Economía y Competitividad, así como suministro de materiales en la parte experimental por parte de Cemento Portland

Valderribas y BASF. E. Poveda agradece la ayuda económica proporcionada por el Campus de Excelencia Internacional CYTEMA, como *Becas Post-doc CYTEMA-Net*.

REFERENCIAS

- [1] E. Poveda, G. Ruiz, H. Cifuentes, R.C. Yu, X. Zhang, Influence of the fiber content on the compressive low cycle fatigue behavior of self-compacting SFRC. *Int J Fatigue* (2017) 101: 9–17.
- [2] S. Blasón, E. Poveda, G. Ruiz, H. Cifuentes, A. Fernández-Canteli, Twofold normalization of the cyclic creep curve of plain and steel-fiber reinforced concrete and its application to predict fatigue failure. *Int J of Fatigue* (2019) 120: 215–227.
- [3] E. Castillo, A. Fernández-Canteli, A unified statistical methodology for modeling fatigue damage. Dornrecht: Springer; 2009.
- [4] S. Blasón, E. A. Fernández-Canteli, Poveda, G. Ruiz, R.C. Yu, E. Castillo, Damage evolution and probabilistic strain-lifetime assessment of plain and fiber-reinforced concrete under compressive fatigue loading: Dual and integral phenomenological model. *Int J of Fatigue* (2021) 158: 106739.
- [5] S.J. Choi, J.S. Mun, K.H. Yang, S.J. Kim, Compressive fatigue performance of fiber-reinforced lightweight concrete with high-volume supplementary cementitious materials. *Cem Concr Compos* (2016) 73: 89–97.
- [6] B.T. Huang, Q.H. Li, S.L. Xu, Fatigue deformation model of plain and fiber-reinforced concrete based on Weibull function. *J Struct Eng* (2019) 145 (1): 04018234.
- [7] P.R. Sparks, J.B. Menzies, The effect of rate of loading upon the static and fatigue strengths of plain concrete in compression. *Mag Concrete Res* (1973) 25(83):73–80.
- [8] E. Castillo, Extreme value theory in engineering. San Diego, Ca, Academic Press; 1988.
- [9] A. Fernández-Canteli, E. Castillo, S. Blasón, A methodology for phenomenological analysis of cumulative damage processes. Application to fatigue and fracture phenomena. *Int J of Fatigue* (2021) 150: 106311.
- [10] E. Castillo, A.S. Hadi, N. Balakrishnan, J.M. Sarabia, Extreme Value and Related Models with Applications in Engineering and Science. New York, Wiley, 2005.

Simulación de fenómenos de daño para metamateriales

Montero-Mayoral, R.V.^{1,*} Sanz, Miguel A.² González-Albuixech, V.F.³

^{2,3} Grupo Avanzado De Modelado Y Simulación No-Lineal De Sólidos.
Escuela Técnica Superior de Ingeniería Aeronáutica y del Espacio. Universidad Politécnica de Madrid.
Pza. del Cardenal Cisneros, 3, 28040 Madrid-España

* Persona de contacto: rodrigo.montero.mayoral@alumnos.upm.es

RESUMEN

Los metamateriales se generan a partir de una red interrelacionada de celdas y pueden presentar un comportamiento a nivel macroscópico que difiere del que caracteriza a sus constituyentes más elementales. La modelización de la influencia que el daño y fractura de los elementos constituyentes tienen en las propiedades macroscópicas del metamaterial es de relevancia para su estudio mecánico. Alterando el comportamiento resistente a nivel elemento (variando su módulo elástico longitudinal), es posible aproximar el efecto del daño en la estructura completa. Es decir, se considera válida la sustitución del proceso de dañado y deformación plástica por una serie de estados intermedios contenidos en el régimen elástico lineal. Cada estado queda caracterizado por el valor del módulo elástico del elemento, cuya geometría permanece inalterada. En un proceso iterativo, los elementos que soportan tensiones superiores a las impuestas como fronteras, progresan a través de los diferentes estados, disminuyendo su módulo elástico, hasta que se consideran rotos y son eliminados de la estructura. Los efectos máscicos se desprecian y se parte de un estado libre de tensiones residuales en cada iteración. Se presenta un algoritmo sencillo para simular el efecto del daño en estructuras de metamaterial, aplicable a cualquier programa de elementos finitos.

PALABRAS CLAVE: Metamateriales, Daño, Fractura

ABSTRACT

Metamaterials are generated from an interrelated set of cells and can present a macroscopic behaviour that differs from the one that characterizes its basic constituents. Modelling the influence that the damage and fracture of the elemental constituents have in the macroscopic properties of the metamaterial is relevant for its mechanical analysis. Altering the resistant behaviour of the elements (changing their longitudinal elastic modulus), it is possible to approximate the effect of the damage in the complete structure. It is considered as valid the substitution of the damage and plastic deformation phenomena by intermediate states contained in the linear elastic deformation regime. Each state is characterized by the elastic module of the element, whose geometry remains unmodified. In an iterative process, when the induced stress in the elements is greater than the one established as the limit, they progress through the different states, diminishing their elastic modulus until they are considered as fractured and are eliminated from the structure. Mass effects are ignored, and a stress-free structure is implemented to calculate each iteration. A simple algorithm is presented to simulate the effect of damage in metamaterial structures, applicable to any finite element software

KEYWORDS: Metamaterials, Damage, Fracture

INTRODUCCIÓN

Los metamateriales son materiales formados a partir de una red interrelacionada de celdas, caracterizadas por su geometría y conectividad [1]. Estas se ensamblan (tanto en el plano como en el espacio) para obtener las caras y/o vértices del sólido a generar. Las propiedades que presentan a nivel macroscópico pueden diferir de aquellas que caracterizan a sus constituyentes más elementales. A partir de determinadas configuraciones de celda, es posible obtener propiedades anómalas [2], como el comportamiento mecánico auxético [3] o índices de refracción negativos [4]. Este tipo de materiales no son

extraños a la naturaleza, que presenta una amplia variedad, donde la distribución de celdas dentro del sólido y la propia estructura de cada celda varían desde disposiciones altamente regulares (*honeycomb* [5]) hasta completamente aleatorias (esponjas y espumas). Esto lleva a diferenciar entre metamateriales homogéneos (caracterizados por una distribución periódica de celdas) y no homogéneos (caracterizados por una distribución de celdas no periódica) [6]. Para determinadas aplicaciones, como las relacionadas con el electromagnetismo, es posible emplear provechosamente las propiedades de los metamateriales no homogéneos (como, por ejemplo, las espumas [7]), mientras que para otras, como el diseño

estructural, los homogéneos presentan cualidades que resultan más apropiadas [8].

El creciente interés por los metamateriales artificiales [9] se debe no solo a la dependencia de las propiedades macroscópicas de la celda de partida [10], sino también a la capacidad de disminuir la densidad que presentan las estructuras de metamaterial frente a sólidos homogéneos fabricados a partir del mismo material base [11]. En el ámbito de la resistencia de materiales se utilizan predominantemente metamateriales homogéneos, lo que facilita la modelización de la respuesta a estados de cargas con capacidad de dañar y romper un número significativo de elementos.

Para conocer la respuesta mecánica y afrontar el problema de diseño, se precisa de un modelo que incluya los efectos derivados del fallo de los elementos constituyentes del metamaterial en su respuesta mecánica, ya que por construcción y debido a su dimensión respecto al metamaterial en conjunto, son más susceptibles de fallar.

MÉTODO

Simplificación del efecto del daño

Tomando inspiración de diversos metamateriales presentes en la naturaleza, donde las aristas de cada celda son esbeltas, se toma como elemento de partida para generar las estructuras el elemento 1D barra-viga de dos nodos (*beam*), de sección cuadrada y constante.

Para simular el efecto del daño que genera una carga en la estructura de metamaterial, se acepta como válida la sustitución del proceso de dañado y deformación plástica a nivel elemento por una serie de estados intermedios en los que se implementan las hipótesis del régimen elástico lineal. Cada estado intermedio queda caracterizado por la geometría y el módulo de elasticidad del elemento E , al que se le asignan valores decrecientes, desde el valor característico del material base, para el primer estado (cuando el elemento se encuentra dentro del régimen de deformación elástico), hasta que se anula (cuando se considera que el elemento ha fallado). La geometría se mantiene constante e igual a la del estado nominal, por lo que se está ignorando el proceso real de deformación propio de un sólido homogéneo metálico con cierta capacidad dúctil.

La disminución de los valores del módulo de elasticidad, a efectos de cálculo, es equivalente a alterar la geometría, ya que, en la matriz de rigidez directa lineal del elemento, tanto el área A como el momento de inercia I van multiplicados en todos las componentes por E . En los términos en los que E no aparece explícitamente, se puede relacionar con el módulo a cortadura G , debido a que se trabaja con materiales isótropos.

Al aplicar una tensión, la variación de la geometría de la sección afecta de forma dispar a la distribución de área y a la de momento de inercia. Por tanto, el modificar en la misma proporción todos los términos a partir del cambio del valor de E , supone una fuente de error. Que la modificación de E afecte a todo el elemento, mientras

que, realmente, la variación del área de la sección se localiza mayoritariamente en una zona concreta del elemento y no tiene lugar (de manera significativa) a lo largo de toda su longitud, supone otra fuente de error.

No se dispone de referencias en las que apoyarse para determinar con precisión los valores que debería tomar E en los diferentes estados, por ello se utiliza una distribución sencilla.

Evolución de los elementos

Una vez descrito el proceso basado en estados intermedios que sustituye a la deformación plástica y al crecimiento de grietas o microrroturas, es necesario establecer el número de estados con el que trabajar y el criterio para pasar de un estado al siguiente.

Con cero estados intermedios, al abandonar el régimen de deformación elástica, se considera que el elemento falla bruscamente sin ningún proceso intermedio previo, lo que no es realista si existe plasticidad y el crecimiento de las grietas es gradual. Esta simplificación del efecto del daño es excesiva para materiales dúctiles, pero puede emplearse como primera aproximación en materiales con marcado carácter frágil. Al introducir más de un estado intermedio hasta alcanzar la rotura, en un caso general, al cargar la estructura y alcanzar el equilibrio, se obtienen tanto elementos dañados como fracturados, lo que genera una representación más fiel de la realidad. Se elige 10 como el número de estados intermedios y un rango de valores de E decrecientes, que comprende desde el módulo de elasticidad característico del material base hasta el 80% de ese valor, aparte del valor nulo.

Para establecer el criterio de paso de un estado al siguiente, se analizan las tensiones que soportan los elementos. Se supone el caso más sencillo, en el que las tensiones axiales son las más relevantes, siendo las cortantes despreciables frente a estas. Al trabajar con estructuras en el plano, el tensor de tensiones queda:

$$\sigma = \begin{pmatrix} \sigma_x & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad (1)$$

La tensión principal (σ_1), puede aproximarse como la suma de la tensión normal debida al momento flector y la tensión axial. A partir de los criterios de Rankine y de Tresca, y siendo únicamente la tensión principal σ_1 distinta de cero, se establece que el máximo de esta tensión sobre el elemento es el valor con el que se debe comparar para determinar si el elemento a estudiar, perteneciente a un estado intermedio (asociado a un E_{Nk} , debería pasar al siguiente estado (asociado a E_{Nk+1}), acercándolo así al fallo. Para el paso desde el estado inicial al primer estado de daño, la tensión con la que comparar σ_1 es la tensión de fluencia del material base. Para las tensiones que establecen la frontera entre el resto de estados intermedios, se dispone un rango que comprende desde la tensión de fluencia, hasta un 130% de ese valor. A partir de estos razonamientos se impone (en MPa):

$$E_N = 10^3 \cdot (70 \ 68 \ 67 \ 66 \ 65 \ 64 \ 63 \ 62 \ 61 \ 60 \ 57)$$

$$\sigma_N = (90 \ 95 \ 96 \ 97 \ 98 \ 99 \ 100 \ 105 \ 110 \ 114 \ 115)$$

La precisión de los valores no es crítica para el proceso, ya que el objetivo es determinar si el método permite representar en primera aproximación el comportamiento de las estructuras de estudio.

Trabajar con más de un estado intermedio hace mandatorio el uso de un proceso iterativo, para que los elementos tengan la posibilidad de atravesar todos ellos. En cuanto a la transición entre diferentes estados, se aplican ciertas restricciones. Solo se puede pasar de un estado de daño, al inmediatamente posterior, independientemente de la tensión que esté soportando el elemento. No se puede ir hacia estados anteriores, ni se puede evitar pasar por alguno de los estados. Por lo tanto, para que un elemento falle, tiene que haber pasado antes por todos los estados.

Generación de las estructuras

La generación de las geometrías se lleva a cabo a partir del uso de simetrías y traslaciones de las posiciones de los nodos de la celda base. El material de partida utilizado es isótropo, con un módulo de elasticidad $E = 70 \text{ GPa}$ y un coeficiente de Poisson $\nu = 0.3$, representativo del $Al1080A$. La sección de los elementos es cuadrada, de lado $l = 0.5 \text{ mm}$ constante.

ALGORITMO

Una vez generada la estructura, se impone el estado de carga. Para cada elemento se obtiene el máximo de σ_1 y el valor de E (perteneciente a E_N) que lo particulariza. Seguidamente, se compara σ_1 máximo con el valor que se ha impuesto en el vector σ_N como frontera del estado intermedio que caracteriza al elemento. En caso de ser σ_1 máximo mayor o igual al valor impuesto en σ_N , el elemento en cuestión progresa al siguiente estado (deja de estar identificado por E_{Nk} , y pasa a estarlo por E_{Nk+1}), o es eliminado de la estructura (en el caso de que se encontrara en el último estado). En el caso opuesto, se mantiene el estado en el que se encontraba el elemento (sigue estando asociado a E_{Nk}). Una vez analizados todos los elementos, se actualiza la estructura con las modificaciones pertinentes.

En todas las iteraciones se parte de la geometría nominal, en la que se han modificado los valores de E de aquellos elementos que presentan daño, y se han eliminado los que han fallado, pero no se tiene en cuenta el nivel de tensiones soportado por el elemento en iteraciones anteriores (se parte de una geometría libre de tensiones residuales), ni las deformaciones resultantes de esas tensiones. Es preciso mencionar que no se están teniendo en cuenta los efectos másicos, por lo que la tensión asociada al peso de los elementos no es un factor a considerar, lo que hace indiferente eliminar de la

estructura aquellos elementos que han fallado o dejar las dos partes resultantes de la fractura en sus posiciones correspondientes.

Al modificar las propiedades de unos elementos y eliminar otros de la estructura, la redistribución de cargas provoca la activación de nuevos elementos, lo permite simular la evolución del efecto del daño.

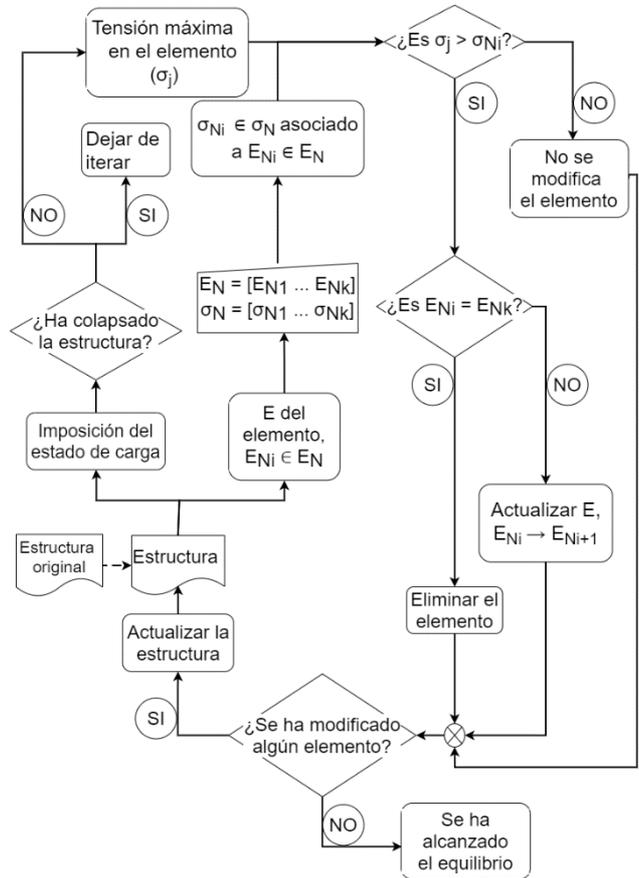


Figura 1. Diagrama del algoritmo.

Criterios de parada

En caso de que la redistribución de cargas no genere modificaciones de E en ningún elemento, se considera que la estructura ha alcanzado el equilibrio, ya que la distribución de tensiones resultante es insuficiente para hacer evolucionar la estructura hacia un nuevo estado de daño. Como comportamiento contrapuesto aparece el fallo global de la estructura, lo que se deduce de la aparición de mecanismos (pues ya no se tiene una sola estructura, sino varias) que impiden que se pueda seguir iterando. Dada esta situación, se considera que la estructura ha colapsado, al ser el estado de carga impuesto excesivo. Estos dos criterios se obtienen como respuesta de la estructura al caso de carga. Como último criterio, se limita el número máximo de iteraciones.

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Análisis con estructuras jerárquicas

Se plantea una estructura jerárquica de triángulos equiláteros, empleando dos niveles de jerarquización. La geometría y el caso de carga están basadas en [12]. Para cada lado de cada triángulo equilátero, se utiliza un solo elemento, de longitud 1 mm.

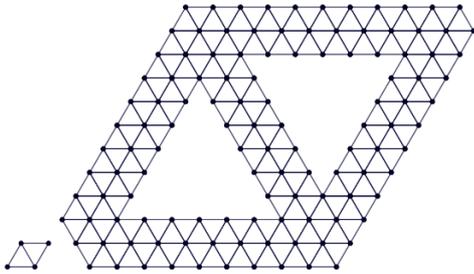


Figura 2. Primer nivel de jerarquización.

Como estado de carga, se restringe el desplazamiento vertical en la interfaz inferior, se impone un desplazamiento según esa misma dirección en la interfaz superior y se empotra el nodo de la esquina inferior izquierda.

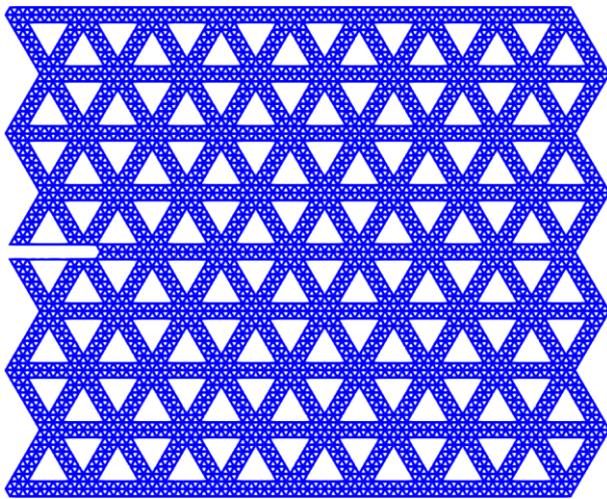


Figura 3. Geometría de la estructura inicial.

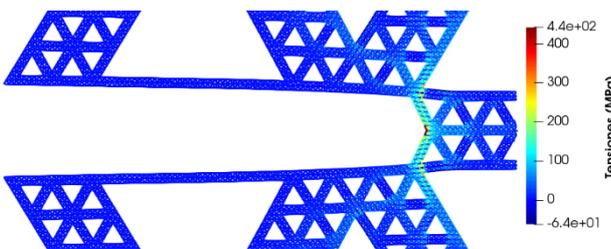


Figura 4. Detalle de la distribución de tensiones en la primera iteración.

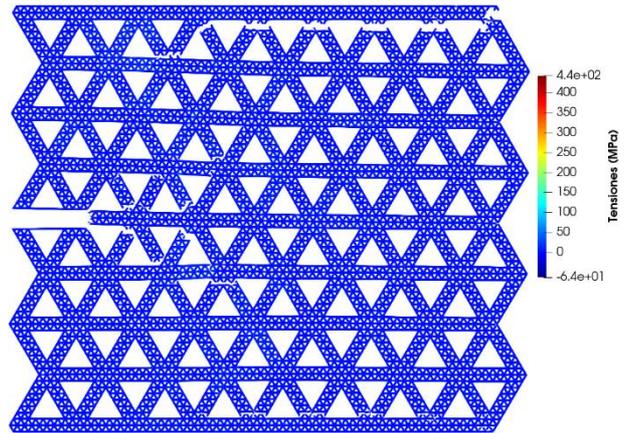


Figura 5. Distribución de tensiones una vez alcanzado el equilibrio.

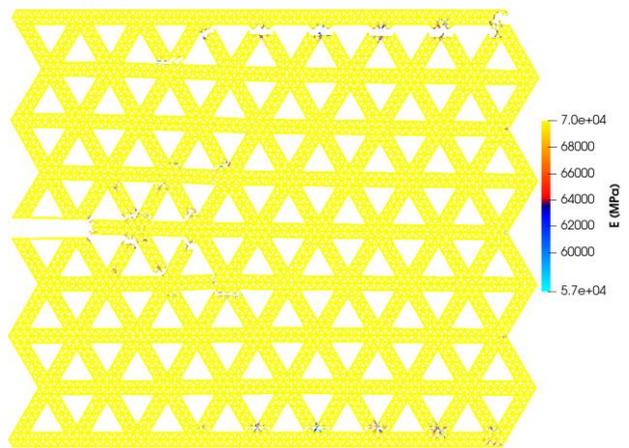


Figura 6. Módulo elástico de los elementos una vez alcanzado el equilibrio.

El modelo consta de 420.224 elementos en el núcleo, y para un desplazamiento impuesto de $31 \cdot 10^{-2} mm$ requiere 361 iteraciones hasta alcanzar el equilibrio.

Las tensiones máximas se obtienen en el extremo derecho de la zona de la que se han eliminado elementos deliberadamente, coincidiendo con el resultado obtenido en [12].

En la región en la que aparece la concentración de tensiones se da la rotura del primer elemento (lo que se podría equiparar con la nucleación de una grieta). Posteriormente, los elementos van fallando a través de dos frentes, hacia el centro de la estructura, uno por encima y otro por debajo del plano de simetría horizontal. Este avance es semejante al que presentaría un sólido homogéneo, debido al crecimiento de grietas.

Hasta alcanzar el equilibrio (figura 5), se produce el fallo de numerosos elementos, principalmente en la parte superior derecha, y en menor medida en la inferior derecha. En cuanto a los valores de E (figura 6), solo se han visto modificados en las inmediaciones de las posiciones en las que se ha producido el fallo de elementos. En el resto de la estructura, el valor de E permanece inalterado.

Análisis con estructuras cuadrangulares

La estructura se genera a partir de un cuadrado rotado 45°. Como caso de carga, en la interfaz inferior, los nodos quedan empotrados, mientras que en la superior se restringe el desplazamiento vertical, a la vez que se impone un desplazamiento horizontal, simulando así un caso de carga a cortadura. Para esta misma estructura, en [13] se calcula el fallo del primer elemento mediante procedimientos numéricos y experimentales, dándose este en ambos casos en la esquina inferior izquierda.

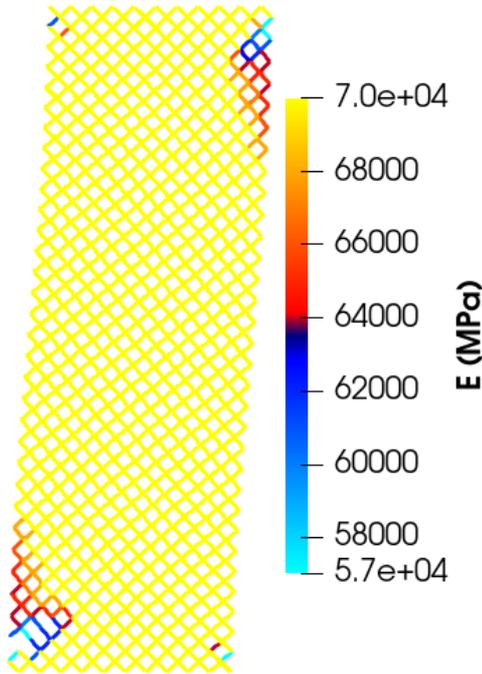


Figura 7. Aparición del fallo de los primeros elementos.

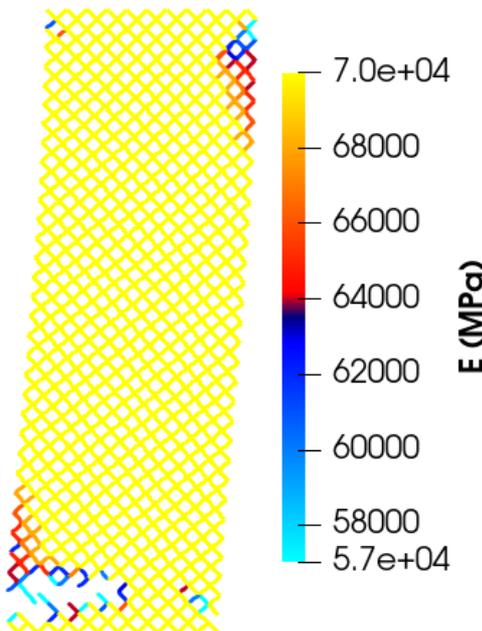


Figura 8. Distribución de E una vez alcanzado el equilibrio.

El modelo consta de 1.323 elementos en el núcleo, y para un desplazamiento impuesto de $11 \cdot 10^{-2} \text{ mm}$ requiere 72 iteraciones hasta alcanzar el equilibrio. El primer fallo aparece en la esquina inferior izquierda, coincidiendo con el resultado obtenido en [13].

Para la carga propuesta, hasta alcanzar el equilibrio, los elementos van fallando a través de un único frente, hacia el interior. Por otra parte, el efecto del daño no evoluciona significativamente en el resto de esquinas respecto de la iteración en la que se produjo el fallo de los primeros elementos (figura 8).

CONCLUSIONES

El método propuesto, aunque está basado en hipótesis que ignoran parte de la física del problema (omite el proceso de deformación plástica y no tiene en cuenta las tensiones residuales) genera resultados que, en primera aproximación, permiten estimar a partir de un sencillo algoritmo la aparición y propagación del efecto de daño en estructuras de metamaterial, a través del modelado de las condiciones necesarias para que se produzca la fractura a nivel elemento. Estableciendo una serie de alternativas, relativas a la situación en la que se puede encontrar cada elemento, en función de la tensión a la que está sometido y las condiciones de daño que presenta, se recogen los diferentes escenarios tienen lugar de manera recurrente, por lo que implementando un proceso iterativo es posible obtener la evolución de la estructura. Como parámetros de control, se pueden elegir el número de estados intermedios hasta la rotura y el valor del módulo elástico y la tensión máxima que caracterizan cada estado. La selección de dichos valores permite acomodar el algoritmo a requerimientos específicos, lo cual le hace bastante versátil en cuanto a la posibilidad de representar diferentes materiales y tipos de rotura.

Los resultados obtenidos son consistentes con lo calculado mediante otros procedimientos, ya sea para la distribución de tensiones a obtener (caso de las estructuras jerárquicas triangulares, al comparar con [12]), o para la zona en la que se da el fallo del primer elemento (caso de las estructuras cuadrangulares, al comparar con [13]). En primera aproximación, se considera que el modelo genera resultados representativos del comportamiento real de las estructuras.

En conclusión, se presenta un algoritmo que permite simular el efecto de daño de forma sencilla en estructuras de metamaterial, que se puede implementar en cualquier programa de elementos finitos (sin necesidad de modificar su código) y cuyos resultados coinciden con los encontrados en la bibliografía.

REFERENCIAS

[1] M. S. Wartak, K. L. Tsakmakidis, and O. Hess, "Intro-duction to metamaterials," *Physics in Canada*, vol. 67, no. 1, pp. 30–34, 2011.

- [2] F. Bilotti and L. Sevgi, “Metamaterials: Definitions, properties, applications, and fdd-based modeling and simulation,” *International Journal of RF and Micro-wave Computer-Aided Engineering*, vol. 22, no. 4, pp. 422–438, 2012.
- [3] X. Ren, R. Das, P. Tran, T. D. Ngo, and Y. M. Xie, “Auxetic metamaterials and structures: a review,” *Smart materials and structures*, vol. 27, no. 2, p. 023001, 2018.
- [4] D. R. Smith, J. B. Pendry, and M. C. Wiltshire, “Metamaterials and negative refractive index,” *Science*, vol. 305, no. 5685, pp. 788–792, 2004.
- [5] T. Tancogne-Dejean, N. Karathanasopoulos, and D. Mohr, “Stiffness and Strength of Hexachiral Honeycomb-Like Metamaterials,” *Journal of Applied Mechanics*, vol. 86, 09 2019. 111010.
- [6] T. J. Cui, D. R. Smith, and R. Liu, *Metamaterials*. Springer, 2010.
- [7] L. He, L. Deng, Y. Li, H. Luo, J. He, S. Huang, and H. Chen, “Wide-angle microwave absorption performance of polyurethane foams combined with cross-shaped metamaterial absorber,” *Results in Physics*, vol. 11, pp. 769–776, 2018.
- [8] M. Kadic, T. Bückmann, R. Schittny, and M. Wegener, “Metamaterials beyond electromagnetism,” *Reports on Progress in Physics*, vol. 76, no. 12, p. 126501, 2013.
- [9] A. Kelly, “Why engineer porous materials?,” *Philosophical Transactions of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, vol. 364, no. 1838, pp. 5–14, 2006.
- [10] Y. Liu and X. Zhang, “Metamaterials: a new frontier of science and technology,” *Chemical Society Reviews*, vol. 40, no. 5, pp. 2494–2507, 2011.
- [11] L. Gibson and M. Ashby, *Cellular Solids: Structure and Properties*. Cambridge Solid State Science Series, Cambridge University Press, 1999.
- [12] A. Shekhawat, “Toughness and damage tolerance of fractal hierarchical metamaterials,” *arXiv preprint ar-Xiv:1611.01719*, 2016.
- [13] E. Turco, F. Dell’Isola, N. L. Rizzi, R. Grygoruk, W. H. Müller, and C. Liebold, “Fiber rupture in sheared planar pantographic sheets: numerical and experimental evidence,” *Mechanics Research Communications*, vol. 76, pp. 86–90, 2016.

CONJUNTO DE ECUACIONES PARA EL CALCULO DEL FACTOR DE INTENSIDAD DE TENSIONES EN FISURAS INTERNAS DE BARRAS CILINDRICAS SOMETIDAS A TRACCION

J.M. Alegre¹, I.I. Cuesta¹, A. Díaz¹

¹ Grupo de Integridad Estructural. Escuela Politécnica Superior. Universidad de Burgos.

Av. Cantabria s/n, 09006 Burgos, Spain

* Persona de contacto: jalegre@ubu.es

RESUMEN

La propagación de fisuras por fatiga iniciadas a partir de defectos internos es uno de los principales mecanismos de fallo en piezas sometidas a alto número de ciclos (HCF) y muy alto número de ciclos (VHCF). La propagación de estos defectos internos en barras sometidas a esfuerzos de tracción tiende a adquirir una forma circular, independientemente de la forma irregular que presente el defecto iniciador, estableciendo un patrón conocido como *fish-eye*. Para el estudio de la propagación de este tipo de defectos se presenta en este trabajo un conjunto de ecuaciones que permiten obtener el factor de intensidad de tensiones (FIT) en función de tres parámetros adimensionales (tamaño, posición y relación de aspecto de la fisura). Se presenta también la metodología necesaria para su aplicación al estudio de la propagación de un defecto inicial. Los caminos de propagación calculados son comparados con los obtenidos en ensayos experimentales obteniendo una muy buena predicción.

PALABRAS CLAVE: Fatiga, Factor de Intensidad de Tensiones, fisuras elípticas.

ABSTRACT

Fatigue crack propagation initiated from internal defects is one of the main mechanisms observed in components created using additive manufacturing techniques, as well as one of the most common mechanisms in high cycle fatigue (HCF). The propagation of these internal defects in round bars subjected to tensile loads tends to a circular shape, regardless of the irregular shape of the initiating defect, establishing a pattern known as fish-eye. In order to study the fatigue crack propagation of this type of defects, a series of closed-form equations are presented which allow the stress intensity factor (SIF) to be obtained in this geometry as a function of three dimensionless parameters (size, position and aspect ratio). The methodology necessary for its application to the study of fatigue crack propagation is also presented. The propagation paths calculated are compared with those obtained in experimental tests, obtaining a very good prediction.

KEYWORDS: Fatigue crack growth, Stress intensity factors, embedded cracks in round bars, additive manufacturing.

1. INTRODUCCIÓN

La propagación de fisuras por fatiga a partir de defectos internos es uno de los mecanismos más habituales en el régimen de fatiga en alto número de ciclos (HCF) y muy alto número de ciclos (VHCF) [1,2]. Así mismo, es uno de los mecanismos más habituales en piezas obtenidas mediante Fabricación Aditiva, donde los defectos internos asociados a porosidad son intrínsecos al proceso de fabricación. También la iniciación en el interior de la pieza puede estar asociada a aspectos microestructurales, como decohesiones, facetas por clivaje, etc.

Esta iniciación de la fisura en el interior de la probeta se desarrolla por fatiga hasta que se alcanza la superficie

de la pieza o se produce el fallo, formando un patrón de fisura circular en la superficie de fractura, denominado como ojo de pez o *fish eye*.

Para poder estudiar adecuadamente la propagación de este tipo de defectos internos en barras cilíndricas, es necesario disponer de los Factores de Intensidad de Tensiones (FIT) de las diferentes geometrías de fisura que pueden aparecer en esta probeta.

En un trabajo previo desarrollado por los autores [3], se presentó un conjunto de soluciones tabuladas del factor de corrección geométrico, que permite obtener el FIT, para fisuras elípticas internas en barras cilíndricas sometidas a tracción. Dichas soluciones numéricas tabuladas, obtenidas por elementos finitos, se aportan en

función de tres parámetros adimensionales que representan la forma, el tamaño y la posición de defecto dentro de la sección circular. Con el objetivo de facilitar su aplicabilidad al diseño de componentes, en el presente trabajo se proporcionan una serie de ecuaciones que permiten su uso sin necesidad de tener que recurrir a los complejos procesos de interpolación asociados a las soluciones tabuladas.

2. GEOMETRÍA Y SOLUCIONES TABULADAS DEL SIF

La geometría de referencia considerada en el presente estudio es una pieza de sección circular de radio sometida a un esfuerzo de tracción uniaxial, según se presenta esquemáticamente en la Figura 1. Las dimensiones de la fisura vienen definidas por sus semiejes a y c . La distancia desde el borde de la fisura hasta la superficie exterior o ligamento es h . Estas dimensiones características pueden agruparse en tres parámetros adimensionales: posición relativa de la fisura respecto al centro de la sección circular, $(a + h) / R$, su tamaño relativo, $a / (a + h)$, y su relación de aspecto, a / c .

El factor de intensidad de tensiones en los semiejes de la fisura elíptica puede expresarse mediante las siguientes ecuaciones:

$$\begin{aligned} K_{a1} &= F_{a1} \cdot \sigma_0 \cdot \sqrt{a} \\ K_{a2} &= F_{a2} \cdot \sigma_0 \cdot \sqrt{a} \\ K_c &= F_c \cdot \sigma_0 \cdot \sqrt{c} \end{aligned} \tag{1}$$

Donde F_{a1} , F_{a2} y F_c son los factores de corrección geométricos obtenidos por elementos finitos en un trabajo previo de los autores [3]. En dicho trabajo se estudió también la validez de dichas soluciones numéricas mediante comparaciones con otros trabajos disponibles en la literatura.

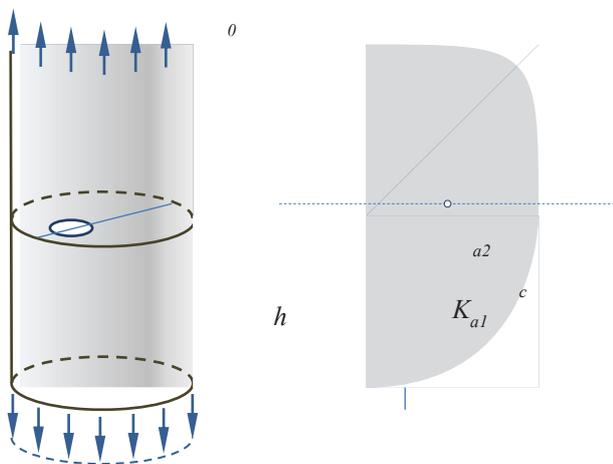


Figura 1. Geometría de referencia

Los valores de las soluciones tabuladas de los factores de corrección geométricos F_{a1} , F_{a2} y F_c aparecen recogidos en las Tabas 1 a 3 respectivamente.

Tabla 1. Factor de corrección geométrico F_{a1} .

0.05	0.9481	0.9481
0.2	0.8704	0.8744
0.4	0.8029	0.8250
0.6	0.7645	0.8216
0.6	0.6769	0.7108
0.8	0.7731	0.8998

Tabla 2. Factor de corrección geométrico F_{a2} .

$\frac{a}{a+h}$	0.4	0.6
0.05	0.8663	0.8663
0.2	0.7816	0.7823
0.4	0.7131	0.7163
0.4	0.6422	0.6439
0.6	0.6527	0.6598

Tabla 3. Factor de corrección geométrico F_c .

a/c	$\frac{a}{a+h}$	$(a+h)/R$					
		0.05	0.2	0.4	0.6	0.8	1.0
0.2	0.05	0.4221	0.4221	0.4221	0.4221	0.4221	0.4221
	0.2	0.4236	0.4242	0.4260	0.4291	0.4353	-
	0.4	0.4284	0.4363	-	-	-	-
	0.6	0.4377	-	-	-	-	-
	0.8	0.4545	-	-	-	-	-
	0.95	0.4720	-	-	-	-	-
0.4	0.05	0.5477	0.5476	0.5478	0.5478	0.5478	0.5479
	0.2	0.5489	0.5492	0.5499	0.5510	0.5525	0.5559
	0.4	0.5550	0.5578	0.5669	0.5816	0.6100	-
	0.6	0.5666	0.5789	0.6281	-	-	-
	0.8	0.5833	0.6221	-	-	-	-
	0.95	0.6009	-	-	-	-	-
0.6	0.05	0.6057	0.6055	0.6057	0.6057	0.6058	0.6058
	0.2	0.6064	0.6065	0.6068	0.6072	0.6079	0.6098
	0.4	0.6120	0.6135	0.6179	0.6252	0.6349	0.6582
	0.6	0.6235	0.6299	0.6514	0.6870	0.7529	-
	0.8	0.6429	0.6624	0.7376	0.9221	-	-
	0.95	0.6567	0.7067	0.9238	-	-	-
0.8	0.05	0.6314	0.6314	0.6315	0.6315	0.6315	0.6315
	0.2	0.6318	0.6319	0.6320	0.6322	0.6325	0.6333
	0.4	0.6360	0.6370	0.6393	0.6434	0.6492	0.6623
	0.6	0.6464	0.6504	0.6623	0.6820	0.7090	0.7793
	0.8	0.6642	0.6756	0.7153	0.7835	0.9081	-
	0.95	0.6798	0.7099	0.8018	1.0052	-	-
1	0.05	0.6386	0.6386	0.6386	0.6386	0.6386	0.6386
	0.2	0.6389	0.6389	0.6390	0.6392	0.6395	0.6398
	0.4	0.6417	0.6423	0.6436	0.6459	0.6495	0.6582
	0.6	0.6504	0.6531	0.6602	0.6725	0.6889	0.7274
	0.8	0.6660	0.6736	0.6972	0.7367	0.7926	0.9525
	0.95	0.6861	0.6965	0.7487	0.8423	1.0031	1.8441

3. ECUACIONES PARA EL CALCULO DEL SIF

La solución general presentada en esta sección está basada en un ajuste de los factores de corrección geométricos en función de los tres parámetros adimensionales. La tendencia que presentan los valores de F frente al parámetro $a/(a+h)$, manteniendo constante los otros dos parámetros, muestra una forma creciente desde una asíntota horizontal, como puede apreciarse en la Figura 2 para una de las situaciones. Esta tendencia puede ajustarse con una buena correlación mediante una ecuación no lineal de tres parámetros, la cual permite reproducir la asíntota inicial observada para valores $a/(a+h) \rightarrow 0$ controlada por el parámetro B_1 , la forma del crecimiento cuando $a/(a+h) \rightarrow 1$, controlada por el parámetro m_1 , y el valor superior también para $a/(a+h) \rightarrow 1$ controlado por $B_1/(1-C_1)$. Posteriormente, la evolución de los parámetros de ajuste B , C y m obtenidos para cada subcolumna se han ajustado mediante curvas polinómicas.

Las ecuaciones resultantes de dicho proceso de ajuste para los tres factores de corrección geométricos F_{a1} , F_{a2} y F_c aparecen recogidos en las funciones generales (2), (3) y (4) respectivamente.

Una vez obtenidos dichos factores de corrección geométricos para una geometría de fisura cualquiera, definida por a , c y h , el SIF en los semiejes de la fisura se calcularía mediante la aplicación de la ecuación (1).

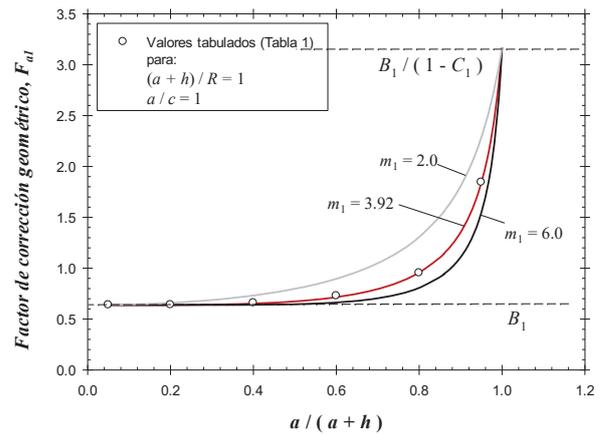


Figura 2. Ejemplo de la evolución del factor de corrección geométrico en función de $a/(a+h)$.

$$F_{a1} = \frac{B_1}{1 - C_1 \cdot \left(\frac{a}{a+h}\right)^{m_1}} \tag{2}$$

$$m_1 = 1.74 \left(\frac{a}{c}\right) + (2.0979 \cdot \lambda^3 - 2.4414 \cdot \lambda^2 - 1.1883 \cdot \lambda + 3.7175)$$

$$B_1 = 0.0691 \cdot \left(\frac{a}{c}\right)^2 - 0.4728 \cdot \left(\frac{a}{c}\right) + 1.0416$$

$$C_1 = M_2 \cdot \left(\frac{a}{c}\right)^2 + M_1 \cdot \left(\frac{a}{c}\right) + M_0$$

$$M_2 = -1.6458 \cdot \lambda^4 + 4.7320 \cdot \lambda^3 - 4.9173 \cdot \lambda^2 + 3.1147 \cdot \lambda - 0.03859$$

$$M_1 = -1.6880 \cdot \lambda^4 + 1.2160 \cdot \lambda^3 + 1.7455 \cdot \lambda^2 - 4.3137 \cdot \lambda - 0.2057$$

$$M_0 = 3.1480 \cdot \lambda^4 - 6.1104 \cdot \lambda^3 + 3.8745 \cdot \lambda^2 + 1.2555 \cdot \lambda + 0.6319$$

$$\lambda = \frac{a+h}{R}$$

$$F_{a2} = \frac{B_2}{1 - C_2 \cdot \left(\frac{a}{a+h}\right)^{m_2}} \tag{3}$$

$$m_2 = 1.8919 \cdot \lambda + 2.0296$$

$$B_2 = 0.0707 \cdot \left(\frac{a}{c}\right)^2 - 0.4742 \cdot \left(\frac{a}{c}\right) + 1.0414$$

$$C_2 = H_2 \cdot \left(\frac{a}{c}\right)^2 + H_1 \cdot \left(\frac{a}{c}\right) + H_0$$

$$H_2 = -38.5367 \cdot \lambda^5 + 121.5224 \cdot \lambda^4 - 104.8934 \cdot \lambda^3 + 37.2244 \cdot \lambda^2 - 4.2940 \cdot \lambda + 0.2228$$

$$H_1 = 36.8200 \cdot \lambda^5 - 158.9202 \cdot \lambda^4 + 152.4389 \cdot \lambda^3 + -59.5097 \cdot \lambda^2 + 6.9928 \cdot \lambda - 0.4675$$

$$H_0 = 12.0938 \cdot \lambda^5 + 17.2795 \cdot \lambda^4 - 33.8472 \cdot \lambda^3 + 18.6236 \cdot \lambda^2 - 2.2129 \cdot \lambda + 0.2624$$

$$F_c = \frac{B_3}{1 - C_3 \cdot \left(\frac{a}{a+h}\right)^{m_3}} \quad (4)$$

$$m_3 = 1.6287 \cdot \lambda^3 - 2.8580 \cdot \lambda^2 + 2.7763 \cdot \lambda + 2.3625$$

$$B_3 = 0.5135 \cdot \left(\frac{a}{c}\right)^3 - 1.4051 \cdot \left(\frac{a}{c}\right)^2 + 1.3199 \cdot \left(\frac{a}{c}\right) + 0.2105$$

$$C_3 = G_2 \cdot \left(\frac{a}{c}\right)^2 + G_1 \cdot \left(\frac{a}{c}\right) + G_0$$

$$G_2 = 32.9938 \cdot \lambda^4 - 43.1064 \cdot \lambda^3 + 16.8509 \cdot \lambda^2 + 1.3102 \cdot \lambda - 0.0249$$

$$G_1 = -81.7186 \cdot \lambda^4 + 118.4910 \cdot \lambda^3 - 57.1224 \cdot \lambda^2 + 2.9721 \cdot \lambda - 0.1924$$

$$G_0 = 51.3498 \cdot \lambda^4 - 79.5268 \cdot \lambda^3 + 42.7400 \cdot \lambda^2 - 4.5145 \cdot \lambda + 0.2993$$

4. ECUACIONES SIMPLIFICADAS PARA FISURAS CIRCULARES EXCÉNTRICAS

La solución general presentada en la sección anterior puede simplificarse para disponer de la solución correspondiente a una fisura circular excéntrica, según el esquema geométrico de la Figura 3. En este caso, y para efectuar un estudio de propagación de la fisura asumiendo una forma de propagación circular, solo es necesario disponer de los FIT en los dos semiejes radiales de la fisura.

Las soluciones particulares de los factores de corrección geométricos para esta situación simplificada se presentan en las funciones (5) y (6) respectivamente.

$$F_{a1} = \frac{B_1}{1 - C_1 \cdot \left(\frac{a}{a+h}\right)^{m_1}} \quad (5)$$

$$B_1 = 0.6379$$

$$m_1 = 2.0979 \cdot \lambda^3 - 2.4414 \cdot \lambda^2 - 1.1883 \cdot \lambda + 5.4575$$

$$C_1 = -0.1859 \cdot \lambda^4 - 0.1624 \cdot \lambda^3 + 0.7027 \cdot \lambda^2 + 0.0566 \cdot \lambda + 0.3876$$

$$F_{a2} = \frac{B_2}{1 - C_2 \cdot \left(\frac{a}{a+h}\right)^{m_2}} \quad (6)$$

$$B_2 = 0.6379$$

$$m_2 = 1.8919 \cdot \lambda + 2.0296$$

$$C_2 = 10.3772 \cdot \lambda^5 - 20.1183 \cdot \lambda^4 + 13.6983 \cdot \lambda^3 - 3.6619 \cdot \lambda^2 + 0.4858 \cdot \lambda + 0.0178$$

Donde, de nuevo, $\lambda = \frac{a+h}{R}$.

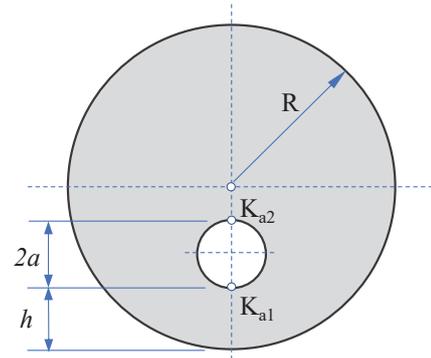


Figura 3. Fisura circular excéntrica.

5. PROPAGACION DE FISURAS A PARTIR DE DEFECTOS INTERNOS

La propagación de fisuras por fatiga en barras cilíndricas sometidas a tracción, iniciadas a partir de defectos internos, presenta una forma característica circular conocida como *fish-eye*. Esta forma circular se genera independientemente de la forma irregular que presente el defecto iniciador. La Figura 4 presenta un ejemplo de la propagación de un defecto interno de forma irregular, en una probeta cilíndrica de Ti6Al4V elaborada mediante fabricación aditiva (SLM), donde se puede observar dicha tendencia hacia una forma circular ya desde las primeras etapas de propagación.

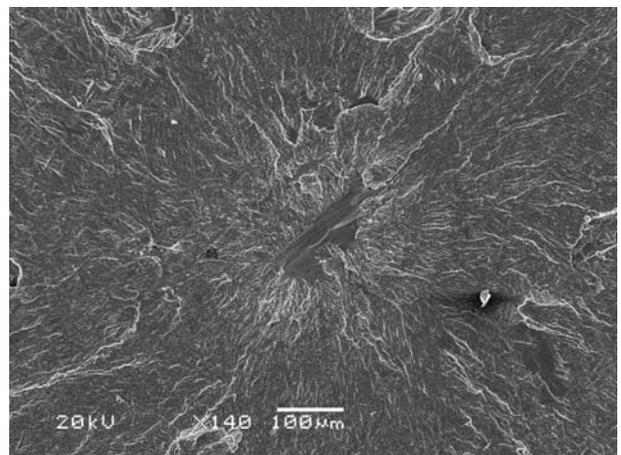
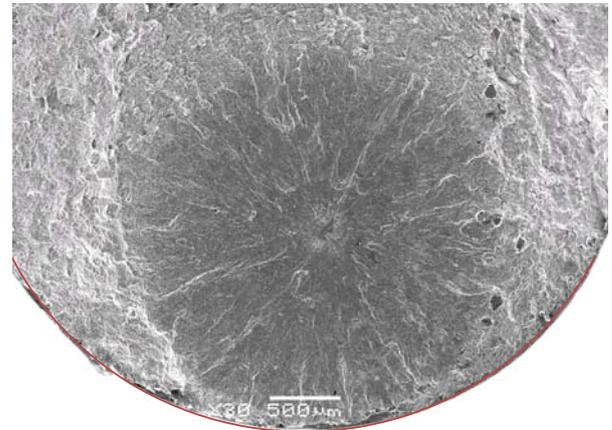


Figura 4. Ejemplo de una fisura desarrollada a partir de un defecto irregular. Ti6Al4V fabricado mediante SLM.

El estudio del crecimiento por fatiga de este tipo de defecto se realiza mediante un cálculo secuencial. Para el caso de considerar una fisura elíptica, se parte de un tamaño y posición del defecto inicial ($2a_0, 2c_0, h_0$). Se calculan los tres parámetros adimensionales y los factores de corrección geométricos mediante la aplicación de las ecuaciones (2) a (4), y se calcula el valor del FIT en los vértices de la elipse (K_{a1}, K_{a2}, K_c) a partir de la ecuación (1). Mediante una ley de propagación tipo Paris se obtiene el avance de cada uno de los vértices de la elipse mediante las siguientes expresiones:

$$\begin{aligned} \Delta a_1 &= \Delta N \cdot C \cdot (\Delta K_{a1})^n \\ \Delta a_2 &= \Delta N \cdot C \cdot (\Delta K_{a2})^n \\ \Delta c &= \Delta N \cdot C \cdot (\Delta K_c)^n \end{aligned} \quad (7)$$

Donde C y n son los coeficientes de la ley de propagación de Paris, y ΔN es el número de ciclos por bloque para cada paso de integración. Finalmente, se puede determinar la nueva posición de dichos vértices,

$$\begin{aligned} 2a_{new} &= 2a + (\Delta a_1 + \Delta a_2) \\ 2c_{new} &= 2c + 2\Delta c \\ h_{new} &= h - \Delta a_1 \end{aligned} \quad (8)$$

En el caso de considerar una fisura circular excéntrica, el proceso se simplificaría considerablemente, dado que se parte de una fisura definida solo por dos parámetros ($2a_0, h_0$). Mediante las expresiones (5) y (6) se calculan los factores de corrección geométricos F_{a1} y F_{a2} , los FIT en los dos puntos de control esquematizados en la Figura 3 (K_{a1}, K_{a2}).

Finalmente se calcula el avance de estos puntos, mediante la correspondiente ley de propagación,

$$\begin{aligned} \Delta a_1 &= \Delta N \cdot C \cdot (\Delta K_{a1})^n \\ \Delta a_2 &= \Delta N \cdot C \cdot (\Delta K_{a2})^n \end{aligned} \quad (9)$$

y finalmente su nueva posición:

$$\begin{aligned} 2a_{new} &= 2a + (\Delta a_1 + \Delta a_2) \\ h_{new} &= h - \Delta a_1 \end{aligned} \quad (10)$$

La Figura 5 presenta, a modo de ejemplo, el grado de ajuste que se obtiene con las ecuaciones del FIT propuestas en este trabajo, para la predicción de los caminos de propagación del defecto interno presentado en la Figura 4. Solo se han representado un número reducido de los caminos para una mayor claridad.

La observación experimental para este tipo de geometría con defectos internos indica que, independientemente de la forma inicial irregular, el defecto tiende rápidamente a adquirir una forma de fisura circular, tal y como puede apreciarse en el ejemplo de la Figura 4.

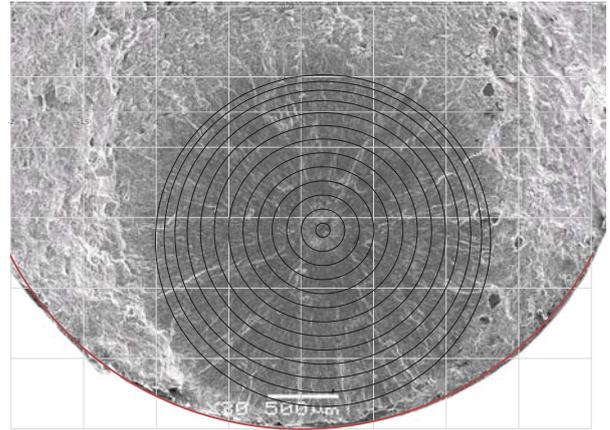


Figura 5. Simulación de los caminos de propagación de una fisura desarrollada a partir de un defecto interno. Ti6Al4V fabricado mediante SLM.

En consecuencia, resulta interesante identificar la forma equivalente circular que corresponde a un defecto inicial irregular, y que produce la misma vida a fatiga. Según el modelo de Murakami [4], la raíz del área del defecto inicial, \sqrt{area} , puede considerarse como un parámetro representativo del efecto de la forma y tamaño del defecto inicial en la resistencia a fatiga de pieza. Sobre esta base, en este trabajo se ha utilizado las soluciones de los SIF presentadas junto con la metodología de propagación resumida en los párrafos anteriores, para analizar la aplicabilidad del modelo de Murakami para predecir el efecto del tamaño y forma del defecto inicial.

El análisis efectuado considera una situación hipotética de una probeta de $R = 2.5\text{ mm}$ sometida a una amplitud de tensión de $\Delta\sigma_0 = 300\text{ MPa}$. El material considerado ha sido una aleación de Ti-6Al-4V elaborado mediante fabricación aditiva. La ley de propagación tipo Paris, tomada del trabajo de Seifi *et al* [5], está definida por $C = 6.0 \cdot 10^{-9}$ y $n = 2.9$, con unidades para da/dN (mm/ciclo) y ΔK en ($\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$). El defecto inicial se ha situado en la posición $a_0 + h_0 = 1.5\text{ mm}$ y con un tamaño inicial de referencia correspondiente a una fisura circular de dimensiones $a_0 = c_0 = 0.05\text{ mm}$, cuya área será $A_0 = 0.007854\text{ mm}^2$.

Los resultados del análisis se presentan en la Figura 6, donde se muestran tres curvas: (1) un análisis de la vida en fatiga manteniendo constante el área del defecto inicial, (2) un análisis de la vida en fatiga manteniendo constante la dimensión $a_0 = 0.05\text{ mm}$ del defecto, y (3) un análisis de la vida en fatiga manteniendo constante la dimensión $c_0 = 0.05\text{ mm}$ del defecto.

Además, en la Figura 6 se presentan dos análisis diferentes, correspondientes a un defecto inicial con forma inicial circular ($a_0/c_0 = 1.0$) y un defecto con forma inicial muy alargada ($a_0/c_0 = 0.2$), ambos con un mismo valor del área inicial proyectada del defecto $A_0 = 0.007854\text{ mm}^2$.

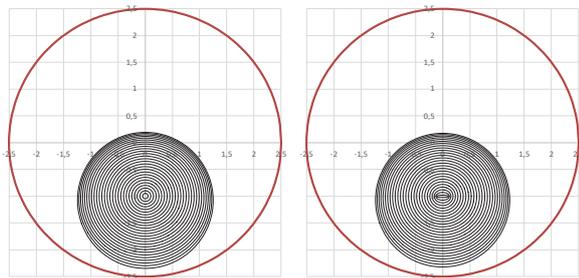
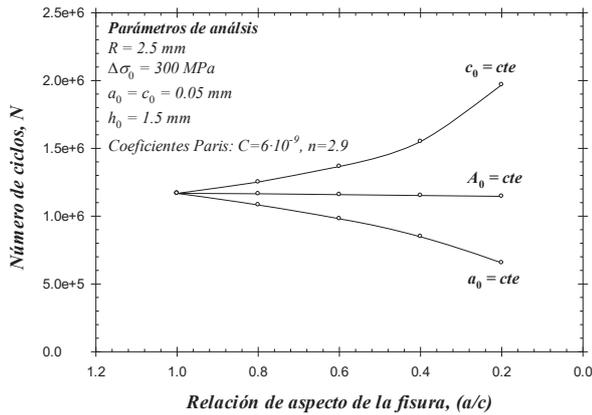


Figura 6. Simulación de la vida en fatiga para las situaciones recogidas en la Tabla 1 (arriba) y ejemplos de caminos de propagación (abajo).

Tabla 1. Calculo de la vida en fatiga para las situaciones analizadas y representadas en la Figura 6.

a (mm)	c (mm)	a/c	Area (mm ²)	N
0,05	0,05	1	0,007854	1168020
0,0447	0,0559	0,8	0,007854	1164636
0,0387	0,0645	0,6	0,007854	1158923
0,0316	0,0791	0,4	0,007854	1151922
0,0224	0,1118	0,2	0,007854	1146121
0,05	0,05	1	0,007854	1168020
0,05	0,0625	0,8	0,009817	1083020
0,05	0,0833	0,6	0,013090	980408
0,05	0,125	0,4	0,019635	849295
0,05	0,25	0,2	0,039270	655629
0,05	0,05	1	0,007854	1168020
0,04	0,05	0,8	0,006283	1251669
0,03	0,05	0,6	0,004712	1366037
0,02	0,05	0,4	0,003142	1549489
0,01	0,05	0,2	0,001571	1968781

Como se puede observar en la Figura 6 y Tabla 1, la vida en fatiga de la pieza es prácticamente constante cuando se considera una misma área inicial del defecto. Asimismo, la rápida propagación de un defecto irregular a una fisura circular permite utilizar el concepto de defecto circular equivalente para estudiar el comportamiento en fatiga de un defecto de geometría inicial irregular. Este hecho es fundamental para poder comparar geometrías de defectos irregulares y su efecto en la vida en fatiga de la pieza.

Finalmente, hay que recordar que en caso de que se quiera continuar con la propagación una vez que la fisura alcanza la superficie de la pieza, se pueden utilizar reglas de recategorización para convertir una fisura interna en una superficial [3]. En este caso, el número de ciclos que se acumule será ya muy pequeño comparado con el número de ciclos acumulado hasta ese momento, dado que la mayor parte de la vida de la pieza se debe a las primeras etapas de propagación.

6. CONCLUSIONES

En el presente trabajo se presentan una serie de ecuaciones que recogen de manera tabulada las soluciones del SIF para fisuras internas en probetas cilíndricas sometidas a esfuerzos de tracción.

La aplicación de estas soluciones para el estudio de la propagación de fisuras permite reproducir la rápida propagación de un defecto irregular a una fisura circular. Asimismo, se puede establecer como válido el concepto de defecto circular equivalente para estudiar el efecto de un defecto de geometría inicial irregular, en base al parámetro $\sqrt{\text{area}}$ de Murakami. Un defecto inicial irregular puede estudiarse convirtiéndole en un defecto circular inicial equivalente que produce la misma vida en fatiga de la pieza.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer la financiación recibida a través del proyecto de la JCyL referencia BU-002-P20, cofinanciada con fondos FEDER.

REFERENCIAS

[1] Y. Hong, C. Sun, The nature and the mechanism of crack initiation and early growth for very-high-cycle fatigue of metallic materials – An overview, *Theor. Appl. Fract. Mech.* 92 (2017) 331–350. <https://doi.org/10.1016/j.tafmec.2017.05.002>.

[2] J. Günther, D. Krewerth, T. Lippmann, S. Leuders, T. Tröster, A. Weidner, H. Biermann, T. Niendorf, Fatigue life of additively manufactured Ti–6Al–4V in the very high cycle fatigue regime, *Int. J. Fatigue.* 94 (2017) 236–245. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2016.05.018>.

[3] J.M. Alegre, I.I. Cuesta, A. Díaz, Stress-intensity factor solutions for embedded elliptical cracks in round bars subjected to tensile load, *Theor. Appl. Fract. Mech.* 117 (2022) 103189. <https://doi.org/10.1016/j.tafmec.2021.103189>.

[4] Y. Murakami, S. Beretta, Small Defects and Inhomogeneities in Fatigue Strength: Experiments, Models and Statistical Implications, *Extremes.* 2 (1999) 123–147. <https://link.springer.com/content/pdf/10.1023/A:1009976418553.pdf>.

[5] M. Seifi, D. Christiansen, J. Beuth, O. Harrysson, J.J. Lewandowski, Process Mapping, Fracture and Fatigue Behavior of Ti-6Al-4V Produced by Ebm Additive Manufacturing, *Proc. 13th World Conf. Titan.* (2016) 1373–1377. <https://doi.org/10.1002/9781119296126.ch232>.

MODELLING ALPHA CASE FORMATION AND EMBRITTLEMENT FOR Ti-6Al-4V PRODUCED BY ADDITIVE MANUFACTURING AND SUBJECTED TO THERMOMECHANICAL POST-PROCESSING

A. Díaz¹, I.I. Cuesta¹, J.M. Alegre¹

¹ Universidad de Burgos, Structural Integrity Group. Escuela Politécnica Superior. Avenida Cantabria s/n, 09006

* Contact person: adportugal@ubu.es

RESUMEN

La Fabricación Aditiva permite la producción optimizada de geometrías complejas. Las propiedades de tracción entallada de la aleación Ti-6Al-4V se estudian numéricamente en este trabajo considerando el método de Selective Laser Melting (SLM) y diferentes condiciones de post-proceso. La formación de una capa frágil enriquecida con oxígeno o “alpha case” también se reproduce aquí para atmósferas no inertes aprovechando esquemas numéricos para el agrietamiento asistido por hidrógeno. La reducción local de la energía de fractura en función de la concentración de oxígeno se implementa en un modelo de Phase Field para la nucleación y propagación de grietas. Se modelizan diferentes probetas de tracción entallada en Comsol Multiphysics. El análisis es secuencial: la entrada y difusión de oxígeno se simulan para diferentes temperaturas y tiempos de permanencia, reproduciendo procesos típicos de SLM y HIP y diferentes presiones parciales de oxígeno. En un segundo paso, se simula el ensayo mecánico de tracción y se resuelve el problema de Phase Field considerando una reducción lineal de la tenacidad a fractura en función de la concentración de oxígeno. Se evalúan los efectos del valor de la longitud característica y del comportamiento plástico. Los resultados muestran que el marco numérico actual, después de una necesaria calibración de parámetros, es capaz de predecir la influencia del post-proceso termomecánico en la fractura de componentes entallados.

PALABRAS CLAVE: Fractura entallada, Fabricación Aditiva, Phase Field, Ti-6Al-4V

ABSTRACT

Additive Manufacturing enables cost-effective production of complex geometries. Notched tensile properties of Ti-6Al-4V alloy are here numerically studied considering the Selective Laser Melting (SLM) method and different post-processing conditions. The formation of an oxygen-enriched brittle layer or an “alpha case” in Ti-6Al-4V is also reproduced for non-inert atmospheres. Exploiting other Finite Element frameworks for environmentally assisted cracking, e.g. hydrogen embrittlement models, the local reduction of fracture energy as a function of oxygen concentration is implemented in a Phase Field model for crack nucleation and propagation. Different notched tensile specimens are modelled in Comsol Multiphysics. The analysis is sequential: oxygen uptake and diffusion are simulated for different temperatures and dwell times, reproducing typical SLM and HIP processes and different partial pressures of oxygen. In a second step, mechanical tensile testing is simulated, and the damage Phase Field scheme is solved considering a linear reduction of fracture toughness as a function of oxygen concentration. The effects of the characteristic length value and of plastic behaviour are evaluated. Results show that the present framework, after parameter calibration, is able to predict the influence of thermomechanical post-processing on notch fracture.

KEYWORDS: Notched Fracture, Additive Manufacturing, Phase Field, Ti-6Al-4V

1. INTRODUCTION

The production of complex geometries in the aerospace, automotive or medical sectors is increasingly relying on Additive Manufacturing (AM) methods. Titanium alloys are widely used when a good mechanical performance is required in lightweight applications, especially the Ti-6Al-4V alloy. Thermal history of this alloy during manufacturing and post-processing determines the grain size, phase distribution and microstructure patterns, and thus influences mechanical behaviour [1]. High cooling rates produce martensitic transformations of the ductile phase so harder and more brittle components are

obtained. Within this context, Selective Laser Melting (SLM) is a common AM technique that, in the as-built condition, produces Ti-6Al-4V parts with higher strength but lower ductility than cast or wrought material; this is attributed to the acicular martensitic microstructure. To promote grain growth and a softer microstructure, thermal post-processing above the β transus temperature is usually required. Also, Hot Isostatic Pressing (HIP) is commonly applied to reduce porosity and thus improve fatigue life [2].

In addition, the formation of a surface layer of brittle α phase occurs when interstitial oxygen diffuses from the

environment [3]. Despite the use of Argon environments for heat treatments, oxygen impurities produce alpha case layers even in high-purity Ar and with only 0.2 ppm of O₂ [4]. Vacuum atmospheres can also be used to prevent the formation of alpha case [4]. Kinetics of alpha case formation are rate-controlled by oxygen diffusion through the β bcc phase. The identification of the alpha case thickness can be established from a micro-hardness or concentration profile [5]. Richards (2018) [3] defines an “effective alpha case” as the layer in which brittle fracture is found (Figure 1).

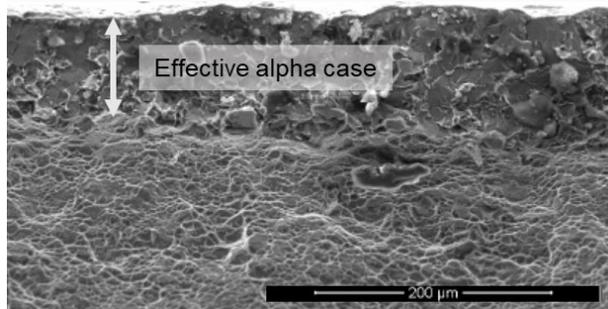


Figure 1. Effective alpha case for tensile testing of fine-grained Ti-6Al-4V [3].

2. MATERIALS AND GEOMETRY

2.1. Tensile and fracture properties

Mechanical properties are extracted from Zhang et al. (2019) [2] for three conditions: (1) as-built SLM, (2) heat treatment (HT) after SLM and (3) hot isostatic pressing (HIP) after SLM.

Table 1. Mechanical properties for the as-built SLM and for HT and HIP post-processing conditions.

	SLM	HT	HIP
E^0 (GPa)	103.6	113.0	107.1
σ_{ys}^0 (MPa)	810.6	821.5	762.9
n	0.056	0.035	0.041
K_C^0 (MPa m ^{0.5})	54.6	145.4	134.1

Elastic-plastic parameters were obtained from smooth tensile testing whereas the fracture behaviour was measured by K-R tests (Table 1). CT specimens for the determination of K_C had a 5-mm thickness and thus plane strain conditions were not achieved. However, thin notched specimens are here simulated (Figure 2) and similar plane stress conditions are expected.

2.2. Simulated atmospheres during post-processing

HT and HIP temperatures, pressures and holding times are shown in Table 2. Post-processes in [2], resulting in mechanical parameters of Table 1, were carried out in inert or vacuum conditions and oxygen uptake was not reported. In the present work, to assess the embrittlement

of a possible oxygen uptake, two non-inert atmospheres are also simulated: (i) a heat treatment in laboratory air with the usual 21 % fraction of O₂ and (ii) a HIP process with a low fraction of oxygen impurity. This latter condition could represent a contaminated Argon gas.

Table 2. Temperature, pressure and atmosphere.

	HT	HIP
Temperature (°C)	780	940
Pressure (MPa)	0.1	125
Holding time (h)	4	1.5
Inert atmosphere [2]	Argon	Vacuum
Simulated O ₂ fraction for non-inert conditions (x_{O_2})	0.21	0.0001

2.3. Geometry of notched tensile tests

To assess the influence of stress concentration on the fracture behaviour of different post-processing conditions, two notch types are simulated: a C-notch and a V-notch. These geometries are extracted from Peron et al. (2018) [6] that exploited the difference in stress profiles to apply the Theory of Critical Distances (TCD) and predict notched fracture of Ti-6Al-4V. The thickness of the simulated specimens is 3 mm and notch dimensions are shown in Figure 2.

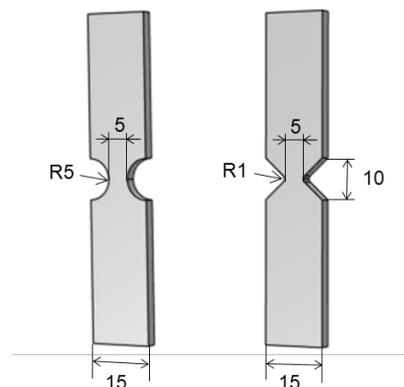


Figure 2. Geometry of C-notched and V-notched tensile specimens (dimensions in mm).

3. NUMERICAL MODELS

A two-step framework is adopted including a first diffusion analysis and a subsequent mechanical study.

3.1. Oxygen diffusion modelling

Thermal oxidation and interstitial oxygen diffusion phenomena are interconnected. Wagner’s model proposes a linear distribution of oxygen concentration in the oxide phase since the solubility range in TiO₂ is small [7]. In the present work, the oxide layer is not modelled because it is expected to be much smaller than the oxygen-enriched layer (OEL) and because rutile is

extremely brittle [3]. Thus, the boundary condition for oxygen diffusion is C_s (Figure 3).

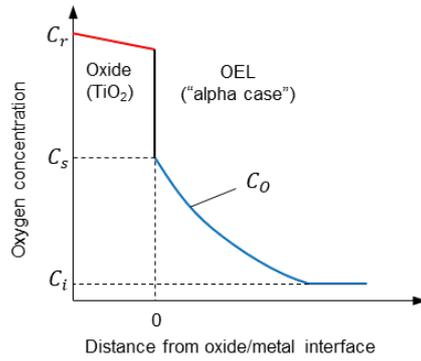


Figure 3. Scheme of oxide layer and oxygen-enriched layer (adapted from [7]).

The diffusion process is simulated considering Fick's laws and implemented in the "transport of diluted species" module in Comsol Multiphysics. The governing equation is expressed as:

$$\frac{\partial C_O}{\partial t} - \nabla \cdot (D_O \nabla C_O) = 0 \quad (1)$$

where C_O represents the concentration of interstitial oxygen and D_O diffusivity. An Arrhenius law is considered for diffusivity (Equation 2) and for solubility in Sievert's law (Equation 3):

$$D_O = D_O^0 \exp(-E_a/RT) \quad (2)$$

$$C_s = K_O^0 \exp(-E_s/RT) \sqrt{p_{O_2}} \quad (3)$$

where D_O^0 and K_O^0 are the pre-exponential diffusivity and solubility values, E_a and E_s the activation energies for diffusion and uptake, respectively, T the temperature, p_{O_2} the partial pressure of oxygen, and R the constant of gases. From the experimental results of Casadebaigt et al. (2020) [5] at 500°C and 600°C, diffusivity and solubility parameters have been fitted. The use of the extrapolated values to higher temperatures is an oversimplification but it is here assumed to illustrate the modelling capabilities.

Table 3. Properties for oxygen uptake and diffusion fitted from [5].

D_O^0 (m ² /s)	4.0×10^{-4}
E_a (kJ/mol)	219.0
K_O^0 (wt.%/MPa ^{0.5})	123.86
E_s (kJ/mol)	53.1

The relationship between p_{O_2} and the total atmosphere pressure is here assumed to follow the Dalton's law, $p_{O_2} = x_{O_2} p$, where x_{O_2} is the molar fraction of oxygen.

3.2. Mechanical modelling

To reproduce damage initiation and final failure of notched tests, a Phase Field framework is adopted. The oxygen influence in this scheme is inspired by hydrogen assisted cracking (HAC) models [8]. Phase Field is modelled in Comsol Multiphysics following the implementation of Zhou et al. (2018) [9]. The governing equation driving fracture is:

$$\left[\frac{2l_c(1-k)H}{G_c} + 1 \right] \phi - l_c^2 \nabla^2 \phi = \frac{2l_c(1-k)H}{G_c} \quad (4)$$

where the phase field $\phi(\mathbf{x}, t)$ is the scalar damage variable of the model and $\phi = 1$ represents the crack. H is a history variable that represents the maximum elastic energy density that has been reached, k a numerical parameter to prevent numerical singularities, G_c the critical fracture energy density and l_c a characteristic length that controls the diffusive crack width. Here, two length scale values are analysed: $l_c = 0.05$ and 0.10 mm. The element size in the meshed specimens has been chosen as $l_c/7.5$ following [8]. The oxygen influence on yield stress and fracture toughness is assumed to be linear:

$$\sigma_{ys} = \sigma_{ys}^0 (1 + \xi C_O [\text{wt.\% O}]) \quad (5)$$

$$K_c = K_c^0 (1 - \chi C_O [\text{wt.\% O}]) \quad (6)$$

where σ_{ys}^0 and K_c^0 are considered as the experimental values from Table 1. In the absence of more results, $\xi = 0.1$ and $\chi = 0.01$ are evaluated as reasonable trends, whereas the increase in Young's modulus is considered from literature [10]:

$$E(C_O) = E^0 \left(1 + \frac{13.5 [\text{GPa}]}{E^0} C_O [\text{wt.\% O}] \right) \quad (7)$$

Finally, the Griffith critical fracture energy density is obtained from the theoretical relationship in plane stress conditions $G_c = K_c^2/E$. To solve the coupled displacement - Phase Field problem, a segregated scheme and a stationary solver are considered.

4. RESULTS

4.1. Phase Field length scale

The choice of l_c can be carried out in terms of a critical stress following the equation derived by Borden et al. (2012) [11]: $\sigma_c \propto \sqrt{EG_c/l_c}$. This relationship anticipates that the smaller l_c is chosen, the more ductile behaviour is obtained, as confirmed by other authors [9]. This result is verified here for both notch geometries, as shown in Figure 4. As expected, failure occurs at a lower displacement and lower load for the V-notch in comparison to the C-notch [6]; this is explained by the higher stress concentrator of the V-notch geometry.

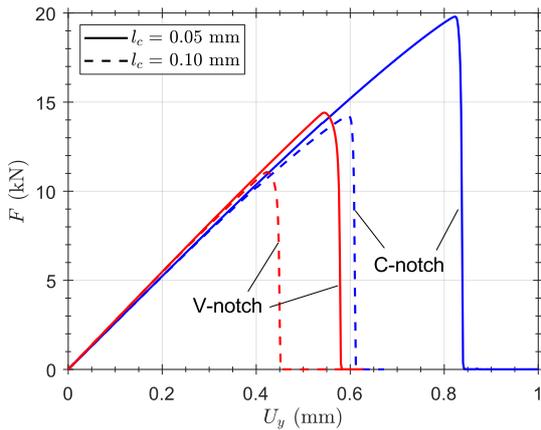


Figure 4. Length scale influence for SLM as-built condition with elastic behaviour.

4.2. Influence of plastic behaviour

Even though the present framework implements an elastic Phase Field model, i.e. only the elastic strain energy is accounted for, plasticity effects are also assessed for the displacement field problem. A classical Von Mises plasticity with isotropic hardening is considered, with σ_{ys} and n from Table 1. As shown in Figures 5 and 7, the embrittlement effect of a higher length scale is also observed when plasticity is modelled.

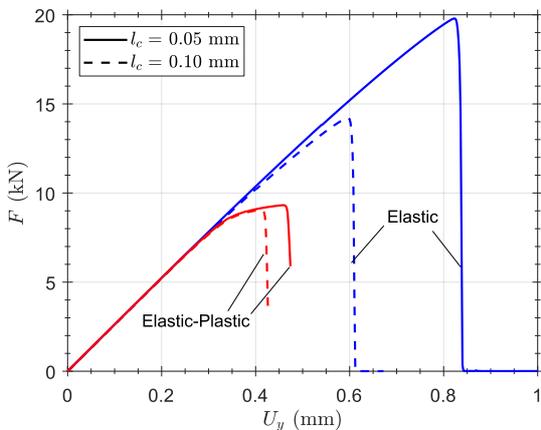


Figure 5. Plasticity influence for C-notched and SLM as-built condition.

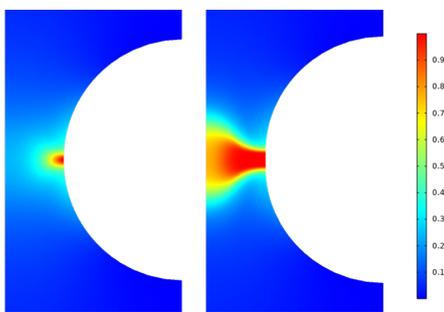


Figure 6 Phase Field at initiation (left) and final failure (right) for SLM, $l_c = 0.1$ and elastic behaviour.

When only elastic behaviour is reproduced, damage nucleates and crack propagates from the notch surface

(Figure 6) in both C and V-notches. However, plastic strain accumulates in the centre of the specimen for the C-notch geometry and an inclined cracked pattern is observed at failure (Figure 8) when plasticity is modelled. It must be noted that convergence for the elastic-plastic model in the V-notch is extremely difficult after the strain localisation in the notch tip; thus, only the first stages of load drop are captured.

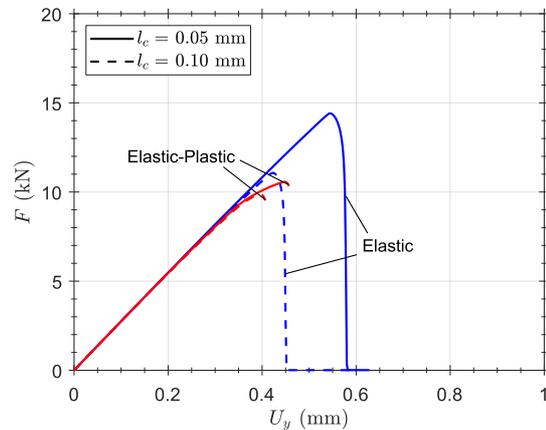


Figure 7. Plasticity influence for V-notched and SLM as-built condition.

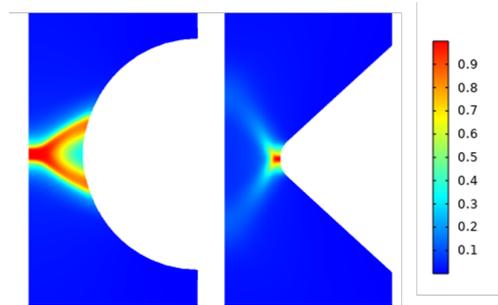


Figure 8. Phase Field (ϕ) at final failure for SLM, $l_c = 0.1$ and elastic behaviour in both notch geometries.

4.3. Effect of post-processing

HT and HIP improvement in K_c directly influences the notched tensile behaviour and failure occurs at higher loads and displacements (Figures 9, 10 and 11). The comparable mechanical properties of HT and HIP result in a similar notched monotonic behaviour; however, this could not be verified for fatigue resistance due to the HIP effects on porosity reduction. Moreover, the reached loads with the elastic assumption are not realistic for the expected HT and HIP ductile behaviour and elastic-plastic modelling is required (Figures 10 and 11). Here, the relationship between microstructure features and length scale is not investigated, and a value of $l_c = 0.10$ mm is fixed. It must be noted that for the V-notch geometry and elastic-plastic behaviour, HT and HIP show a force plateau after crack nucleation (Figure 11). This finding is explained by strain hardening during damage evolution; however, the convergence issues difficult the analysis of stable crack propagation.

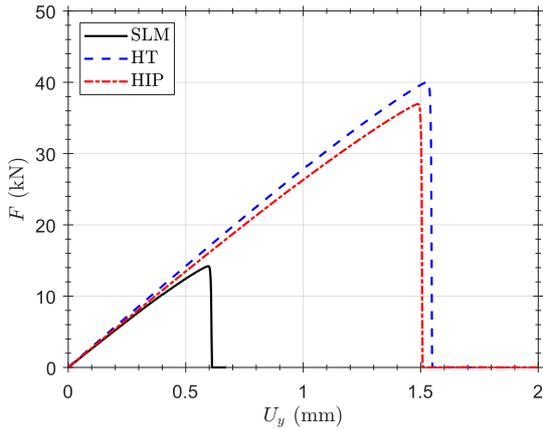


Figure 9. Post-processing influence for C-notch, elastic material and $l_c = 0.1$ mm.

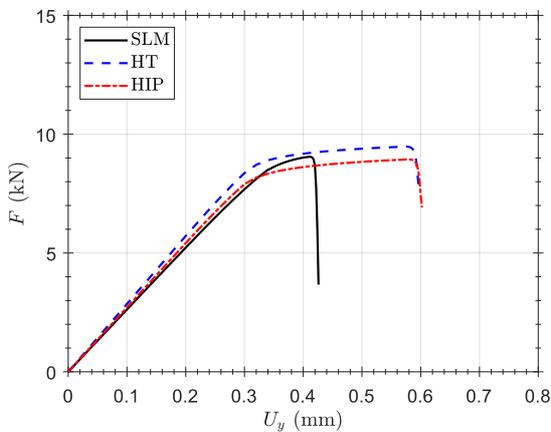


Figure 10. Post-processing influence for C-notch, elastic-plastic material and $l_c = 0.1$ mm.

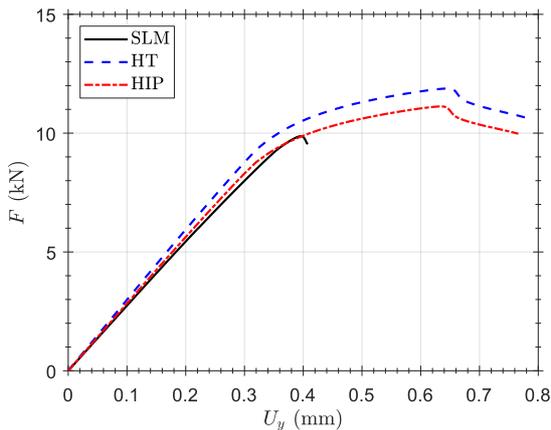


Figure 11. Post-processing influence for V-notch, elastic-plastic material and $l_c = 0.1$ mm.

4.4. Influence of oxygen

The distribution of oxygen is plotted for both conditions in Figure 12. It must be noted that a slightly higher boundary concentration is obtained for the HT post-process because, even though K_O is much lower than the

obtained during the higher-temperature HIP, the partial pressure of oxygen is higher. Due to the higher diffusivity for HIP conditions, the size of the oxygen enriched layer is greater despite the lower holding time.

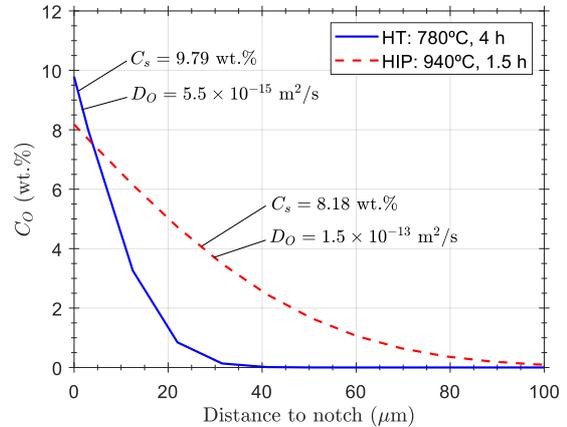


Figure 12. Oxygen concentration in the notch plane for both HT and HIP post-processes.

A problem when modelling oxygen-informed Phase Field is that the mesh size ($l_c/7.5$) is relatively coarse to capture a steep gradient in oxygen concentration and thus on local fracture properties. However, the embrittlement effect produced by the alpha case is numerically observed for the V and C notches for elastic assumptions in both HT and HIP non-inert conditions (Figures 13 and 14).

When plasticity is incorporated, the effect of alpha case is only patent for the V-notch since damage nucleated at the surface, whereas for the C-notch the oxygen influence can be neglected (Figure 15). This finding contradicts the experimental fact that alpha case might promote failures at lower strains even in smooth specimens [12]. It must be noted that microcracking starting from the oxide layer has not been modelled here, so the stress concentration can be underestimated.

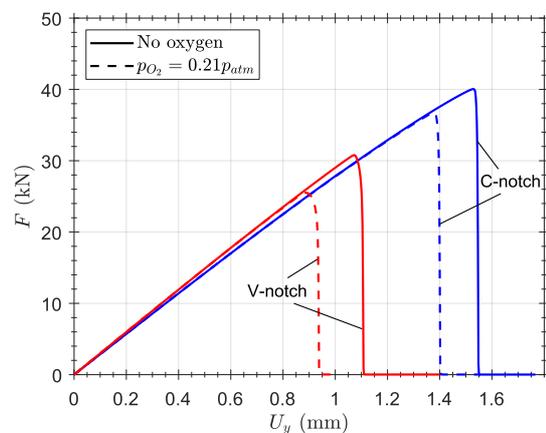


Figure 13. Oxygen influence for HT conditions, elastic material, and $l_c = 0.1$ mm.

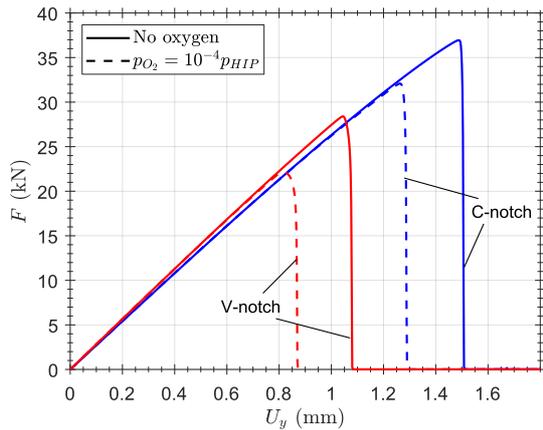


Figure 14. Oxygen influence for HIP conditions, elastic material, and $l_c = 0.1$ mm.

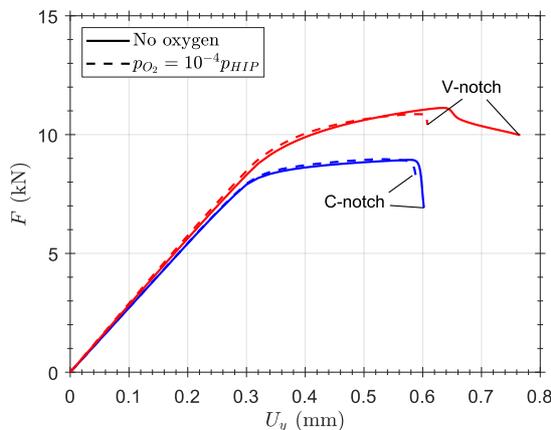


Figure 15. Oxygen influence for HIP conditions, elastic-plastic material, and $l_c = 0.1$ mm.

5. CONCLUSIONS

A two-step finite element framework has been developed to reproduce fracture of notched samples after different post-processing conditions. The effect of heat treatment (HT) and hot isostatic pressing (HIP) on the fracture toughness of a SLMed Ti-6Al-4V has been used to modify the local critical energy density, G_c , and to inform Phase Field modelling. Even though the elastic Phase Field model can be used to predict fracture for SLM, HT and HIP, the length scale should be better calibrated considering the microstructure features, and plastic behaviour must be implemented to avoid non-realistic elastic regimes. The formation of the alpha case in non-inert atmospheres has also been reproduced, assuming a linear reduction in local toughness and a linear hardening due to oxygen concentration. Alpha case embrittlement is captured, especially for the elastic conditions and the V-notch, but the effect of oxide microcracking should be better modelled in future research.

ACKNOWLEDGEMENTS

The authors gratefully acknowledge financial support from the Junta of Castile and Leon through grant BU-002-P20, co-financed by FEDER funds.

REFERENCES

- [1] C. Leyens, M. Peters, Titanium and titanium alloys. Fundamentals and Applications, Wiley-VCH, 2003. https://doi.org/10.1007/978-3-319-69743-7_7.
- [2] H. ZHANG, D. DONG, S. SU, A. CHEN, Experimental study of effect of post processing on fracture toughness and fatigue crack growth performance of selective laser melting Ti-6Al-4V, Chinese J. Aeronaut. 32 (2019) 2383–2393. <https://doi.org/10.1016/J.CJA.2018.12.007>.
- [3] G.P.C. Richards, The formation and tensile behaviour of alpha-case in fine-grained Ti-6Al-4V, (2018).
- [4] H. Fukai, H. Iizumi, K.N. Minakawa, C. Ouchi, The effects of the oxygen-enriched surface layer on mechanical properties of $\alpha+\beta$ type titanium alloys, ISIJ Int. 45 (2005) 133–141. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.45.133>.
- [5] A. Casadebaigt, J. Hugues, D. Monceau, High temperature oxidation and embrittlement at 500–600 °C of Ti-6Al-4V alloy fabricated by Laser and Electron Beam Melting, Corros. Sci. 175 (2020) 108875. <https://doi.org/10.1016/J.CORSCI.2020.108875>.
- [6] M. Peron, J. Torgersen, F. Berto, Rupture Predictions of Notched Ti-6Al-4V Using Local Approaches, Mater. 2018, Vol. 11, Page 663. 11 (2018) 663. <https://doi.org/10.3390/MA11050663>.
- [7] J. Unnam, R.N. Shenoy, R.K. Clark, Oxidation of commercial purity titanium, Oxid. Met. 1986 263. 26 (1986) 231–252. <https://doi.org/10.1007/BF00659186>.
- [8] 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. <https://doi.org/10.1016/J.CMA.2018.07.021>.
- [9] S. Zhou, T. Rabczuk, X. Zhuang, Phase field modeling of quasi-static and dynamic crack propagation: COMSOL implementation and case studies, Adv. Eng. Softw. 122 (2018) 31–49. <https://doi.org/10.1016/J.ADVENGSOFT.2018.03.012>.
- [10] Y.T. Lee, G. Welsch, Young's modulus and damping of Ti-6Al-4V alloy as a function of heat treatment and oxygen concentration, Mater. Sci. Eng. A. 128 (1990) 77–89. [https://doi.org/10.1016/0921-5093\(90\)90097-M](https://doi.org/10.1016/0921-5093(90)90097-M).
- [11] M.J. Borden, C. V. Verhoosel, M.A. Scott, T.J.R. Hughes, C.M. Landis, A phase-field description of dynamic brittle fracture, Comput. Methods Appl. Mech. Eng. 217–220 (2012) 77–95. <https://doi.org/10.1016/J.CMA.2012.01.008>.
- [12] Y. Jiang, H. Mao, W. Xiaowei, Y. Lu, J. Gong, Effect of oxygen boost diffusion treatment on the mechanical properties of Ti-6Al-4V alloy, Surfaces and Interfaces. 25 (2021) 101248. <https://doi.org/10.1016/J.SURFIN.2021.101248>.

MODELLING THE FATIGUE CRACK GROWTH USING THE CRACK TIP PLASTIC DEFORMATION**D.M. Neto^{1*}, E.R. Sérgio¹, F.V. Antunes¹**¹ University of Coimbra, CEMMPRE, Department of Mechanical Engineering,
Rua Luís Reis Santos, Pinhal de Marrocos, 3030-788 Coimbra, Portugal

* Contact person: diogo.neto@dem.uc.pt

RESUMEN

Este estudio presenta un modelo de elementos finitos para predecir la tasa de crecimiento de grieta por fatiga (FCG) en probetas del tipo Compact-Tension (CT) sometidas a cargas cíclicas tanto de amplitud constante como variable. El material estudiado es la aleación de titanio Ti-6Al-4V. El modelo numérico utiliza la deformación plástica en el vértice de la grieta para definir la liberación nodal y la consiguiente propagación de grieta. Las predicciones numéricas de la tasa de FCG para cargas de amplitud constante concuerdan bien con las mediciones experimentales, lo que indica que la deformación plástica cíclica es el principal mecanismo de daño. En el caso de sobrecargas simples, los resultados numéricos muestran que el cierre de grieta es responsable del efecto de las sobrecargas en el comportamiento de la tasa de FCG. El mismo comportamiento se observa en los bloques de carga baja-alta y alta-baja. El comportamiento transitorio observado entre bloques de carga de diferente amplitud se reduce fuertemente o desaparece cuando se desprecia el contacto entre los flancos de grieta en el modelo. Por lo tanto, el cierre de grieta puede explicar el retardo tanto en sobrecargas simples como en patrones de carga alta-baja.

PALABRAS CLAVE: Crecimiento de grietas por fatiga; Deformación plástica; Cierre de grietas; Carga de amplitud variable

ABSTRACT

This study presents a finite element model to predict the fatigue crack growth (FCG) rate in compact tension specimens under both constant and variable amplitude cyclic loadings. The material studied is the Ti-6Al-4V titanium alloy. The numerical model uses the plastic strain at the crack tip to define the nodal release and consequent crack propagation. The numerical predictions of the FCG rate for constant amplitude loading are in good agreement with the experimental measurements, which indicates that cyclic plastic deformation is the main damage mechanism. In case of single overloads, the numerical results show that crack closure is responsible for the effect of overloads on FCG rate behaviour. The same behaviour is observed in the low-high and high-low load blocks. The transient behaviour observed between loading blocks of different amplitude is strongly reduced or vanishes when the contact of crack flanks is neglected in the model. Thus, the crack closure is able to explain the retardation in both single overloads and in high-low load patterns.

KEYWORDS: Fatigue crack growth; Plastic deformation; Crack closure; Variable amplitude loading

INTRODUCTION

Mechanical components submitted to cyclic loading are prone to failure by fatigue. Thus, design against fatigue is fundamental. Assuming the presence of defects in the components, the damage tolerance approach is suitable to study fatigue life in those components. Fatigue crack growth (FCG) is commonly studied experimentally assuming that the stress intensity factor range ΔK is the crack driving force [1]. However, the obtained da/dN - ΔK curves cannot be used to predict the effect of stress ratio or variable amplitude loading. Alternative approaches have been proposed, such as crack closure phenomenon [2] or CJP model [3], but always keeping ΔK as the main parameter.

Although most of the studies are carried out under constant amplitude loadings, real components are typically submitted to complex loading patterns. Hence, different standard load patterns have been proposed, such

as TWIST and FALSTAFF sequences for aircrafts [4]. However, there is a high complexity associated with these standard load patterns. Accordingly, the study of overloads, underloads and load blocks is an important forward step to understand the underlying mechanisms under variable amplitude loading conditions. The finite element simulation of the FCG crack tip phenomena has been adopted with success, where the crack tip plastic deformation is usually assumed to be the main mechanism behind FCG [5].

The main goal of this study is the analysis of FCG in the Ti-6Al-4V alloy using the finite element method. The numerical model for the crack growth is based on the plastic strain at the crack tip. The numerical results are compared with the experimental ones to validate the numerical approach. Besides, models with and without contact of crack flanks were considered to isolate the effect of crack closure phenomenon on the FCG.

FINITE ELEMENT MODEL

In the present study, the fatigue crack growth was analysed using the in-house finite element code DD3IMP, which was originally developed to simulate sheet metal forming processes [6]. The numerical model considers the elasto-plastic behaviour of the specimen, which is loaded under quasi-static conditions.

2.1. Material constitutive model

The elasto-plastic behaviour of this material (Ti-6Al-4V) is modelled by a phenomenological constitutive model. The elastic behaviour is described by the Hooke’s law. Regarding the plastic behaviour, the von Mises yield criterion is adopted to define the material yielding. The isotropic work hardening of the titanium alloy is described by the Swift law, given by:

$$Y = K(\varepsilon_0 + \bar{\varepsilon}^p)^n \quad \text{with} \quad \varepsilon_0 = \left(\frac{Y_0}{K}\right)^{1/n}, \quad (1)$$

where $\bar{\varepsilon}^p$ denotes the equivalent plastic strain. The parameters of the Swift law are K , ε_0 and n . The kinematic hardening behaviour is described by the Armstrong-Frederick model [7], defined by:

$$\dot{\mathbf{X}} = C_X \left(X_{sat} \frac{\boldsymbol{\sigma}' - \mathbf{X}}{\bar{\sigma}} - \mathbf{X} \right) \dot{\bar{\varepsilon}}^p, \quad (3)$$

where $\boldsymbol{\sigma}'$ is the deviatoric Cauchy stress tensor, \mathbf{X} is the back-stress tensor and $\bar{\sigma}$ is the von Mises stress. C_X and X_{sat} are the kinematic hardening parameters.

Both the isotropic and kinematic hardening parameters were simultaneously calibrated using the stress–strain curve of the experimental low cycle fatigue test [8]. The calibration of the parameter was carried out based on the minimization of the differences between numerically and experimentally measured values of stress. The obtained parameters are listed in Table 1.

Table 1. Material parameters used in Swift isotropic hardening law coupled with the Armstrong–Frederick kinematic hardening law to describe the plastic behaviour of Ti-6Al-4V.

Material	Y_0 [MPa]	K [MPa]	n	C_X	X_{sat} [MPa]
Ti-6Al-4V	823.5	707.1	-0.029	104.3	402.0

2.2. Specimen and boundary conditions

The study of fatigue crack growth is carried out using CT specimens. Only the upper part of the specimen was simulated since it presents geometric, material and loading symmetry. The finite element mesh is composed by linear hexahedral finite elements. However, only the

region near the crack tip is refined to reduce the computational cost. The element size in this zone is 8 μm , which will be the increment size of the crack propagation. The contact of the crack flanks is simulated using a rigid surface at the symmetry plane. This surface can be removed in order to assess the importance of the crack closure on the FCG.

The crack length is defined by applying adequate boundary conditions at the symmetry plane. The values of initial crack sizes adopted this study were 7 mm, 10 mm, 13 mm, 16 mm, 19 mm, 22 mm and 24 mm. Thus, using the same load range (47.13 N) it is possible to cover a wide range of stress intensity factor range. Besides, plane stress conditions are adopted in the numerical model, using a single layer of elements in the thickness direction to reduce the computational effort. The specimen thickness was significantly reduced to 0.1 mm to obtain plane stress conditions using solid finite elements.

2.3. Fatigue crack growth

Crack propagation occurs by releasing the boundary condition of the crack tip element, i.e., the crack tip node is debonded at the instant of minimum load, allowing to simulate the advance of the crack tip. The crack increment is defined by the finite element size (8 μm) present in the zone of the crack path. The adopted fatigue crack growth criterion is based on cumulative plastic deformation, which is assumed to be the main crack driving force [9].

The plastic strain is evaluated at the crack tip, which is compared with a critical value of the material under analysis, defining the number of load cycles required to produce a crack propagation. The predicted FCG rate is the ratio between the crack increment (8 μm) and the number of load cycles required to achieve the critical value of cumulative plastic strain at the crack tip. The crack tip node is released when the plastic strain achieves the critical value. The critical value of cumulative plastic strain was calibrated for this titanium alloy [8]. The idea behind the calibration procedure is to reduce the difference between numerical and experimental FCG rate. For this titanium alloy, the obtained value was 153%.

RESULTS AND DISCUSSION

The comparison between experimental and predicted $da/dN-\Delta K$ curves is presented in Figure 1 for stress ratio of $R=0.05$. For each value of initial crack length, the predicted FCG rate presents a transient effect at the beginning of the crack propagation. This is related with the formation of residual plastic wake. Therefore, values of FCG rate shown in Figure 1 were evaluated in the steady state regime. Globally, the numerical results are in very good agreement with the experimental ones.

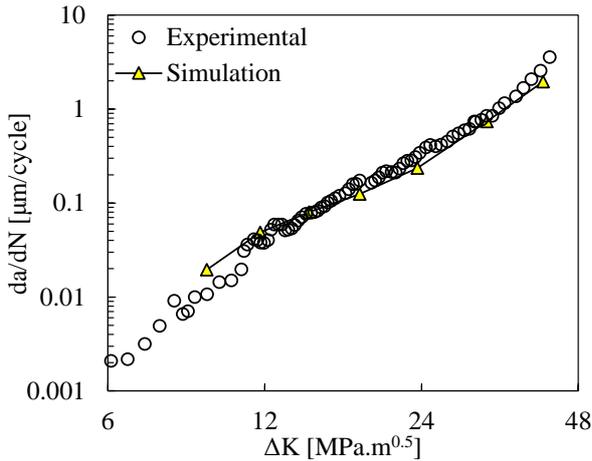


Figure 1. Comparison between experimental and predicted $da/dN-\Delta K$ curves for Ti-6Al-4V assuming plane stress conditions in the simulation and $R=0.05$.

The effect of the overload ratio (OLR) on the predicted FCG rate is presented in Figure 2 (a) for a single overload applied at $a_{OL}=16.12$ mm of crack length ($\Delta K_{BL}=18.3$ $MPa\cdot m^{0.5}$), considering plane stress conditions. Negative values of $(a-a_{OL})$ denote the crack propagation before the overload application, which is required to stabilize the plastic wake. Except for $OLR=2.0$, all situations present the same behaviour: a sudden increase of the FCG rate followed by a decrease to a minimum value, which is reached at some point ahead of the overload application and finally a gradual approximation to the constant amplitude crack growth level. This effect predicted numerically is similar to the one observed experimentally in the QSTE340TM steel [10] and 6082-T6 aluminium alloy [11]. On the other hand, crack arrest is observed numerically for $OLR=2.0$ (Figure 2). Indeed, non-propagating cracks after an overload have been observed experimentally by different authors [12] finding that plasticity-induced crack closure is the main cause of retardation.

The effect of the overload ratio on crack length evolution is presented in Figure 2 (b) for a single overload at $a_{OL}=16.12$ mm of crack length ($\Delta K_{BL}=18.3$ $MPa\cdot m^{0.5}$), considering plane stress conditions. The increase of the overload ratio leads to an increase of the number of delay cycles. Besides, the relationship between OLR and delay cycles is approximately exponential, ranging between 250 cycles for $OLR=1.25$ and 5100 cycles for $OLR=1.75$. In the numerical simulation, the crack stops when there is no increment of plastic deformation at the crack tip, which occurs only for $OLR=2.0$. This occurs due to the high level of crack closure under this condition.

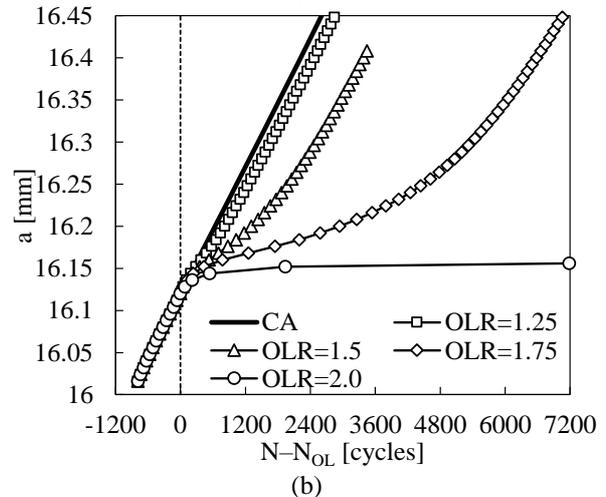
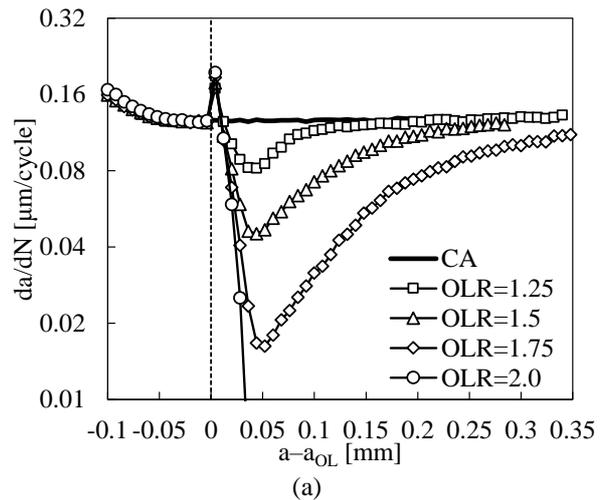


Figure 2. Effect of the overload ratio (OLR) in a single overload ($\Delta K_{BL}=18.3$ $MPa\cdot m^{0.5}$): (a) predicted FCG rate; (b) predicted crack length evolution.

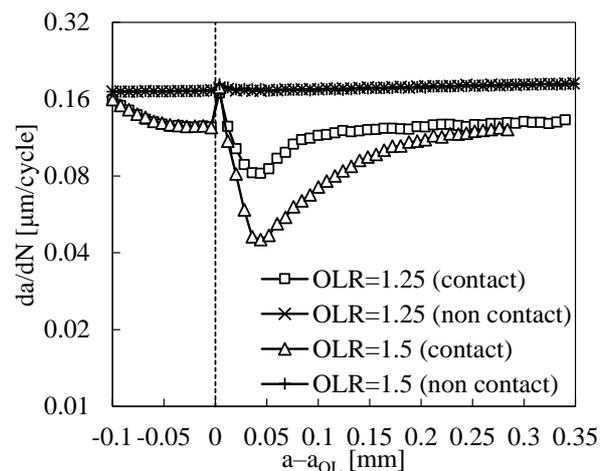


Figure 3. Effect of the contact between crack flank on the predicted FCG rate for a single overload considering a stress ratio $R=0.05$.

Figure 3 compares the FCG rate for a single overload at $a_{OL}=16.12$ mm of crack length ($\Delta K_{BL}=18.3$ MPa·m^{0.5}), obtained with and without contact of crack flanks. When the contact is removed, the effect of the overload on the FCG rate is negligible. Only a small peak of da/dN is observed when the overload is applied. The FCG rate converges to the constant amplitude crack growth level, i.e. progressive increase of da/dN with crack length. Besides, the evolution of FCG rate in OLR=1.25 and 1.5 are overlapped, indicating insensitive from the overload ratio on the propagation. On the other hand, the inclusion of crack closure produces a dramatic effect on the FCG rate, obtaining typical variation of da/dN associated with an overload. The difference of FCG observed before and after the overload is due to the crack closure, which produces the major effect on the da/dN evolution. Thus, the inclusion of contact of crack flanks in the numerical models is fundamental to obtaining accurate and reliable predictions, particularly under variable amplitude loading conditions.

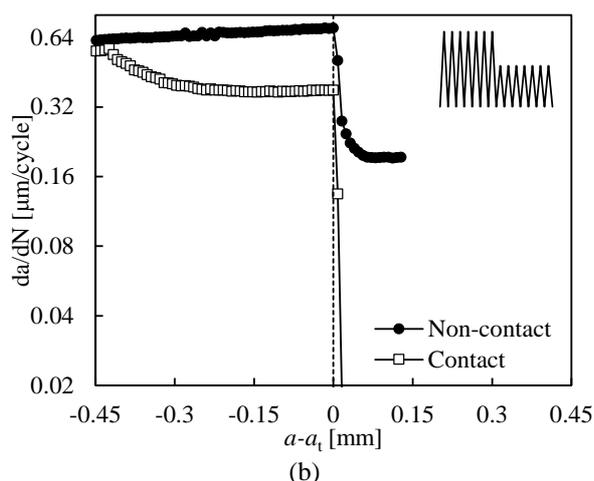
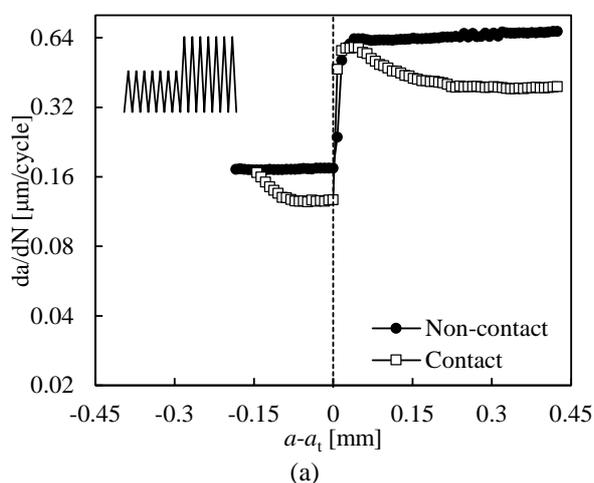


Figure 4. Predicted FCG rate for two different load blocks, comparing the situation with and without contact of crack flanks: (a) low-high load pattern; (b) high-low load pattern.

Figure 4 (a) presents the evolution of the predicted FCG rate for a low-high load block (minimum load identical in both blocks), comparing the situation with and without

contact at the crack flanks. The relative crack length ($a-a_i$) is adopted to simplify the comparison, where a_i denotes the crack length at the transition between loading blocks. The FCG rate predicted by the model that neglects the contact of the crack flanks is globally higher. In fact, the initial decrease of da/dN with crack propagation only occurs if the contact of the crack flanks is considered. This is related to crack closure phenomenon, which is motivated by the residual plastic wake. The transient behaviour observed after the block transition extends approximately 0.3 mm when the contact of crack flanks is taken into account. On the other hand, without contact of crack flanks there is no transient regime i.e. the da/dN increases progressively with the crack growth during the load of the second block.

The evolution of the predicted FCG rate for a high-low load block (minimum load identical in both blocks) is presented in Figure 4 (b), comparing the situation with and without contact at the crack flanks. The first load block of the high-low load pattern is identical to the second load block of the low-high load pattern. Neglecting the contact between the crack flanks, the predicted da/dN shows a gradual increase during the first load block. On the other hand, a transient behaviour is observed for da/dN at the beginning of the crack propagation when the contact of the crack flanks is considered. The crack propagation stops immediately after the transition between loading blocks. This behaviour was previously observed experimentally for this load pattern [13]. Nevertheless, removing the contact between the crack flanks, da/dN shows a sudden decrease until achieving the steady state regime. Therefore, the crack stops only due to crack closure phenomenon.

CONCLUSIONS

This study presents a finite element model to predict FCG in CT specimens made of Ti-6Al-4V, which assumes that crack tip plastic deformation is the crack driving force. The crack propagation occurs by nodal release when the plastic strain at the crack tip achieves a critical value. This value is calibrated using a single experimental value of da/dN . Both constant and variable amplitude loadings were studied numerically, namely the application of a single tensile overload and different load blocks.

The FCG rate presents a transient behaviour at the beginning of the crack propagation, which is related with the stabilization of residual plastic wake. During this stage the crack closure level increases. Considering the constant amplitude loading, the numerical predictions are in very agreement with the experimental results, indicating that cyclic plastic deformation is the main mechanism responsible for crack propagation. The typical variation of da/dN after an overload is accurately captured by the numerical model. Besides, the effect of the overload ratio on the extent of retardation is highlighted in the numerical predictions. Nevertheless, when the contact of crack flanks was removed in the

numerical models, there is no significant effect of overload on the FCG. Both low-high and high-low load sequences were studied. The numerical predictions for the low-high load pattern show an acceleration of crack growth rate above the steady state level expected for the high block, followed by a gradual reduction to the steady state value. In the case of the high-low load pattern, there is a fast and strong reduction of FCG rate, followed by a progressive increase to the steady state corresponding to the low block. However, the transient behaviour observed between loading blocks of different amplitude is strongly reduced or vanishes when the contact of crack flanks is neglected.

ACKNOWLEDGMENTS

This research work was sponsored by national funds from the Portuguese Foundation for Science and Technology (FCT) under the project with reference PTDC/EME-EME/31657/2017 and by European Regional Development Fund (ERDF) through the Portugal 2020 program and the Centro 2020 Regional Operational Programme (CENTRO-01-0145-FEDER-031657) under the project UIDB/00285/2020.

REFERENCES

- [1] ISO 12108:2018 - Metallic materials — Fatigue testing — Fatigue crack growth method, (2018).
- [2] T.T. Shih, R.P. Wei, A study of crack closure in fatigue, *Eng. Fract. Mech.*, 6 (1974) 19–32.
- [3] C.J. Christopher, M.N. James, E.A. Patterson, K.F. Tee, Towards a new model of crack tip stress fields, *Int. J. Fract.* 2008 1484, 148 (2008) 361–371.
- [4] P. Heuler, H. Klätschke, Generation and use of standardised load spectra and load–time histories, *Int. J. Fatigue*, 27 (2005) 974–990.
- [5] R. Hamam, S. Pommier, F. Bumbieler, Mode I fatigue crack growth under biaxial loading, *Int. J. Fatigue*, 27 (2005) 1342–1346.
- [6] L.F. Menezes, C. Teodosiu, Three-dimensional numerical simulation of the deep-drawing process using solid finite elements, *J. Mater. Process. Technol.*, 97 (2000) 100–106.
- [7] C.O. Frederick, P.J. Armstrong, A mathematical representation of the multiaxial Bauschinger effect, *Mater. High Temp.*, 24 (2007) 1–26.
- [8] F.F. Ferreira, D.M. Neto, J.S. Jesus, P.A. Prates, F. V. Antunes, Numerical prediction of the fatigue crack growth rate in SLM Ti-6Al-4V based on crack tip plastic strain, *Metals (Basel)*, 10 (2020) 1–22.
- [9] M.F. Borges, D.M. Neto, F. V. Antunes, Numerical simulation of fatigue crack growth based on accumulated plastic strain, *Theor. Appl. Fract. Mech.*, 108 (2020) 102676.
- [10] Y. chao Lu, F. peng Yang, T. Chen, Effect of single overload on fatigue crack growth in QSTE340TM steel and retardation model modification, *Eng. Fract. Mech.*, 212 (2019) 81–94.
- [11] L.P. Borrego, J.M. Ferreira, J.M. Pinho da Cruz, J.M. Costa, Evaluation of overload effects on fatigue crack growth and closure, *Eng. Fract. Mech.*, 70 (2003) 1379–1397.
- [12] C.S. Shin, N.A. Fleck, OVERLOAD RETARDATION IN A STRUCTURAL STEEL, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, 9 (1987) 379–393.
- [13] L.P. Borrego, J.M. Ferreira, J.M. Costa, Partial crack closure under block loading, *Int. J. Fatigue*, 30 (2008) 1787–1796.

ON THE EFFECT OF THE INTERFACE RADIUS ON THE ABILITY TO ARREST CRACKS OF CURVED WEAK INTERFACES

M.T. Aranda, I.G. García*, J. Reinoso

Grupo de Elasticidad y Resistencia de Materiales, E.T.S. de Ingeniería, Universidad de Sevilla
Camino de los Descubrimientos s/n, 41092 Sevilla, España

*Persona de contacto: israelgarcia@us.es

RESUMEN

Se presenta un estudio analítico y computacional sobre la habilidad de las interfases curvas débiles para inhibir la progresión de grietas. En particular, el estudio se enfoca en evaluar el rol que juega el radio de curvatura de la interfase en esta habilidad. El problema se ha analizado usando dos metodologías diferentes: i) Mecánica de la Fractura Elástico Lineal, y ii) el Criterio Acoplado de la Mecánica de la Fractura Finita. Los resultados muestran un rol moderado del radio, presentándose predicciones parcialmente divergentes según la metodología.

PALABRAS CLAVE: grietas de interfase, interfase débil curva, phase field, mecánica de la fractura finita, modelos de zona cohesiva

ABSTRACT

This work presents an analytical and computational study on the ability of curved weak interfaces to arrest crack propagation. In particular, the work focuses on the role of the interface radius to enhance this ability. The problem is analysed using two different approaches commonly employed nowadays for this kind of problems: i) Linear Elastic Fracture Mechanics, and ii) the Coupled Criterion of Finite Fracture Mechanics.

KEYWORDS: interface crack, curved weak interface, phase field, finite fracture mechanics, cohesive zone model

1. INTRODUCCIÓN

La filosofía de diseño estructural denominada *diseño tolerante al daño* se ha convertido en un estándar en ciertas industrias que reúnen una o varias de las siguientes características: i) no se puede asegurar con la certidumbre que se requiere la inexistencia de un cierto nivel daño, bien porque implicaría un sobredimensionamiento incompatible con el servicio o bien porque a lo largo de su vida útil, las cargas, por su naturaleza, son muy propensas a generar daño, y/o ii) un fallo estructural sería tan catastrófico que es necesario asegurar que un eventual daño puede ser detectado antes de que progrese hacia el fallo global de la estructura. Éste es el caso de industrias como la química, la nuclear, la aeronáutica o el espacio, ver p.e. [1].

Entre las múltiples tecnologías desarrolladas en el contexto de esta filosofía, cabe destacar los denominados *crack arresters*, los cuáles son elementos diseñados e instalados específicamente para inhibir total o parcialmente el crecimiento de eventuales grietas, bien de forma pasiva o activa. Además de elementos propiamente instalados a este efecto, la propia idea de *crack arresters* ha inspirado el diseño de detalle de ciertos elementos estructurales, que, *de facto*, contienen elementos que, aunque cumplan otra función principal como rigidizar en una dirección, sirven

como *crack arresters* ante la progresión de una eventual grieta.

La mayoría de los *crack arresters* clásicos se basan en añadir elementos como pletinas, estrategia que tiene ciertas desventajas en industrias donde el peso es un factor crítico, como algunas de las señaladas anteriormente. En este contexto, el uso de interfases como *crack arresters* tiene un fuerte potencial porque suponen, en el peor de los casos, un peso extra residual en comparación con los *crack arresters* clásicos. En la literatura se pueden encontrar multitud de estudios experimentales, computacionales y teóricos sobre la capacidad de las interfases para desviar la progresión de grietas, ver p.e. [2–4].

Mientras que las interfases rectas han sido estudiadas de forma intensiva, el potencial de las interfases curvas como elementos potencialmente inhibidores del crecimiento de grietas no ha recibido suficiente atención. Entre sus ventajas cabe destacar su capacidad no sólo para desviar la grieta sino para inhibir totalmente su crecimiento por *autoshielding*, como se evidenció en recientes experimentos [5]. En este trabajo se introdujo una interfase curva en probetas planas de tracción a partir de la introducción de un adhesivo de propiedades menores en tenacidad y resistencia, pero de propiedades similares a nivel

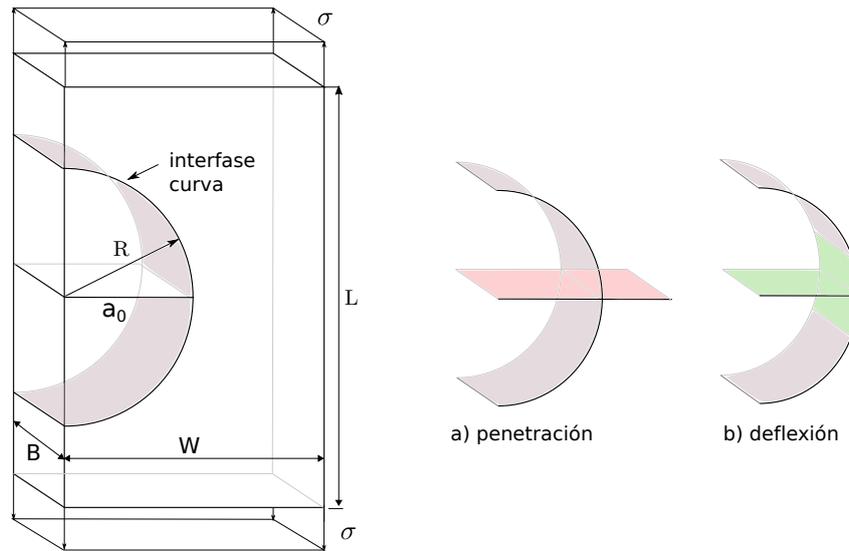


Figura 1: Esquema del problema bajo estudio.

de rigidez y densidad. Así, la introducción de esta interfase débil no afectaba ni a la rigidez ni al peso de la probeta, pero sí que permitía, en el caso de que apareciera una grieta, desviar e inhibir su crecimiento. Los resultados fueron especialmente prometedores en los casos con interfases curvas cóncavas.

La habilidad de las interfases curvas para funcionar como *crack arresters* tiene un punto crítico: la capacidad de la interfase curva para desviar la grieta. Si la grieta no se desvía, sino que atraviesa la interfase y sigue por el material detrás de la interfase, se habrá anulado totalmente su función como *crack arrester*. En este sentido, es fundamental conocer con certeza cuáles son las características de la interfase que controlan el hecho de que la grieta se desvíe o penetre. Ese es el objetivo de este trabajo: dada una grieta que está llegando a una interfase, conocer como influyen las propiedades de la interfase en el hecho de que la grieta se desvíe o penetre a través de la interfase, ver figura 1. Para ello, se analizará el problema mediante dos enfoques: i) siguiendo un enfoque clásico de la mecánica de la fracture elástico lineal (MFEL) y ii) siguiendo un enfoque basado en la mecánica de la fracture finita (MFF).

El artículo se organiza como sigue: En primer lugar se describe el problema y se plantea un análisis dimensional para reducir el número de parámetros y extraer los parámetros adimensionales que gobiernan la forma de progresión de la grieta (penetración o deflexión). En segundo lugar, se presenta el análisis mediante la MFEL y seguidamente mediante la MFF. Finalmente, los resultados de ambos enfoques son presentados, comparados y discutidos.

2. DEFINICIÓN DEL PROBLEMA Y ANÁLISIS DIMENSIONAL

El problema bajo estudio es la progresión de una grieta de longitud a_0 que se encuentra en un sólido plano sometido a un estado uniaxial de tracción σ , generando una apertura en Modo I de la grieta, ver figura 1. El vértice de esta grieta se encuentra situada en la interfase curva. El material base que compone el sólido se asume elástico, lineal e isótropo, siendo E y ν el valor de su módulo de Elasticidad y coeficiente de Poisson, respectivamente. Este material tiene una resistencia a la tracción σ_c^b y una tenacidad a la fractura G_c^b . En cuanto a la interfase, se considera que tiene espesor despreciable y radio de curvatura R , siendo sus propiedades de resistencia y tenacidad diferentes al del sólido base. Se denotará σ_c^i y τ_c^i los valores de la resistencia de la interfase a tracción y a cizalladura, respectivamente; y G_{1c}^i y G_{2c}^i la tenacidad a la fractura en modo I y 2 de la interfase.

La estrategia seguida aquí para dilucidar si la progresión preferente de esta grieta es la penetración o la deflexión será obtener la carga crítica necesaria para cada tipo de progresión y asumir que ocurre aquella que requiere una carga crítica menor. Así, en general se puede asumir que la carga crítica para la penetración σ_{pen}^{max} y deflexión σ_{def}^{max} dependerá de los siguientes parámetros:

$$\sigma_{pen}^{max} = F_{pen}(\sigma_c^b, G_c^b, E, \nu, a_0) \quad (1a)$$

$$\sigma_{def}^{max} = F_{def}(\sigma_c^i, \tau_c^i, G_{1c}^i, G_{2c}^i, E, \nu, a_0, R) \quad (1b)$$

donde se ha despreciado tanto el efecto del espesor como de los parámetros geométricos que definen la geometría externa, porque el estudio se concentra en el efecto local de la curvatura de la interfase.

El número de parámetros se puede reducir a partir de un análisis dimensional, tomando R y σ_c^b como magnitudes

para la adimensionalización:

$$\frac{\sigma_{pen}^{max}}{\sigma_c^b} = \Phi_{pen} \left(\frac{G_c^b}{\sigma_c^b R}, \frac{E}{\sigma_c^b}, \nu, \frac{a_0}{R} \right) \quad (2a)$$

$$\frac{\sigma_{def}^{max}}{\sigma_c^b} = \Phi_{def} \left(\frac{\sigma_c^i}{\sigma_c^b}, \frac{\tau_c^i}{\sigma_c^b}, \frac{G_{1c}^i}{\sigma_c^b R}, \frac{G_{2c}^i}{\sigma_c^b R}, \frac{E}{\sigma_c^b}, \nu, \frac{a_0}{R} \right) \quad (2b)$$

Puesto que el objetivo de este estudio es dilucidar cuál es la forma de progresión de la grieta preferente, esto se puede obtener mediante el estudio del siguiente ratio:

$$\frac{\sigma_{pen}^{max}}{\sigma_{def}^{max}} = \Phi_{comp} \left(\frac{\sigma_c^i}{\sigma_c^b}, \frac{\tau_c^i}{\sigma_c^b}, \frac{R}{EG_c^b/(\sigma_c^b)^2}, \frac{G_{1c}^i}{G_c^b}, \frac{G_{2c}^i}{G_{1c}^i} \right). \quad (3)$$

correspondiendo un valor de este ratio mayor (menor) que la unidad a una situación donde la deflexión (penetración) sería preferente. En esta última expresión se ha despreciado el efecto de ν y E/σ_c^b y además se han combinado los parámetros adimensionales en un conjunto que sigue formando una base pero cuyos parámetros tienen un significado físico más claro. Así, según este análisis la forma de progresión de la grieta podrá depender en general del i) ratio de resistencias entre la interfase y el sólido, ii) el ratio entre la resistencia a cizalladura frente a tracción de la interfase, iii) el radio de la interfase adimensionalizado con una longitud relacionable con la longitud de la zona de proceso, iv) el ratio entre la tenacidades en modo 1 de interfase y sólido y finalmente v) el ratio de tenacidad de la interfase en modo 2 y modo 1. Cabe destacar como el radio de curvatura de la interfase aparece adimensionalizado con la longitud de la zona de proceso. Esto es muy ilustrativo de como la zona de proceso puede jugar un rol en que el radio de curvatura afecte a la disyuntiva entre penetración y deflexión. Una zona de proceso mayor o un radio de curvatura menor, puede hacer que antes de que la grieta progrese, una zona mayor de la interfase esté afectada, implicando por tanto zonas donde el estado tensional es más tendente a tensiones tangenciales.

En adelante se estudiará este problema mediante este esquema usando dos enfoques conocidos, la mecánica de la fractura elástico lineal (MFEL) y la mecánica de la fractura finita (MFF).

3. PLANTEAMIENTO SEGÚN LA MECÁNICA DE LA FRACTURA ELÁSTICO LINEAL

La mecánica de la fracture elástico lineal sienta sus bases sobre el denominado criterio de Griffith [6]. De acuerdo a éste, la grieta progresará cuando sea posible desde el punto de vista energético, lo que se traduce en que la energía liberada durante un crecimiento infinitesimal de la grieta debe ser mayor que la energía que es necesario invertir en los procesos irreversibles necesarios para la generación de una nueva superficie de grieta. Así, la condición para que la grieta progrese se suele expresar en términos

de la tasa de liberación de energía G y la tenacidad a la fractura G_c , como $G \geq G_c$.

Así, aplicando este criterio para las dos formas de progresión del daño, la condición se escribe para penetración:

$$G^{pen} \geq G_c^b \quad (4)$$

y para deflexión:

$$G^{def} \geq G_c^i \quad (5)$$

En general G se puede adimensionalizar para un problema plano en un sólido elástico lineal e isótropo como:

$$G(a) = \frac{\sigma^2 R}{E} \hat{G} \left(\frac{a}{R} \right) \quad (6)$$

Introduciendo (6) en (4) y (5), despejando σ y normalizando con σ_c^b se puede obtener la carga crítica normalizada para deflexión y penetración como:

$$\frac{\sigma_{pen}^{max}}{\sigma_c^b} \geq \frac{1}{\sigma_c^b} \sqrt{\frac{G_c^b E}{R}} \sqrt{\frac{1}{\hat{G}^{pen} \left(\frac{a_0}{R} \right)}} \quad (7a)$$

$$\frac{\sigma_{def}^{max}}{\sigma_c^b} \geq \frac{1}{\sigma_c^b} \sqrt{\frac{G_c^b E}{R}} \sqrt{\frac{G_{1c}^i}{G_c^b}} \sqrt{\frac{\hat{G}_c^{def} \left(\psi, \frac{G_{2c}^i}{G_{1c}^i} \right)}{\hat{G}^{def} \left(\frac{a_0}{R} \right)}} \quad (7b)$$

donde \hat{G}^{pen} y \hat{G}^{def} son extraídas de soluciones analíticas disponibles en la literatura [7, 8] y adimensionalizadas de acuerdo a (6), no dependiendo de los parámetros adimensionales en (3). En cuanto a la variación de la tenacidad a la fractura con la tenacidad \hat{G}_c^{def} , se asume que su dependencia con la mixticidad ψ se puede aproximar mediante la expresión de Hutchison y Suo [9].

Finalmente, el ratio expresado en (3) según la MFEL quedaría:

$$\frac{\sigma_{pen}^{max}}{\sigma_{def}^{max}} = \sqrt{\frac{G_c^b}{G_{1c}^i}} \sqrt{\frac{\hat{G}_c^{def} \left(\frac{a_0}{R} \right)}{\hat{G}_c^{def} \left(\psi, \frac{G_{2c}^i}{G_{1c}^i} \right) \hat{G}^{def} \left(\frac{a_0}{R} \right)}} \quad (8)$$

En esta expresión se puede observar que de los 5 parámetros adimensionales, el enfoque de la mecánica de la fractura elástico lineal predice que sólo dos de ellos tienen influencia en la competición penetración/deflexión: el ratio entre la tenacidad de la interfase y del sólido G_c^b/G_{1c}^i y el ratio entre la tenacidad de la interfase en modo 2 y en modo 1: G_{2c}^i/G_{1c}^i .

4. PLANTEAMIENTO SEGÚN LA MECÁNICA DE LA FRACTURA FINITA

La mecánica de la fractura finita [10, 11] se basa en asumir que el crecimiento o aparición de una grieta puede producirse mediante incrementos finitos de la longitud de la misma. Dentro del contexto de la mecánica de la fractura finita, destaca el criterio acoplado [12] que postula que un incremento de grieta infinitesimal ocurre cuando se cumplen simultáneamente dos condiciones o criterios:

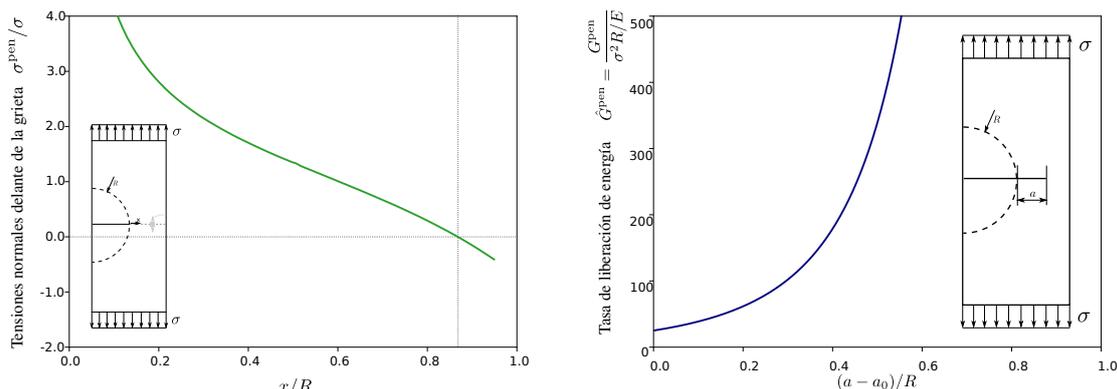


Figura 2: Tensiones a lo largo del futuro camino de grieta y tasa de liberación de energía para el caso de penetración.

- un criterio tensional que requiere que las tensiones $\sigma^{\text{cp}}(x)$ a lo largo del camino $x \in [0, \Delta a]$ donde aparecerá la nueva superficie de grieta de longitud Δa superan un cierto valor crítico σ_c , típicamente identificado con la resistencia del material:

$$\sigma_{\text{eq}}^{\text{cp}}(\sigma^{\text{cp}}(x), \tau^{\text{cp}}(x), \tau_c/\sigma_c) \geq \sigma_c, \forall x \in [0, \Delta a], \quad (9)$$

- un criterio energético que impone que la energía liberada $-\Delta\Pi$ durante el incremento de longitud de esa grieta es suficiente para la energía E_d que hace falta disipar en los procesos reversibles asociados a la apertura de una nueva superficie:

$$\underbrace{\int_{a_0}^{a_0+\Delta a} G(a) da}_{-\Delta\Pi} \geq \underbrace{\int_{a_0}^{a_0+\Delta a} G_c(a) da}_{E_d} \quad (10)$$

Ambos criterios se pueden expresar de forma análoga a la utilizada en sección 3, utilizando la adimensionalización de G en (6), la linealidad de las tensiones $\sigma_{\text{eq}}^{\text{cp}}$ con la tensión remota σ , y normalizando con σ_c^b , se obtiene para el criterio tensional y energético respectivamente:

$$\frac{\sigma^{\text{max}}}{\sigma_c^b} \geq \underbrace{\max_{\hat{x} \in (0, \Delta \hat{a})} \frac{\sigma_c/\sigma_c^b}{\hat{\sigma}_{\text{eq}}^{\text{cp}}(\hat{x}, \tau_c/\sigma_c)}}_{s(\Delta \hat{a})} \quad (11a)$$

$$\frac{\sigma^{\text{max}}}{\sigma_c^b} \geq \frac{1}{\sigma_c^b} \sqrt{\frac{G_c^b E}{R}} \sqrt{\frac{G_{1c}}{G_c^b}} \underbrace{\sqrt{\frac{\int_{\hat{a}_0}^{\hat{a}_0+\Delta \hat{a}_0} \hat{G}_c(\hat{a}) d\hat{a}}{\int_{\hat{a}_0}^{\hat{a}_0+\Delta \hat{a}_0} \hat{G}(\hat{a}) d\hat{a}}}}_{\sqrt{g(\Delta \hat{a})}}} \quad (11b)$$

Puesto que el criterio acoplado postula que ambas condiciones se deben cumplir de forma simultánea y el incremento de longitud de la grieta $\Delta \hat{a}$ es una incógnita a obtener, el procedimiento para resolver el problema será obtener el valor de $\Delta \hat{a}$ que minimiza la condición más

restrictiva de las condiciones anteriores. Así, la condición dada por el criterio acoplado se puede expresar como:

$$\frac{\sigma^{\text{max}}}{\sigma_c^b} = \min \left(\max \left[s(\Delta \hat{a}/R); \frac{1}{\sigma_c^b} \sqrt{\frac{G_c^b E}{R}} \sqrt{\frac{G_{1c}}{G_c^b}} \sqrt{g(\Delta \hat{a})} \right] \right) \quad (12)$$

Esta expresión puede particularizarse para penetración y deflexión identificando G_{1c} , σ_c y τ_c con los valores respectivos para el material base o para la interfase y obteniendo $s(\Delta \hat{a})$ en (11a) y $g(\Delta \hat{a})$ para penetración y deflexión con un análisis de elementos finitos, ver figuras 2 y 3. Por cuestiones de espacio no se desarrollan aquí las expresiones completas, pero éstas se pueden encontrar en [13].

En el caso de la MFF se puede observar que en contraste con la MFEL, la resistencia y el radio de la interfase puede jugar un papel. Sin embargo, aunque la resistencia suele tener un rol fundamental en el criterio acoplado, en este caso no es así para deflexión. La causa es el carácter decreciente tanto de las tensiones (en valor absoluto) como de la tasa de liberación de energía, lo cuál tiene como consecuencia que el criterio acoplado prediga siempre un valor infinitesimal para $\Delta \hat{a}$, ver [13] para una discusión en detalle. Como consecuencia de ello y de que las tensiones cerca del vértice de la grieta no estén acotadas, esto produce que el criterio tensional se cumpla para toda carga remota diferente de 0, lo que conlleva a que en el caso de deflexión el criterio energético será siempre el más restrictivo y por lo tanto gobernará completamente el problema. La irrelevancia del criterio tensional en el caso de deflexión anula la influencia de la resistencia tanto a tracción como a cizalladura de la interfase, eliminado con ello la influencia de los ratios de resistencias de los parámetros adimensionales que gobiernan el problema. Así, de acuerdo al criterio acoplado de la mecánica de la fractura finita, los parámetros que gobiernan el problema son los mismos que en la mecánica de la fractura elástico lineal, más el parámetro del radio adimensionalizado con una longitud relacionable con la longitud de la zona de proceso.

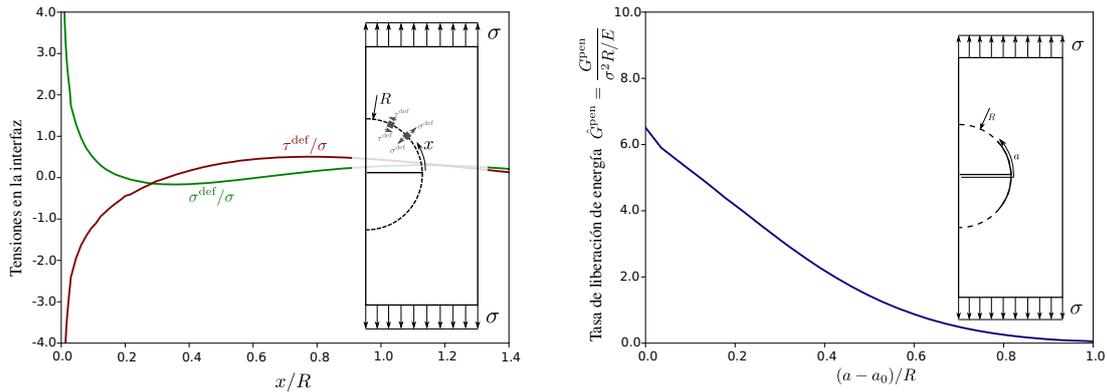


Figura 3: Tensiones a lo largo del futuro camino de grieta y tasa de liberación de energía para el caso de deflexión.

5. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

En esta sección se presentan los resultados predichos por cada uno de los dos enfoques presentados. En ambos casos el coste computacional es muy bajo: en el caso de la MFEL, los resultados se pueden obtener de forma completamente analítica. En el caso de la MFF se requiere la extracción de algunos resultados de elementos finitos, siendo la complejidad de los modelos muy baja al ser completamente lineales.

La figura 4 ilustra cómo los parámetros del problema intervienen en la competición entre penetración y deflexión. En este mapa se representa la forma de progresión preferente en función del radio de la interfase adimensional y del ratio de tenacidad a la fractura, representando las curvas la frontera entre los valores que dan lugar a una forma u otra. Estas curvas fronteras se representan para diferentes valores del tercer parámetro adimensional que influye según los criterios anteriores: el ratio entre las tenacidades de la interfase en los modos 2 y 1.

Se puede observar que la mecánica de la fractura elástico lineal predice una total independencia del radio de curvatura, como ya se deducía de las ecuaciones discutidas anteriormente. La razón física para ello es que este enfoque está basado en asumir que la zona de proceso es despreciable. Así, sólo el ángulo de deflexión interviene y no el radio de curvatura. El parámetro clave es el ratio entre las tenacidades de la interfase y del material base, teniendo el ratio de las tenacidades de la interfase en modo 2 y 1 una influencia mucho menor.

En contraste, la mecánica de la fractura finita, al postular un crecimiento finito de la grieta, tiene en cuenta una zona de proceso por delante del vértice de la grieta, pudiendo ésta interactuar con el radio de curvatura de la interfase. Así, como se observa en la figura 4, cuando el radio es muy grande comparado con la zona de proceso, la mecánica de la fractura finita tiende a la recta horizontal predicha por la mecánica de la fractura elástica lineal

y por lo tanto a la independencia del radio. En el extremo opuesto, cuando el radio es muy pequeño en comparación con la zona de proceso, la mecánica de la fractura finita predice la prevalencia de la penetración.

6. CONCLUSIONES

En este trabajo se ha estudiado la competición entre penetración y deflexión de una grieta interaccionando con una interfase débil curva. En particular, se ha analizado como influyen los diferentes parámetros que intervienen en el problema sobre qué forma de progresión del fallo prevalece.

Los resultados muestran que el ratio de resistencias no interviene ni para la mecánica de la fractura elástico lineal ni para la mecánica de la fractura finita, aunque por razones distintas.

La tenacidad a la fractura, y en particular el contraste entre los valores de esta propiedad en la interfase y en el material base, es el principal parámetro que gobierna que forma de progresión del fallo prevalece. Como era previsible, ambos enfoques predicen que el incremento del ratio de tenacidad a la fractura de interfase y penetración favorece la penetración.

En la influencia del radio, los dos enfoques divergen, especialmente para radios pequeños. De acuerdo a la mecánica de la fractura finita, para radios pequeños la zona de proceso es comparable con el radio de curvatura de la interfase, favoreciendo la penetración al encontrarse la deflexión zonas con mayor modo 2. En el caso de la mecánica de la fractura elástico lineal, ésta predice una nula influencia del radio de curvatura.

Los siguientes pasos en esta línea de investigación se prevé que sean el análisis mediante otros enfoques como los métodos variacionales y el diseño y ejecución de experimentos para dilucidar qué progresión del fallo es prevalente.

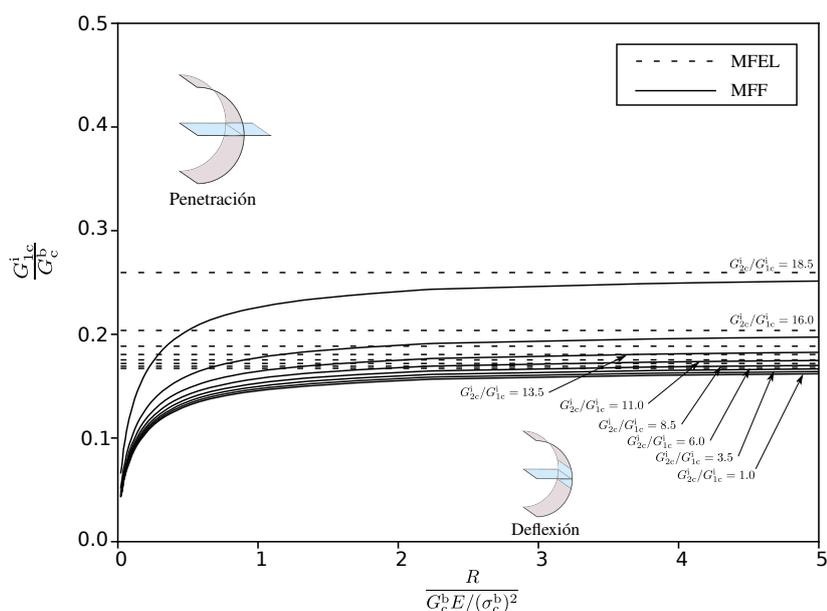


Figura 4: Modo de fallo preferente en función del valor de los parámetros adimensionales.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen al Prof. V. Mantič por sus análisis, discusiones e inspiración. Este trabajo ha sido parcialmente financiado por la Junta de Andalucía y los fondos FEDER (Proyectos US-1265577 y P20_00595) y el Ministerio de Ciencia (Proyectos PID2019-109723GB-I00 y PID2020-117001GB-I00).

REFERENCIAS

- [1] US Department of Transportation. Federal Aviation Administration. Fatigue, fail-safe, and damage tolerance evaluation of metallic structure for normal, utility, acrobatic, and commuter category airplanes. AC 23-13A, 2005.
- [2] J Cook and J.E. Gordon. A mechanism for the control of crack propagation in all-brittle systems. *Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, 282(1391):508–520, 1964.
- [3] Raul Bermejo and Robert Danzer. Failure resistance optimisation in layered ceramics designed with strong interfaces. *Journal of Ceramic Science and Technology*, 1:15–20, 09 2010.
- [4] V. Carollo, J. Reinoso, and M. Paggi. Modeling complex crack paths in ceramic laminates: A novel variational framework combining the phase field method of fracture and the cohesive zone model. *Journal of the European Ceramic Society*, 38(8):2994–3003, 2018.
- [5] M. T. Aranda, I. G. García, J. Reinoso, V. Mantič, and M. Paggi. Crack arrest through branching at curved weak interfaces: An experimental and numerical study. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 105:102389, 2020.
- [6] A. A. Griffith. The phenomena of rupture and flow in solids. *Philosophical transaction of the royal society of London. Sieres A. Containing papers of a Mathematical or physical character*, 221:163–198, 1921.
- [7] J. B. Leblond. Crack paths in plane situations-I. General form of the expansion of the stress intensity factors. *International Journal of Solids and Structures*, 25(1):1311–1325, 1989.
- [8] H. Tada, P.C. Paris, and G.R. Irwin. *The stress analysis of cracks handbook*. John Wiley & Sons, London, 2000.
- [9] J.W. Hutchinson and Z. Suo. Mixed mode cracking in layered materials. *Advances in Applied Mechanics*, 29:63–191, 1992.
- [10] D. Taylor. *The theory of critical distances. A new perspective in fracture mechanics*. Elsevier B.V., Oxford, 2007.
- [11] Z. Hashin. Finite thermoelastic fracture criterion with application to laminate cracking analysis. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 44(7):1129–1145, 1996.
- [12] D. Leguillon. Strength or toughness? A criterion for crack onset at a notch. *European Journal of Mechanics and Solids*, 21(1):61–72, 2002.
- [13] M. T. Aranda, I. G. García, and J. Reinoso. Crack impinging a curved weak interface: penetration or deflection? *submitted*, 2022.

On the driving force for phase field fracture modelling of geomaterials considering the effect of dilatancy

Y. Navidtehrani¹; C. Betegón¹; E. Martínez-Pañeda²

¹ Department of Construction and Manufacturing Engineering, University of Oviedo, Gijón 33203, Spain.

² Department of Civil and Environmental Engineering, Imperial College London, London SW7 2AZ, UK.

* Persona de contacto: navidtehraniyousef@uniovi.es

RESUMEN

El método “phase field” ha demostrado ser un instrumento computacional con base física de gran utilidad y potencia en la mecánica de la fractura. Con él es posible modelizar fenómenos de fractura tan complejos como la ramificación, la confluencia y la iniciación de grietas en distintas geometrías, y en distintas escalas, a partir del equilibrio termodinámico de la fractura y el criterio de fractura de Griffith. Sin embargo, los métodos phase field habitualmente utilizados no son capaces de reproducir la diferencia de comportamiento a fractura en condiciones de tracción y de compresión. Para evitar que durante la compresión la energía de fractura continúe aumentando, se han desarrollado distintas técnicas de separación o descomposición de la energía de deformación, siendo las más populares las denominadas descomposición volumétrica-desviadora y descomposición espectral. Sin embargo, estas descomposiciones llevan a fisuraciones que no concuerdan con las obtenidas experimentalmente. En este trabajo, se presenta una descomposición nueva de la energía de deformación basada en el criterio de rotura de Drucker-Prager, capaz de recoger el comportamiento de materiales granulares en compresión y cortadura.

PALABRAS CLAVE: Phase field, criterio de Drucker-Prager, dilatancia.

ABSTRACT

The phase field fracture method has emerged as a compelling physical and computational framework for predicting cracking in solids. Complex fracture phenomena such as crack branching, merging and nucleation from arbitrary sites can be captured on arbitrary geometries and dimensions, based on Griffith and the thermodynamics of fracture. However, in the absence of an ad hoc split of the strain energy density into tensile and compressive parts, the energy stored in the solid increases also during compressive stress-strain states and becomes available to act as a driving force for fracture. To prevent this, several strain energy decomposition schemes have been presented, being the two most popular ones arguably the so-called volumetric-deviatoric split and the spectral decomposition. While these splits prevent damage evolution in compressive states, they lead to cracking patterns that do not match what is observed in experimental testing of geomaterials. To overcome this, we present a new strain energy decomposition based on Drucker-Prager’s failure criterion, which can capture dilatancy effects as observed in granular materials.

KEYWORDS: Phase field fracture, Drucker-Prager failure, Dilatancy.

INTRODUCTION

Fracture modeling of rock-like materials is a longstanding issue in the rock community due to the complex nature of the initiation and propagation of new interfaces in these materials. Because of this complication, scientists are interested to use methods that are capable to consider arbitrary and complex fracture geometry like phase field fracture method. In the phase field fracture modeling, an auxiliary field that is called phase field ϕ is used to describe interfaces smoothly rather than sharp cracks. The phase field value of pristine materials is $\phi = 0$ and it changes smoothly to the fully cracked materials $\phi = 1$. The evolution of phase field is described by a partial differential equation (PDE) which

is called phase field evolution equation. Coupling this PDE with the linear momentum equation let us solve interfacial problems without considering interfaces explicitly. The variational approach of fracture is coupled with phase field by Bourdin et al. [1] and this was a new scope of solving complex fracture geometry. Phase field fracture was developed for many Engineering applications from composite materials[2], hydrogen-embrittled alloys [3], rock-like materials [4],[5] and many other materials.

In this study, we developed new strain energy based on Drucker-Prager failure to capture real behaviour of rock fracture like internal friction effect and dilatancy. We show the potential of the new driving force by modeling Direct Shear Test (DST).

PHASE FIELD FRACTURE MODEL

The phase field fracture model was developed based on Griffith fracture theory [6] which states crack grow only if the total energy of the system either remains constant or decreases. The mathematical expression of this theory can be written for an elastic solid including a crack and not external force work as follow:

$$\frac{d\mathcal{E}}{dA} = \frac{d\Psi(\boldsymbol{\varepsilon}(\mathbf{u}))}{dA} + \frac{dW_c}{dA} = 0 \quad (1)$$

where \mathcal{E} is total energy, W_c is the work necessary to create new interfaces, Ψ is the strain energy density and A is the area of the crack, with $\boldsymbol{\varepsilon}$ and \mathbf{u} the strain and displacement fields. By defining critical energy release rate $G_c = dW_c/dA$, the minimum total potential energy principle can be expressed for a body Ω with a discontinuity Γ as:

$$\mathcal{E}(\mathbf{u}) = \int_{\Omega} \psi(\boldsymbol{\varepsilon}(\mathbf{u}))dV + \int_{\Gamma} G_c dS \quad (2)$$

Hence, crack growth can be predicted by minimalizing the total energy by transforming strain energy to energy dissipated for creating a new interface. In the phase field fracture method, cracks are considered by means of an auxiliary variable that is called phase field ϕ which enable tracking crack over a body. Phase field ϕ is considered as a damage variable such in damage mechanics which varies smoothly between 0 for pristine material and 1 for the fully cracked state. To consider the effect of phase field (damage), the stiffness of the material is reduced by defining a degradation function $g(\phi) = (1 - \phi)^2$ with the evolution of phase field. Finally, the regularized form of equation (2) is written as:

$$\mathcal{E}_{\ell}(\mathbf{u}, \phi) = \int_{\Omega} (1 - \phi)^2 \psi_0(\boldsymbol{\varepsilon}(\mathbf{u}))dV + \int_{\Omega} G_c \gamma_{\ell}(\phi)dV \quad (3)$$

where ℓ is the characteristic length that shows the regularization band of micro cracks and $\gamma_{\ell}(\phi)$ is the crack density function, usually expressed like:

$$\gamma_{\ell}(\phi) = \frac{\phi^2}{2\ell} + \frac{\ell}{2} |\nabla\phi|^2 \quad (4)$$

The smooth crack tends to a sharp crack when $\ell \rightarrow 0^+$.

Strain energy of the intact material $\psi_0(\boldsymbol{\varepsilon}(\mathbf{u}))$ for a linear elastic case is given by:

$$\psi_0 = \frac{1}{2} \boldsymbol{\varepsilon} : \mathbf{C}_0 : \boldsymbol{\varepsilon} \quad (5)$$

where \mathbf{C}_0 is the elastic tangent matrix for undamaged materials. Consequently, the stress tensor can be written as:

$$\boldsymbol{\sigma} = (1 - \phi)^2 \boldsymbol{\sigma}_0 = (1 - \phi)^2 \frac{\partial \psi_0(\boldsymbol{\varepsilon})}{\partial \boldsymbol{\varepsilon}} \quad (6)$$

Where $\boldsymbol{\sigma}_0$ is the effective stress, and tangent stiffness for the damaged material can be expressed as $\mathbf{C} = (1 - \phi)^2 \mathbf{C}_0$.

Using equations (4) to (6), taking variations from equation (3) with respect to the phase field variable ϕ and displacement \mathbf{u} in equation (3), the following expression will be obtained:

$$\int_{\Omega} [(1 - \phi)^2 \boldsymbol{\sigma}_0 : \nabla \delta \mathbf{u} - 2(1 - \phi) \psi_0(\boldsymbol{\varepsilon}(\mathbf{u})) \delta \phi + G_c \left(\frac{\phi}{\ell} \delta \phi + \ell \nabla \phi \cdot \nabla \delta \phi \right)] dV = 0 \quad (7)$$

By applying the divergence theorem to equation (7), the coupled displacement-fracture equation will be found:

$$\begin{aligned} \nabla \cdot [(1 - \phi)^2 \boldsymbol{\sigma}_0] &= \mathbf{0} \\ G_c \left(\frac{\phi}{\ell} - \ell \Delta \phi \right) - 2(1 - \phi) \psi_0(\boldsymbol{\varepsilon}(\mathbf{u})) &= 0 \end{aligned} \quad (8)$$

Where the first equation is the linear momentum equation and the second one is the phase field evolution equation.

STRAIN ENERGY DENSITY DECOMPOSITION

As shown in equation (3), the strain energy decreases as the phase field increases, being this reduction applied by degradation of strain energy of intact materials. This leads to decreasing stress equally in all directions, while in many materials the effect of damage is different for tensile and compression stresses. In order to recall this difference, a decomposition of strain energy density can be defined as follow:

$$\psi = (1 - \phi)^2 \psi_0^+ + \psi_0^- \quad (9)$$

where $\psi_0 = \psi_0^+ + \psi_0^-$ is the strain energy density of effective configuration. In this way, only the positive part of strain energy density ψ_0^+ will be degraded. Also, the driving force of fracture is a maximum of ψ_0^+ during the load history. Thus equation (8) can be rewritten as:

$$\begin{aligned} \nabla \cdot [(1 - \phi)^2 \boldsymbol{\sigma}_0^+ + \boldsymbol{\sigma}_0^-] &= \mathbf{0} \\ G_c \left(\frac{\phi}{\ell} - \ell \Delta \phi \right) - 2(1 - \phi) \psi_0^+(\boldsymbol{\varepsilon}(\mathbf{u})) &= 0 \end{aligned} \quad (10)$$

Where $\boldsymbol{\sigma}_0^+ = \partial \psi_0^+ / \partial \boldsymbol{\varepsilon}$ and $\boldsymbol{\sigma}_0^- = \partial \psi_0^- / \partial \boldsymbol{\varepsilon}$. The two most common decompositions to separate compression and tension effect are tension-compression spectral decomposition [7] and volumetric-deviatoric split [8]. For more details of the implementation of strain energy density split into phase field fracture, please see reference [9].

DRUCKER-PRAGER BASED SPLIT FOR MODELING GEOMATERIALS

Drucker-Prager's failure criterion was developed for pressure-dependent materials like rock, concrete, foams and polymers. The Drucker-Prager criterion has the form below:

$$\sqrt{J_2(\boldsymbol{\sigma})} = A + BI_1(\boldsymbol{\sigma}) \quad (11)$$

where $I_1(\boldsymbol{\sigma})$ is the first invariant of Cauchy stress and $J_2(\boldsymbol{\sigma})$ is the second invariant of the deviatoric part of Cauchy stress. A and B are material constants defined as:

$$A = \frac{2}{\sqrt{3}} \left(\frac{\sigma_c \sigma_t}{\sigma_c + \sigma_t} \right); \quad B = \frac{1}{\sqrt{3}} \left(\frac{\sigma_t - \sigma_c}{\sigma_c + \sigma_t} \right) \quad (12)$$

where σ_t and σ_c are the failure stresses in uniaxial tension and compression respectively. Also, A can be rewritten in terms of cohesion c and friction angle θ of Mohr–Coulomb failure criterion, while B is just a function of friction angle θ .

Let's replace ψ^c with the undamaged part of strain energy ψ_0^- and rewrite equation (9) using $\psi_0^+ = \psi_0 - \psi_0^- = \psi_0 - \psi_0^c$ as follow:

$$\psi = (1 - \phi)^2 (\psi_0 - \psi^c) + \psi^c \quad (13)$$

To apply the strain energy density split based on the Drucker-Prager model, let's assume that cohesion of material decreases with the evolution of phase field while friction angle is constant. In the fully damaged state $\phi = 1$, the stress state $\boldsymbol{\sigma}_c$ satisfies the next equation:

$$\sqrt{J_2(\boldsymbol{\sigma}_c)} = BI_1(\boldsymbol{\sigma}_c) \quad (14)$$

And, for a linear elastic material, the strain energy density can be expressed in terms of the stress invariants,

$$\psi^c = \frac{1}{18K} I_1^2(\boldsymbol{\sigma}_c) + \frac{1}{2\mu} J_2(\boldsymbol{\sigma}_c) \quad (15)$$

Where K is the bulk modulus and μ is the shear modulus. It can be shown there is a relation between the stress and strain invariants,

$$I_1(\boldsymbol{\sigma}_c) = 3 \frac{\partial \psi_c(\boldsymbol{\epsilon})}{\partial I_1(\boldsymbol{\epsilon})}, \quad J_2(\boldsymbol{\sigma}_c) = J_2(\boldsymbol{\epsilon}) \left(\frac{\partial \psi_c(\boldsymbol{\epsilon})}{\partial J_2(\boldsymbol{\epsilon})} \right)^2 \quad (16)$$

Substituting equation (16) into equations (14) and (15) leads to two partial differential equations (PDE) given as:

$$\sqrt{J_2(\boldsymbol{\epsilon})} \frac{\partial \psi_c(\boldsymbol{\epsilon})}{\partial J_2(\boldsymbol{\epsilon})} = 3B \frac{\partial \psi_c(\boldsymbol{\epsilon})}{\partial I_1(\boldsymbol{\epsilon})} \quad (17)$$

$$\psi_c = \frac{1}{2K} \left(\frac{\partial \psi_c(\boldsymbol{\epsilon})}{\partial I_1(\boldsymbol{\epsilon})} \right)^2 + \frac{J_2(\boldsymbol{\epsilon})}{2\mu} \left(\frac{\partial \psi_c(\boldsymbol{\epsilon})}{\partial J_2(\boldsymbol{\epsilon})} \right)^2 \quad (18)$$

After some manipulations, and taking into account that equations (17) and (18) are compatible PDEs, it can be

shown that the general solution of equation (17) has the form:

$$\psi^c = c_1 I_1^2(\boldsymbol{\epsilon}) + c_2 J_2(\boldsymbol{\epsilon}) + c_3 I_1(\boldsymbol{\epsilon}) \sqrt{J_2(\boldsymbol{\epsilon})} + c_4 \quad (19)$$

By applying the boundary condition

$$\psi^c(I_1(\boldsymbol{\epsilon}) = 0, J_2(\boldsymbol{\epsilon}) = 0) = 0, \quad (20)$$

c_4 is obtained as 0, and the other constants can be found as:

$$c_1 = \frac{K\mu}{18B^2K+2\mu}, \quad c_2 = \frac{18B^2K\mu}{9B^2K+\mu}, \quad c_3 = \frac{6BK\mu}{9B^2K+\mu} \quad (21)$$

Finally, the stress and stiffness tensors in the fully damaged material can be found as follow:

$$\boldsymbol{\sigma}_c = \frac{\partial \psi_c}{\partial \boldsymbol{\epsilon}} = c_1 (I_1 + 6B\sqrt{J_2}) \left(2 \frac{\partial I_1}{\partial \boldsymbol{\epsilon}} + \frac{1}{\sqrt{J_2}} \frac{\partial J_2}{\partial \boldsymbol{\epsilon}} \right) \quad (22)$$

$$\mathbf{C}_c = \frac{\partial^2 \psi_c}{\partial \boldsymbol{\epsilon} \partial \boldsymbol{\epsilon}} \quad (23)$$

RESULTS

The volume change of granular materials subjected to shear deformation is called dilatancy. As it can be seen in figure 1, in a granular material as soil or rock, this change of volume can be caused by interlocking between grains and interfaces.

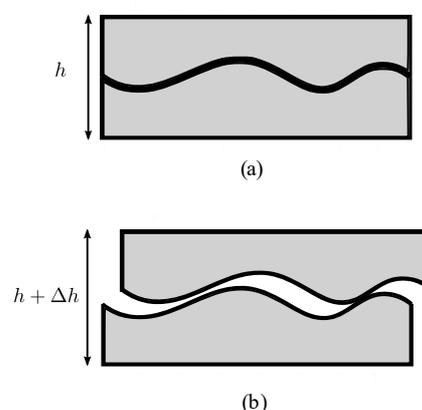


Figure 1. Effect of interlocking leads to dilatancy.

We shall show the ability of the new driving force to capture dilatancy effect by two examples. The new strain energy split was implemented in ABAQUS FEA package using UMAT code for phase field fracture. For complete details, see [10].

4.1. Single element under shear

First, the new strain energy density split is applied to a single element in plane strain to show the capability of

following Drucker-Prager model and also capturing the dilatancy effect. The mechanical properties considered are Young's modulus $E = 25 \text{ GPa}$ and Poisson's ratio $\nu = 0.2$. Fracture properties considered consists on characteristic length $l=2\text{mm}$ and fracture energy $G_c = 0.15 \text{ N/mm}$. The parameter of Druger-Prager is $B = -0.12$. Shear displacement is applied to a linear single element after applying constant vertical pressure as can be seen in figure 2.

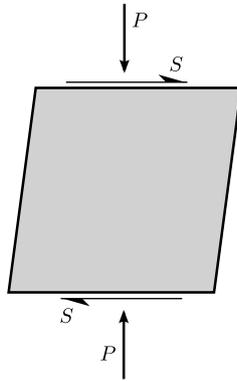


Figure 2. The single element under pressure and shear stress configuration.

The obtained shear stress versus shear strain curve is depicted in figure 3(a) for different values of the vertical pressure. As we expect in rock-like materials, the shear stress resistance of the fully cracked material increases with the vertical pressure: while there is no resistance to shear strain at the fully cracked material in the case of zero pressure, the shear stress is as high as 12 MPa for the case of $P = 30 \text{ MPa}$. Dilatancy effect is shown in figure 3(b), where it can be seen as the volumetric strain ϵ_{vol} increases with shear strain.

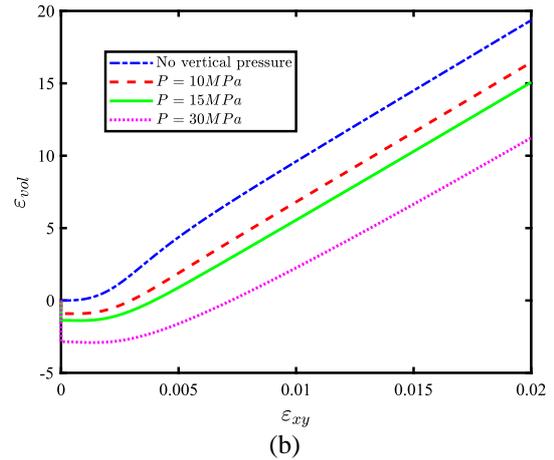
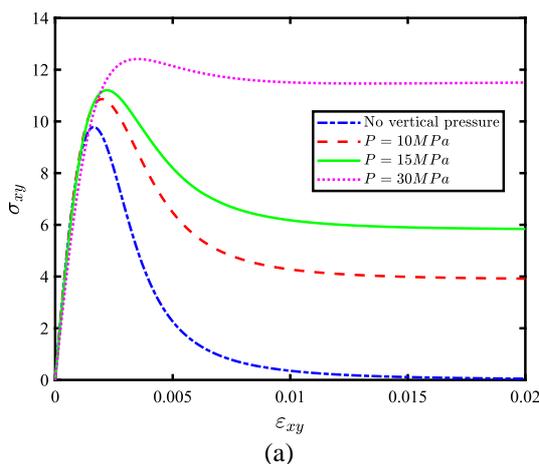


Figure 3. The single element under pressure and shear stress, (a) shear stress versus shear strain, and (b) volumetric strain versus shear strain.

4.2. Direct shear test

We shall now address a standard test used for determine failure properties of frictional materials, as the cohesion and friction angle of soil and rock materials. The geometry and boundary conditions of the model are shown in figure 4. The vertical pressure P is applied before applying shear displacement u_x . In this way, the vertical pressure is constant during shear displacement. The material properties are the same as in the previous case study, except for the characteristic length which is $l = 1 \text{ mm}$. More than 6000 linear quadratic elements are used with plane strain formulation. The minimum element size is half of the characteristic length l .

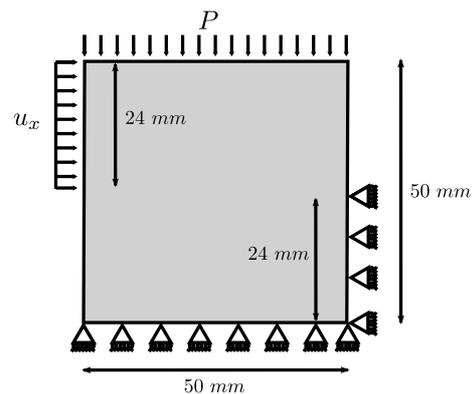


Figure 4. Geometry and boundary conditions of DST.

Shear force versus displacement u_x curves are illustrated for different values of the vertical pressure P in figure 5. The force decreases to zero when $P = 0$, in accord with the results of the direct shear test of geomaterials. Also it can be seen that when the vertical pressure is non-zero, force oscillates in the fully damaged configuration. This

observation can be interpreted as the effect of the interlocking of grain in these materials.

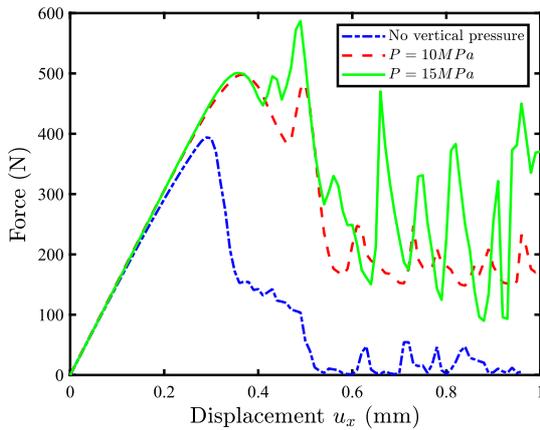


Figure 5. Shear force versus displacement u_x of DST.

The contours of the phase field damage variable are shown in Figure 6 for the case of no vertical pressure, $P = 10$ MPa and $P = 15$ MPa, respectively. There is a clear effect of the vertical pressure on the crack path: the vertical pressure leads to a straight shear crack paths. Also, pressure leads to damage accumulation initiated at the edge of the load region that later propagates to the middle of the specimen.

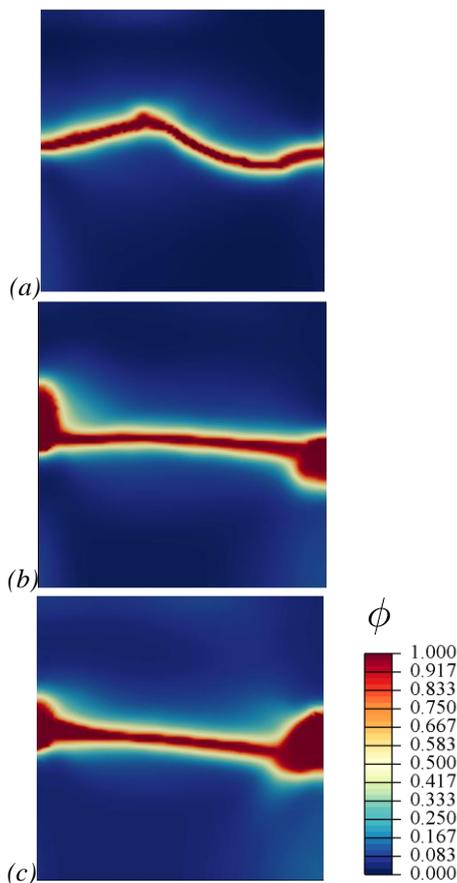


Figure 6. Crack path (contour of phase field variable) of DST, a) no vertical pressure, b) $P = 10$ MPa, and c) $P = 15$ MPa.

CONCLUSIONS

We have developed a new strain energy density split as the driving force of phase field fracture based on Drucker-Prager failure criterion. This new class of strain energy density decomposition is able to capture complex phenomena in rock-like materials. Two case studies show that both the friction and dilatancy effects can be modeled with the new split.

REFERENCES

- [1] G. A. Francfort, B. Bourdin, and J. J. Marigo, “The variational approach to fracture,” *J. Elast.*, vol. 91, no. 1–3, pp. 5–148, 2008.
- [2] W. Tan and E. Martínez-Pañeda, “Phase field predictions of microscopic fracture and R-curve behaviour of fibre-reinforced composites,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 202, p. 108539, 2021.
- [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.*, vol. 110, p. 102837, 2020.
- [4] F. Fei and J. Choo, “A phase-field model of frictional shear fracture in geologic materials,” *Comput. Methods Appl. Mech. Eng.*, vol. 369, p. 113265, 2020.
- [5] S. Liu, Y. Wang, C. Peng, and W. Wu, “A thermodynamically consistent phase field model for mixed-mode fracture in rock-like materials,” *Comput. Methods Appl. Mech. Eng.*, vol. 392, p. 114642, 2022.
- [6] A. A. Griffith, “The Phenomena of Rupture and Flow in Solid,” *Philosophical Transactions of the Royal Society of London. Series A*, vol. 221, pp. 163–198, 1920.
- [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.*, vol. 199, no. 45–48, pp. 2765–2778, 2010.
- [8] H. Amor, J. J. Marigo, and C. Maurini, “Regularized formulation of the variational brittle fracture with unilateral contact: Numerical experiments,” *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 57, no. 8, pp. 1209–1229, 2009.

- [9] 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, p. 100050, 2021.
- [10] 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*, vol. 14, p. 1913, 2021.

ANÁLISIS NUMÉRICO BIDIMENSIONAL DEL EFECTO DE CAMPOS DE TENSIONES NO UNIFORMES EN GRIETAS EN MODO MIXTO

R. García¹, D. Camas¹, F. V. Antunes², B. Moreno¹, P. Lopez-Crespo¹, J. Zapatero¹

¹ Departamento de Ingeniería Civil, de Materiales y Fabricación.
Escuela de Ingenierías Industriales. Universidad de Málaga.

C/ Doctor Ortiz Ramos s/n, 29071 Málaga-España

² Departamento de Ingeniería Mecánica.

Universidad de Coimbra. 3000-370 Coimbra, Portugal

* Persona de contacto: dcp@uma.es

RESUMEN

La probeta con taladro centrado es un tipo de geometría a partir de la cual las grietas se propagan con frecuencia. En algunos casos, el análisis combinado de carga en modo mixto I y II tiene cierta relevancia industrial. Por este motivo, se ha realizado un análisis numérico bidimensional de una grieta que emana de un taladro en una placa de aleación de aluminio. Se han calculado las áreas plastificadas y los desplazamientos alrededor de la grieta para siete estados de carga biaxial diferentes. Para ello, se ha modificado el ángulo de aplicación de la carga desde 23.4° (modos I+II) hasta 90° (modo I puro) considerando incrementos de 11.1°, y se ha mantenido constante el valor nominal de carga. Con el objetivo de obtener áreas más precisas, se ha utilizado un análisis de elementos finitos basado en el submodelado. Posteriormente, para contrastar los resultados, se han comparado los campos de desplazamiento en la superficie alrededor de la grieta con los resultados obtenidos de forma experimental usando la técnica de correlación de imágenes. Después de la validación del modelo, se ha estudiado la evolución de las zonas plastificadas en condiciones de tensión y deformación plana para diferentes valores de carga nominal.

PALABRAS CLAVE: Modo mixto, Elementos finitos, Submodelado, Área plastificada

ABSTRACT

The hole-in-a-plate sample is a type of geometry from which cracks often propagate. In some cases, the analysis of combined mode I and II loadings has industrial relevance. For that reason, a bi-dimensional numerical study of a crack emanating from a hole in an aluminium alloy specimen has been accomplished. Yielded areas and displacements around the crack have been calculated for seven mixed-mode cases, modifying the loading angle from 23.4° (mode I+II) to 90° (pure mode I) considering increments of 11.1°, and keeping constant the nominal load. In order to get more precise areas, a finite element analysis based on sub-modelling was used. The displacement fields in the surface around the crack have been compared with experimental results obtained using the digital image correlation technique to validate the numerical results of the model. After the validation, the evolution of the yielded areas under plane strain and plane stress conditions has been studied for different nominal load values.

KEYWORDS: Mixed-mode, Finite element method, Sub-modeling, Yielded area

1. INTRODUCCIÓN

En la práctica, muchos componentes están sometidos a estados de carga complejos que incluyen la combinación de los modos de carga I y II. En ocasiones, el estudio de este tipo de problemas es abordado considerando un comportamiento de fractura en el que predomina el modo I, debido a que es frecuente que los estados de tensión en la superficie sean prácticamente uniaxiales. Sin embargo, no todos los casos pueden ser analizados adecuadamente

con esta aproximación y es necesario tener en cuenta las tensiones cortantes en el plano de fractura.

Con el objetivo de analizar en mayor profundidad la influencia que tiene la dirección de la carga aplicada, en el presente trabajo se ha realizado un estudio de la evolución del área plastificada en el vértice de la grieta de una probeta sometida a condiciones de carga en modo mixto (I+II). Para ello, se ha llevado a cabo un análisis bidimensional con elementos finitos con generación de submodelo de la zona crítica. La creación de un

submodelo permite afinar el mallado para reducir las desviaciones producidas y obtener resultados con mayor precisión.

Para comprobar la validez relativa del método de cálculo numérico se propone la validación experimental mediante la técnica de correlación digital de imágenes. El campo de desplazamientos en la superficie de la muestra obtenido con este método constituye una oportunidad para validar experimentalmente simulaciones numéricas mediante la comparación directa de desplazamientos.

2. DESCRIPCIÓN DEL MODELO

En este trabajo se ha modelado una probeta con taladro centrado preagrietada de aleación de aluminio Al-7010 T-7651. Las dimensiones de la muestra son 160 mm de ancho, 240 mm de largo y 5 mm de espesor. El modelo presenta un agujero de 50 mm de diámetro, del que emana una grieta de 5 mm de longitud.

El material empleado tiene un módulo de elasticidad de 73.5 GPa y un módulo de Poisson de 0.35. El modelo de plastificación es elasto-plástico con endurecimiento por deformación, un modelo que describe el comportamiento del material con suficiente grado de representatividad.

Para modelar las mordazas que sujetan la pieza, se han usado elementos que aplican restricciones cinemáticas entre los nodos. Estos elementos actúan como una estructura rígida que es utilizada para transmitir los esfuerzos. La simulación de los diferentes estados de carga biaxial se ha llevado a cabo modificando el ángulo de aplicación de la carga, como se muestra en la figura 1. Los valores que puede adquirir dicho ángulo vienen definidos por la propia geometría de las sujeciones utilizadas en los ensayos experimentales.

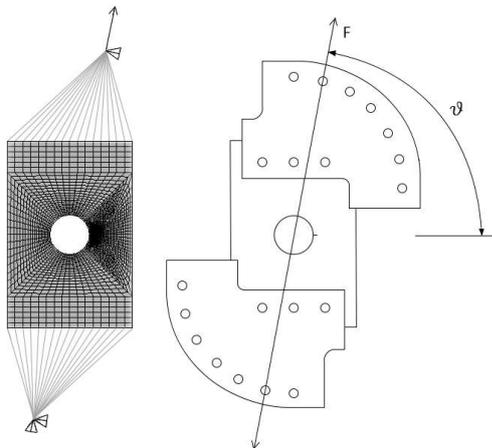


Figura 1. Modelo y esquema del problema real.

En el análisis bidimensional efectuado por el método de los elementos finitos, se ha realizado un estudio detallado

de la zona del vértice de la grieta. Ésta es la sección más crítica de la pieza, ya que es donde se alcanzan los mayores campos de tensiones y deformaciones. El tamaño de los elementos en esta área tiene que ser lo suficientemente pequeño para capturar con detalle la forma de la zona plastificada.

Para abordar las dificultades que se presentan en el mallado de la pieza durante la transición entre los elementos de la zona del vértice de la grieta y los elementos más alejados, se ha utilizado un submodelo. El análisis detallado de la zona próxima a la grieta, ejecutado de forma paralela con el submodelo, permite que la transición de la malla en el modelo global sea gradual. De esta forma, es posible conseguir una malla regular y de calidad, optimizando recursos y tiempo de ejecución.

Existen trabajos previos realizados por los presentes autores [1-4] en los que se recomienda cómo seleccionar el número de elementos en base al radio plástico de Dugdale. Con el uso de esta metodología, el tamaño de los elementos es proporcional a la carga aplicada.

En este trabajo, se ha considerado el radio plástico de Dugdale como referencia para la estimación del tamaño de la zona plástica, pero con una distribución uniforme de los elementos que garantiza que el área estudiada esté contenida en la malla refinada para todos los estados de carga. En la figura 2 se muestran las dimensiones y el mallado realizado en el entorno del vértice de la grieta.

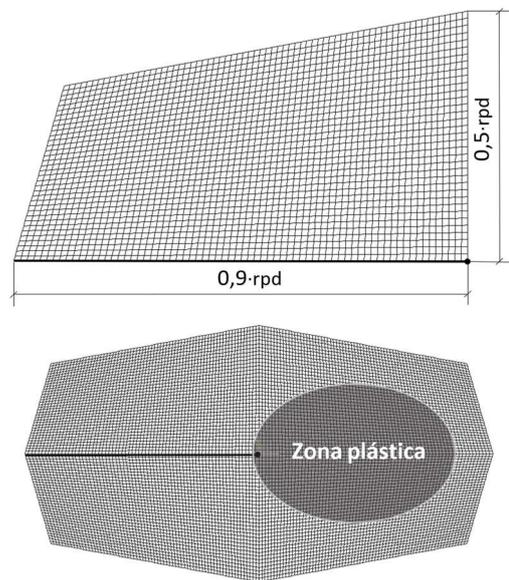


Figura 2. Dimensiones del entorno del vértice de grieta.

Se han analizado siete estados de carga, modificando el ángulo de aplicación de la fuerza desde $\theta=23.4^\circ$ (modo I+II) hasta $\theta=90^\circ$ (modo I). Además, se ha realizado el estudio para diferentes valores de carga nominal: 25 kN, 37.5 kN, 50 kN, 62.5 kN y 75 kN.

3. RESULTADOS DEL ANÁLISIS

En el vértice de la grieta se obtiene el máximo valor de plastificación. Éste decrece rápidamente dando lugar a una zona con un nivel de plastificación bajo, que se corresponde con la zona plástica en sí. El área plastificada tiene un papel significativo en el crecimiento de la grieta, tanto en fractura como en fatiga. Por lo tanto, es importante estudiar la forma y el tamaño que tiene, y analizar su evolución con el ángulo de aplicación de la carga y el valor de carga nominal.

A continuación, se presentan los resultados obtenidos al realizar el estudio del modelo en condiciones de tensión plana (TP) y de deformación plana (DP), de forma que se analiza la plastificación tanto en la superficie como en el plano medio de la pieza. Además, se incluye un análisis de los desplazamientos verticales, que será utilizado posteriormente para la comparación con los resultados experimentales.

3.1. Áreas plastificadas

En un primer caso, se muestran los resultados obtenidos para una carga nominal de 25 kN, que es la carga utilizada en los ensayos. En las figuras 3 y 4 se han representado las formas de las áreas plastificadas en TP y DP. Se puede observar que en condiciones de modo I puro, la forma de las áreas se asemeja a las áreas propuestas por la Mecánica de Fractura Elástica Lineal.

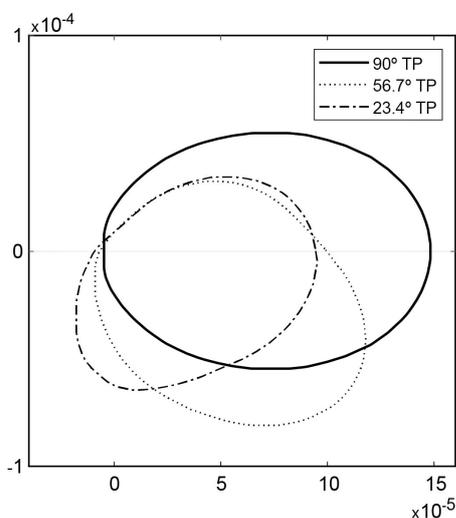


Figura 3. Evolución de la forma del área plástica en TP con el ángulo de carga. Unidades en metros.

Con la disminución del ángulo de carga, el área plastificada decrece y deja de ser simétrica con respecto al plano de la grieta. La forma lobular característica del estado tensional en DP se ve alterada, aumentando en mayor medida el área plastificada ubicada delante del frente de la grieta, ya que en esta zona las tensiones alcanzadas son mayores. Este comportamiento se puede observar en las figuras 4 y 5. En esta última figura, se ha

analizado la evolución de la posición del centro de gravedad (cdg) del área plástica en DP. El sistema de referencia en la figura 5 está localizado en el vértice de la grieta.

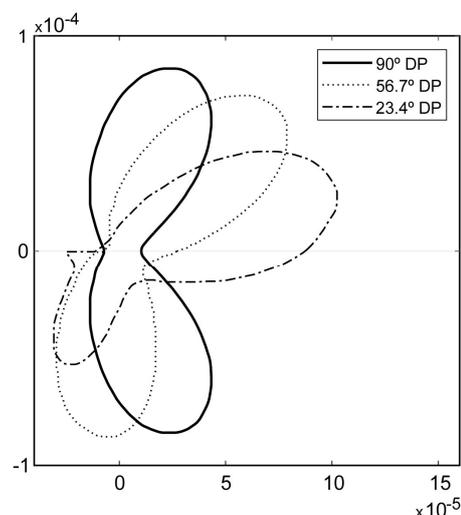


Figura 4. Evolución de la forma del área plástica en DP con el ángulo de carga. Unidades en metros.

Cuando se aplica una carga en dirección perpendicular al plano de la grieta, la posición del cdg presenta simetría respecto al eje y. Al disminuir el ángulo de la carga, el cdg se desplaza inicialmente hacia abajo debido al giro experimentado por la zona plástica. A partir de este punto (78.9°), comienza la plastificación no uniforme respecto al vértice de la grieta, viéndose reflejado este comportamiento en la evolución del cdg.

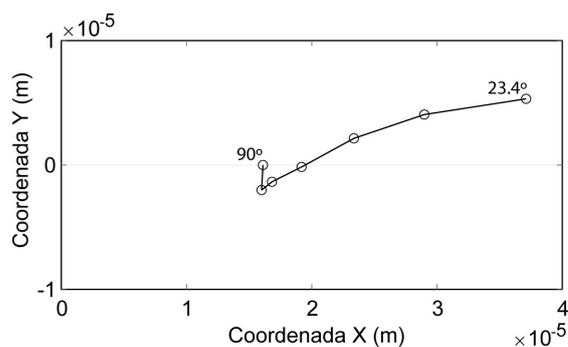


Figura 5. Variación de la posición del centro de gravedad de las áreas plastificadas en DP.

El grado de plastificación de las zonas del vértice de la grieta en TP y DP presenta una tendencia similar en ambos casos, apreciándose en la figura 6 un mayor crecimiento del área en TP a partir de 56.7°. De esta forma, para el estado de carga en modo I se obtiene un área cuyo valor es aproximadamente 1.5 veces el valor del área plastificada al aplicar la carga con un ángulo de 23.4°.

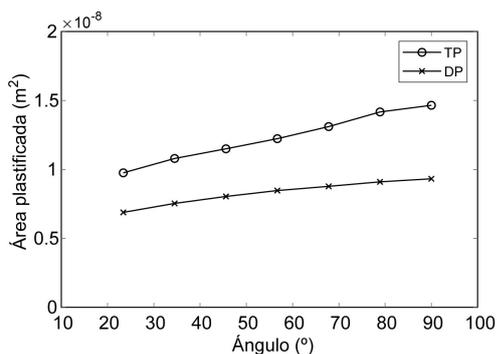


Figura 6. Áreas plastificadas en TP y DP en función del ángulo de carga.

En las figuras 7 y 8 se puede apreciar cómo el área plastificada aumenta con el incremento del valor de la carga nominal aplicada. Ambas figuras muestran los resultados obtenidos en la superficie de la pieza, con un ángulo de aplicación de la carga de 90° en la figura 7 y un ángulo de 23.4° en la figura 8.

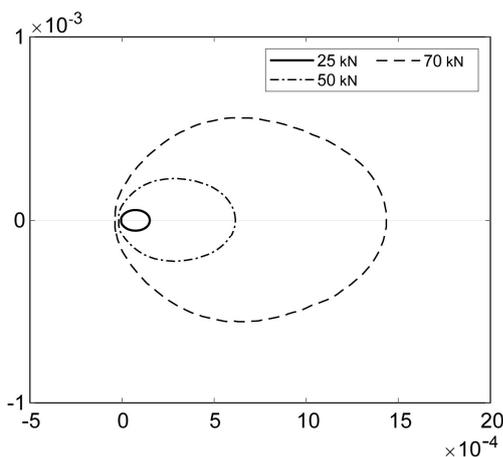


Figura 7. Evolución de la forma del área plástica en TP con distintos valores de carga nominal. Ángulo de aplicación de la carga de 90°. Unidades en metros.

Al examinar la plastificación bajo condiciones de carga en modo mixto se observa que, para valores de carga más elevados, existe cierta predisposición a adoptar la forma del área plastificada característica de la deformación plana. Para analizar en profundidad este efecto y la influencia del ángulo de aplicación de la carga en la transición entre TP y DP, es necesario abordar la realización de un análisis tridimensional del modelo.

En trabajos anteriores [5,6], en los que se ha realizado un estudio numérico tridimensional de probetas CT sometidas a carga en modo I, el área plastificada en la superficie adquiere una forma similar al área en DP justo antes de alcanzar la superficie. Además, la evolución de la zona plástica a lo largo del espesor depende, entre otras cosas, de la carga aplicada.

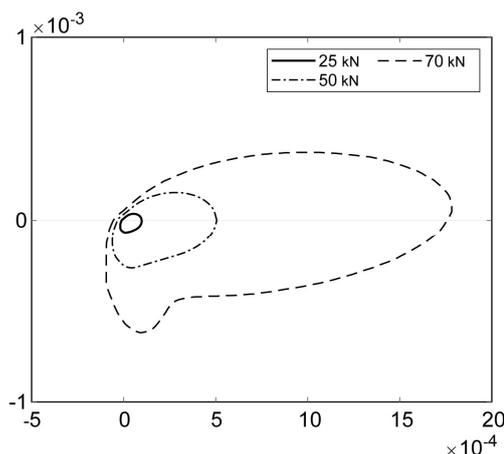


Figura 8. Evolución de la forma del área plástica en TP con distintos valores de carga nominal. Ángulo de aplicación de la carga de 23.4°. Unidades en metros.

3.2. Desplazamientos

Para la evaluación de los desplazamientos en la zona de la grieta en el modelo de elementos finitos, se han utilizado cuatro caminos situados a ±0.5 mm y ±1.6 mm de las caras de la grieta. El sistema de referencia está ubicado en el vértice de la grieta, tal y como se muestra en la figura 9. De esta forma, las coordenadas negativas en el eje X (horizontal) se corresponden a los puntos por los que la grieta ya ha avanzado.

Los resultados se han obtenido para los siete ángulos de aplicación de la carga simulados. Sólo se han analizado los desplazamientos en TP, ya que son los que posteriormente van a ser utilizados para la validación experimental.

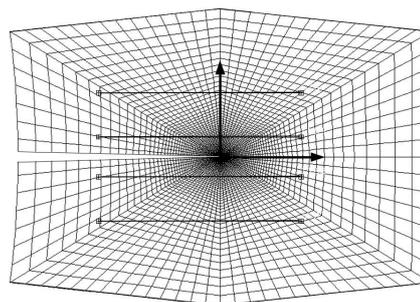


Figura 9. Caminos utilizados para el análisis de desplazamientos.

La principal dificultad para realizar la comparación de los desplazamientos es la necesidad de asegurar que ambos resultados se remiten a un mismo sistema de referencia. El orden de magnitud del desplazamiento es muy pequeño, por lo que el ajuste entre los resultados debe ser preciso.

4. VALIDACIÓN EXPERIMENTAL

Los campos de desplazamientos experimentales se han obtenido mediante la técnica de correlación de imágenes (DIC) [7]. Es una técnica óptica experimental que permite examinar sin contacto el campo de desplazamientos y deformaciones en una pieza. La técnica DIC es una herramienta muy versátil para el análisis mecánico de materiales. Además, se ha demostrado que se obtienen resultados fiables en el campo de la mecánica de la fractura [7,8].

La correlación de imágenes está basada en la comparación de imágenes tomadas en diferentes estados, uno antes de la deformación y otro después. La técnica consiste en el análisis del movimiento de un patrón aleatorio de puntos ubicados en la superficie de la muestra. Mediante el postprocesado de las imágenes obtenidas, es posible visualizar el campo de desplazamientos en la superficie con gran resolución.

En general, las probetas son tratadas para poder aplicar la técnica DIC de forma que se consiga un contraste suficiente. El patrón de la superficie, necesario para conseguir ciertas referencias para la comparación de imágenes, puede obtenerse mediante distintas técnicas. En este caso, la pieza se ha sometido a un proceso de lijado con papel de lija de carburo de silicio con un tamaño de grano de 120. Tras el tratamiento, el acabado final de la superficie de la probeta es el que se muestra en la figura 10.

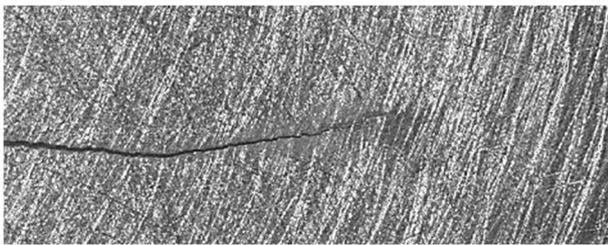


Figura 10. Patrón aleatorio aplicado en la superficie.

La comparación entre los resultados experimentales y los numéricos se ha hecho en términos de desplazamientos verticales a lo largo de cuatro líneas paralelas al plano de la grieta ubicadas a $\pm 0,5$ mm y $\pm 1,6$ mm de la grieta, como se mencionó en el apartado de desplazamientos del modelo numérico. El cotejo de los desplazamientos se ha llevado a cabo para los siete estados de carga analizados.

Para efectuar la comparación, es imprescindible realizar ciertas correcciones para representar los resultados analíticos y experimentales respecto al mismo sistema de referencia. Esto es debido a que cuando se aplica la carga, la muestra sufre rotación y traslación debido al movimiento del cuerpo como sólido rígido, afectando a la posición y orientación de la grieta. En la figura 11 se muestran los efectos producidos sobre la muestra, donde

la traslación del vértice de grieta viene dada por (t_x, t_y) y el ángulo de rotación es γ .

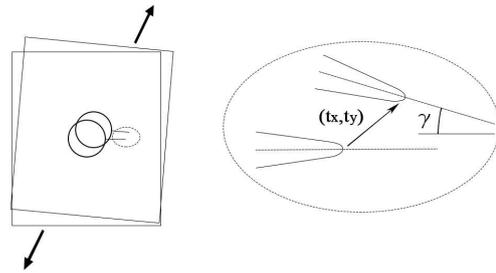


Figura 11. Traslación y rotación de la probeta durante la aplicación de la carga.

Además, en el caso experimental, a diferencia del numérico, es necesario girar la probeta para poder aplicar los diferentes estados de carga en condición biaxial, por lo que los desplazamientos obtenidos mediante DIC tienen una orientación diferente. Esto se puede observar en la figura 12.

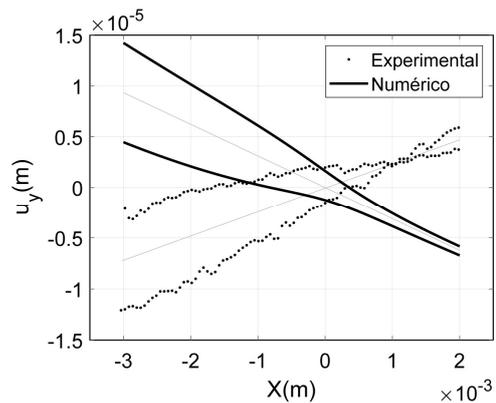


Figura 12. Desplazamientos en análisis numérico y experimental (sin corrección angular) para un ángulo de 23.4° .

En los resultados experimentales, la posición del vértice se determina mediante una rutina de búsqueda del borde de la grieta realizada en la técnica de correlación de imágenes. De esta forma, los desplazamientos horizontales y verticales del vértice se pueden obtener con una precisión adecuada. Por otro lado, para la corrección angular se ha utilizado como referencia la estimación de la línea media entre los desplazamientos medidos a ambos lados del plano de la grieta, para posteriormente determinar el ángulo de rotación.

En la figura 13 se han representado los desplazamientos de los puntos ubicados a ± 1.6 mm al aplicar la carga en modo I puro. Se puede observar que los resultados obtenidos mediante el análisis bidimensional de elementos finitos se asemejan bastante a los que proporciona el ensayo experimental, de forma que el

modelo numérico queda validado. Aunque los resultados son sólidos para todos los estados de carga, para algunos ángulos de aplicación de la carga los resultados se ajustan mejor que para otros.

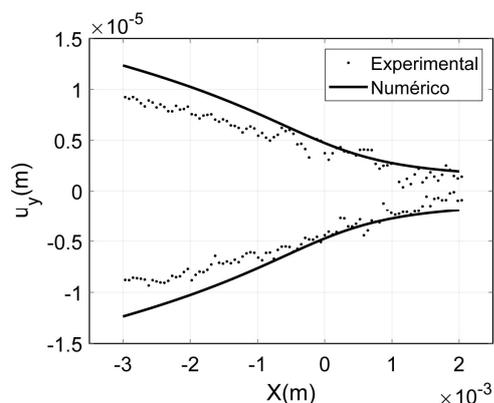


Figura 13. Comparación de desplazamientos verticales numéricos y experimentales; $y=\pm 1.6\text{mm}$ y $\theta=90^\circ$.

CONCLUSIONES

En este trabajo se presenta un análisis de la zona plastificada en una grieta que emana del taladro central de una probeta de aluminio. La pieza ha sido sometida a diferentes estados de carga en condiciones de modo I puro y modo mixto (I + II), lo que permite estudiar cómo el ángulo de aplicación de la carga influye en la forma y tamaño del área plastificada en la zona del vértice de la grieta. El desarrollo de un análisis bidimensional considerando un estado tensional en tensión plana y en deformación plana permite extraer información relevante de la plastificación producida en la superficie y en el plano medio de la pieza respectivamente.

La forma de las zonas plastificadas en los dos estados tensionales estudiados en modo I, presenta ciertas similitudes con las áreas teóricas propuestas por la Mecánica de Fractura Elástica Lineal. La disminución del ángulo de aplicación de la carga provoca el decrecimiento del área plastificada y conlleva a la obtención de un área asimétrica respecto al plano de la grieta. El área plastificada experimenta un cambio de orientación y de forma proporcionales a la dirección en la que se aplica la carga.

El aumento del valor de la carga nominal produce un incremento del tamaño de la zona plástica. Con ángulos de aplicación de la fuerza pequeños (predominio del modo II) y valores de carga nominal más elevados, se observa en la superficie del modelo una tendencia a adoptar la forma del área plastificada característica de la deformación plana. En este punto, se resalta la necesidad de realizar un análisis numérico tridimensional para estudiar mejor este efecto y para analizar la influencia de la transición entre los estados de deformación plana y de tensión plana.

Finalmente, se ha realizado la validación del modelo mediante la comparación con resultados experimentales obtenidos por la técnica de correlación de imágenes. El grado de correlación entre los desplazamientos numéricos y experimentales obtenidos, permite confirmar la validez del modelo numérico.

REFERENCIAS

- [1] A. Gonzalez-Herrera, J. Zapatero, Tri-dimensional numerical modelling of plasticity induced fatigue crack closure. *Engineering Fracture Mechanics* (2008) 75:4513-4528.
- [2] F.V. Antunes, D. Camas, L. Correia, R. Branco, Finite element meshes for optimal modelling of plasticity induced crack closure. *Engineering Fracture Mechanics* (2015) 142:184-200.
- [3] D. Camas, J. Garcia-Manrique, B. Moreno, A. Gonzalez-Herrera, Numerical modelling of three-dimensional fatigue crack closure: Mesh refinement. *International Journal of Fatigue* (2018) 113:193-203.
- [4] P. Lopez-Crespo, D. Camas, A. Gonzalez-Herrera, J.R. Yates, E.A. Patterson, J. Zapatero, Numerical and experimental analysis of crack closure. *Key Engineering Materials* (2008) 385-387:369-372.
- [5] D. Camas, J. Garcia-Manrique, A. Gonzalez-Herrera, Numerical study of the thickness transition in bi-dimensional specimen cracks. *International Journal of Fatigue* (2011) 33(7):921-928.
- [6] D. Camas, P. Lopez-Crespo, A. Gonzalez-Herrera, B. Moreno, Numerical and experimental study of the plastic zone in cracked specimens. *Engineering Fracture Mechanics* (2017) 185:20-32.
- [7] P. Lopez-Crespo, R.L. Burguete, E.A. Patterson, A. Shterenlikht, P.J. Withers, J.R. Yates, Study of a crack at a fastener hole by digital image correlation. *Experimental Mechanics* (2009) 49:551-559.
- [8] M. A. Sutton, S. R. McNeill, J. D. Helm, Y. J. Chao, Advances in two-dimensional and three-dimensional computer vision. *Photomechanics, Topics in Applied Physics* (2000) 77:323-372.

SIMULATION OF THE FRACTURE BEHAVIOUR OF HIGH-PERFORMANCE STEEL FIBRE REINFORCED CONCRETE

A. Enfedaque¹, M.G. Alberti¹, J.C. Gálvez¹, A. Picazo², P. Cabanas³

¹ Departamento de Ingeniería Civil: Construcción, E.T.S de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos, Universidad Politécnica de Madrid. c/ Profesor Aranguren, nº3, 28040, Madrid, España

² Departamento de Tecnología de la Edificación, E.T.S de Edificación, Universidad Politécnica de Madrid. Avda. Juan de Herrera, 6, 28040, Madrid

³ Cranfield University, College Road, Cranfield, Great Britain B MK43 0AL

* Persona de contacto: alejandro.enfedaque@upm.es

RESUMEN

El hormigón reforzado con fibras (HRF) se ha convertido en una opción en las aplicaciones estructurales debido a sus magníficas propiedades mecánicas y a los ahorros en tiempo y costes que pueden ser alcanzados. La aparición de nuevos tipos de fibras de acero con geometrías o propiedades mecánicas mejoradas y los cócteles de fibras que se pueden configurar mezclándolas han creado tipos de HRF que exceden claramente los requerimientos mínimos fijados en las normas. Por lo tanto, es de interés tener modelos constitutivos que simulen el comportamiento de los materiales buscando así sacar provecho de las propiedades mecánicas de los mismos. Este estudio simuló el comportamiento en fractura de tres tipos de HRF reforzados con diversos tipos de fibras de acero, mediante la aplicación del modelo de fisura cohesiva y un análisis inverso. Los resultados obtenidos fueron empleados para definir las funciones de ablandamiento de cada tipo de HRF. Las conclusiones halladas pueden ser de interés para los ingenieros en el diseño de estructuras con HRF.

PALABRAS CLAVE: Hormigón reforzado con fibras, Fibras de acero, Simulación numérica, Fisura cohesiva

ABSTRACT

Fibre-reinforced concrete (FRC) has become an option for structural applications due its outstanding mechanical properties and the savings in cost and time that can be achieved. The appearance of new types of steel fibres with improved mechanical properties or geometries and the fibre cocktails, that can be configured by mixing them, has created FRC that clearly exceeds the minimum mechanical properties required in the standards. Consequently, it is of interest to have constitutive models that simulate the behaviour of the materials seeking to take advantage of the exceptional properties of the material. This study aimed to simulate the fracture behaviour of three types of FRC where several types of steel fibres were added by means of an inverse analysis based on the cohesive crack approach. Such results were employed to define the softening functions of each FRC formulation. The information supplied can be of help to engineers in designing structures with high-performance FRC.

KEYWORDS: Fibre reinforced concrete, Steel fibres, Numerical simulation, Cohesive crack

1. INTRODUCCIÓN

Several studies have pointed out that fibres provide to FRC a certain improvement of flexural and tensile strength, ductility, toughness and impact resistance [1-3]. Those enhancements depend on the modulus of elasticity of the fibres, constituent material, strength, fibre geometry, orientation and dosage, among others [4-6]. Steel fibres, due to the combination of these parameters, have been traditionally added to concrete forming steel fibre reinforced concrete (SFRC). The outstanding properties obtained have been employed in applications such as footbridges, pavements or tunnel linings [7-11]. Another possibility is using polymeric fibres such as PVA or polyolefin ones which are apt for structural uses and might provide better durability than steel fibres in chemically hazardous environments such as chemical industries, sewages, etcetera [12-14].

All the applications previously mentioned can be performed taking into account the contribution of fibres

in the structures design only if the material properties comply with certain requirements set in standards and national recommendations [15-17]. Moreover, if the mechanical properties of SFRC are to be exploited it is also necessary to have accurate constitutive models that can be used in the structural design.

Several theories have tried to model the fracture process of concrete and fibre reinforced concrete (FRC). One of them, called the crack band theory [18], considers that cracking is located in a band which has a homogeneous density of cracks. In this band the mechanical behaviour of the material is described by stress-strain relationship. Another possibility is to assume that the material that has cracked is a discontinuous entity which behaviour can be defined by a stress-crack opening relationship. At both sides of the discontinuity there is undamaged material that behaves elastically [19]. This approach, termed as discrete-crack theory, has been employed by several authors, with the incorporation of a cohesive relationship

in the crack, obtaining accurate results reproducing the fracture behaviour of ultra-high-performance fibre-reinforced concrete notched prismatic specimens of several sizes, reinforced with steel fibres [20]. Besides, it was also employed for determining the fracture energy of SFRC notched cylindrical specimens [21]. The cohesive crack theory has a main parameter of the model, the softening function, that relates the stress of the cracked material and the crack opening. There are previous experience regarding how to obtain such relation employing a numerical or analytical inverse analysis taking as input the experimental results. [22, 23].

This contribution numerically replicates the three-point bending fracture behaviour of the same plain concrete with 0.89% volume fraction of OL and 3D and 5D steel fibres. Such task was carried out by fitting experimental data found in literature and implementing multi-linear softening functions in a material subroutine of a numerical code.

2. EXPERIMENTAL CAMPAIGN

A brief description of the materials used and the production processes employed can be found in this section. Moreover, the testing procedures and the experimental results can be also found in this section. A thorough description of all the mentioned aspects can be found in [24].

Three formulations of self-compacting SFRC were prepared, adding OL, 3D and 5D steel fibres, respectively (OL fibres are short, straight, high-strength steel fibres, 3D fibres are steel fibres with hooked ends, and 5D fibres are high-strength steel fibres with double-hooked ends). Three aggregate types were employed: two types of gravel with particle sizes between 4–8 mm and 4–12 mm, respectively, and one type of sand with particle sizes between 0–2 mm. The maximum size of the aggregates was 12.7 mm. In addition, limestone powder was employed, seeking to enhance the workability of the mixes. In all formulations a Portland cement-type EN 197-1 CEM I 52.5 was used as binder. A polycarboxylic superplasticizer was added to the formulations pursuing to achieve the self-compactability of all types of concrete while in a fresh state. Tap water was also employed in concrete production. The proportions of all components can be seen in Table 1.

Table 1. Plain concrete formulation (kg/m³)

Water	199
Cement	425
Limestone filler	210
Sand	947
Gravel	292
Finer gravel	194
Superplasticizer	5.91

The characteristics of the fibres can be seen in Table 2.

Table 2. Fibre Characteristics.

	OL	3D	5D
Shape	Straight	Hooked	Double-hooked
Length (mm)	13	30	60
Eq. diameter (mm)	0.2	0.38	0.9
Tensile strength (MPa)	>2600	>1160	>2300
M. elasticity (GPa)	210	210	210
Fibres per kg.	282,556	3183	3132

SFRC-OL, SFRC-5D and SFRC-3D boasted an average compressive strength of 66.9, 63.1 and 63.8 MPa respectively following EN 12390-3 [25].

The fracture behaviour was determined following the process shown in [26] and the Load-CMOD curves can be seen in Figure 1.

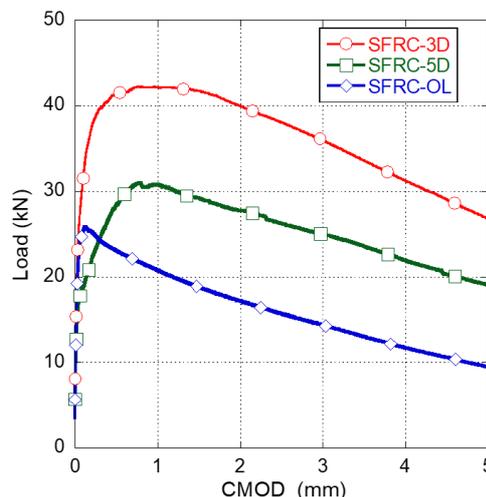


Figure 1. Fracture test results of SFRC-OL, SFRC-3D, and SFRC-5D

The three concrete formulations were designed seeking to obtain high-performance concrete that was capable of surpassing the requirements set in the most common standards [15-17] for reducing or even eliminating the steel reinforcing bars. Such requirements were clearly met as can be seen in Table 3.

Table 3. Residual strength (MPa) of the concrete formulation in relation with the requirements set by [17].

	f _{LOP}	f _{R1}	% f _{LOP}	f _{R3}	% f _{LOP}
SFRC-OL	7.3	7.39	102%	5.03	69%
SFRC-5D	5.5	8.11	148%	8.40	153%
SFRC-3D	8.2	13.18	161%	12.17	148%

3. NUMERICAL SIMULATIONS

The concept of cohesive crack was developed aiming at reproducing the cracking process of plain concrete subjected to mode I [27]. Later, it was generalised in order to widen its applicability to other materials [28] obtaining accurate results.

Considering that fracture takes places under mode I, this model assumes that the cohesive stress vector \mathbf{t} transmitted across the crack faces was parallel to the crack displacement vector \mathbf{w} (central forces model). If the magnitude of the crack opening vector $|\mathbf{w}|$ does not decrease, the relation between both parameters can be stated as appears in (1)

$$\mathbf{t} = \frac{f(|\mathbf{w}|)}{|\mathbf{w}|} \mathbf{w} \quad (1)$$

where $f(|\mathbf{w}|)$ is the softening function for pure opening. Although several shapes of the softening function might be used, in this study it will be defined by multilinear functions defined by a set of points. Moreover, if unloading and reloading take place they will be aligned with the origin. As the formulation is implemented in a constant strain triangular element with one integration point the cracks are considered to appear only in parallel directions to the triangle sides.

The stress vector \mathbf{t} that appears once the element is cracked can be obtained with (2)

$$\mathbf{t} = \frac{A}{hL} \boldsymbol{\sigma} \mathbf{n} \quad (2)$$

Considering that the material outside the cohesive crack behaves elastically the stress tensor can be obtained with (3), where the elastic strain of the element is corrected by subtracting the inelastic behaviour that includes the crack displacement.

$$\boldsymbol{\sigma} = \mathbf{E}: [\boldsymbol{\varepsilon}^\alpha - (\mathbf{b}^+ \otimes \mathbf{w})^S] \quad (3)$$

In (3) \mathbf{E} stands for the elastic tangent tensor, $\boldsymbol{\varepsilon}^\alpha$ is the apparent strain vector obtained with the nodal displacements, and \mathbf{b}^+ is the gradient vector corresponding to the shape function of the solitary node, as appears in Equation (4):

$$\mathbf{b}^+ = \frac{1}{h} \mathbf{n} \quad (4)$$

Using Equations (1) and (3) and considering that $\mathbf{t} = \boldsymbol{\sigma} \mathbf{n}$ the following equation can be obtained.

$$\left[\frac{f(|\tilde{\mathbf{w}}|)}{|\tilde{\mathbf{w}}|} \mathbf{1} + [\mathbf{n} \cdot \mathbf{E}: \mathbf{b}^+] \right] \mathbf{w} = [\mathbf{E}: \boldsymbol{\varepsilon}^\alpha] \cdot \mathbf{n} \quad (5)$$

where $\mathbf{1}$ stands for the identity tensor. If an iterative algorithm is used, \mathbf{w} could be found to satisfy Equation (5).

The material behaviour was reproduced implementing the previous approach in a material subroutine of a commercial finite element code (ABAQUS). As there is a dependency of the dimensions of the elements, the nodes coordinates had to be provided to the material

subroutine. As long as the material has not reached its tensile strength (f_{ci}) the element behaves elastically. On the contrary, if the tensile strength is surpassed a crack is introduced in the perpendicular direction of the maximum principal stress. In that situation the material behaves following the softening function which relates the stress and the crack width relation ($\sigma-w$). It should not be overlooked that the modulus of elasticity is also required.

The softening functions were determined using an iterative inverse analysis.

1. Proposal of softening function
2. Numerical simulation
3. Comparison of numerical and experimental results

if the numerical result does not replicate the experimental ones within certain margin of error a new proposal of the softening function is implemented.

The material subroutine was applied to a plane mesh with plane stress conditions. In order to optimise the numerical cost of the simulations only the whereabouts of the notch was refined. One of the finite element meshes used can be seen in Figure 2.

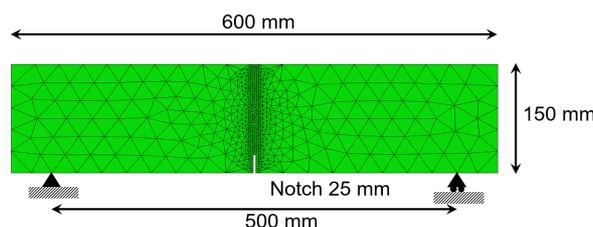


Figure 2. Finite element mesh used in the numerical simulations

4. RESULTS AND DISCUSSION

The comparison of the numerical and experimental results obtained when simulating SFRC-OL formulation can be seen in Figure 3.

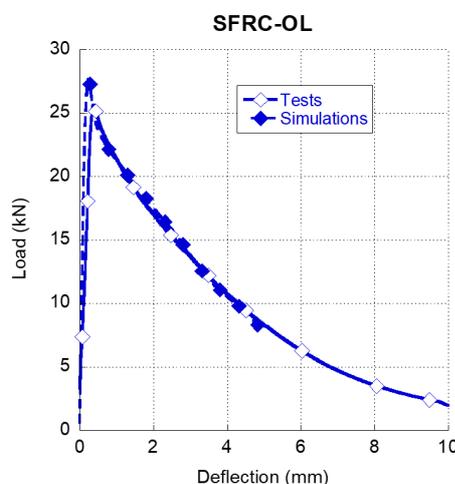


Figure 3. Comparison of the average experimental results obtained in the fracture tests of SFRC-OL and the numerical simulation

In Figure 3 it can be seen that an accurate reproduction of the experimental curve has been obtained.

Regarding the numerical reproduction of the SFRC-3D mix, in Figure 4 a comparison with the experimental results can be observed.

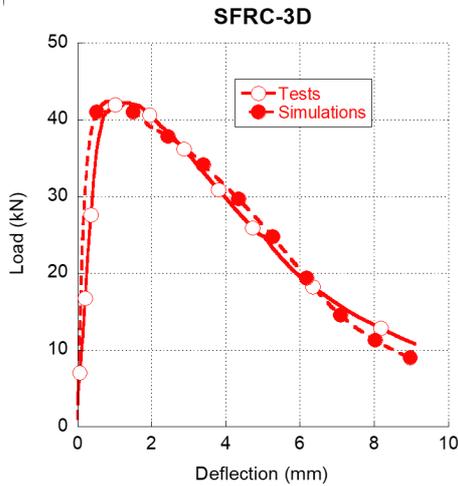


Figure 4. Comparison of the average experimental results obtained in the fracture tests of SFRC-3D and the numerical simulation

In Figure 4 it can be clearly perceive that the simulation was able to accurately reproduce not only the peak load but also the unloading branch of the test. It is worth noting that even at deflection values beyond 6 mm, the simulation was able to replicate the behaviour of SFRC-3D with precision.

The simulated fracture behaviour of SFRC-5D compared with the one obtained in the laboratory tests can be seen in Figure 5.

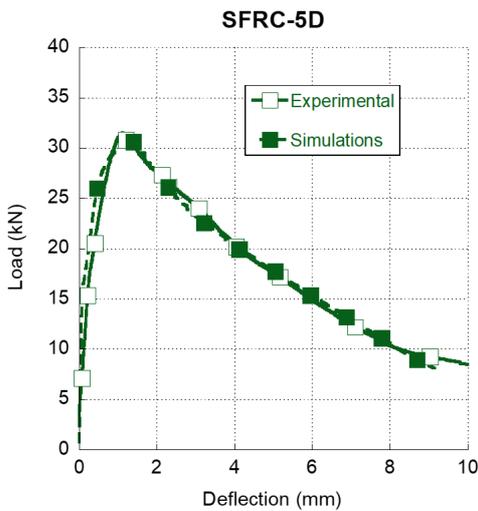


Figure 5. Comparison of the average experimental results obtained in the fracture tests of SFRC-5D and the numerical simulation

Figure 5 shows that a precise reproduction of the fracture behaviour of SFRC-5D was obtained in the simulations. The peak load was reproduced accurately and even the progressive loss of stiffness that the material suffered before reaching such point was also reproduced. Besides, there was an almost identical unloading branch in the simulation and in the experimental test.

In Figure 6 a comparison of the softening functions used in the simulations of Figure 3, 4 and 5 can be seen.

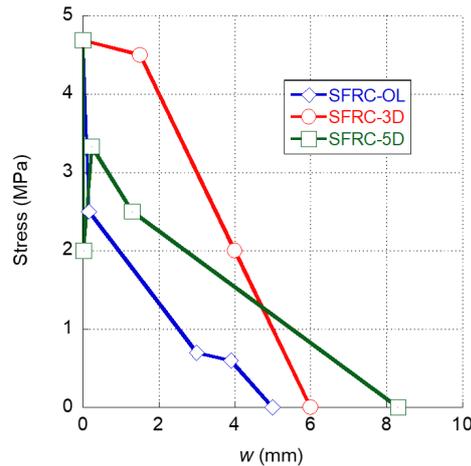


Figure 6. Comparison of the softening functions employed in the simulations of SFRC-OL, SFRC-3D and SFRC-5D.

In Figure 6 it can be perceived that there are notable differences among the softening curves employed. First of all, in the case of SFRC-OL and SFRC-5D formulations, once the tensile strength has been surpassed a steep unload appeared. This feature could be expected in the case of the SFRC-OL formulation due to shape of the fibres. However, it was not expected in the case of the 5D fibres because they borne a double hook in their ends. Moreover, it was detected that the loss of stiffness that appear in the SFRC-5D curves before the peak load was directly related with the initial load drop. On the contrary, the first stretch of the softening function of the SFRC-3D mix had a slight negative slope which might be related with the anchorage that the hook provide to 3D fibres.

Concerning the rest of stretches of the softening curves, it can be seen that the softening function of SFRC-OL continues to bear a progressive unloading until the total failure of the material. Another feature that should be mentioned is that the slope of the remaining stretches changed among them which provided the material a certain degree of ductility. In the case of the SFRC-3D softening function it can be seen that after the first stretch that boasts a moderate unloading a stretch with a notable steep slope is defined. These final two stretches have a similar slope and finish when the material collapses. The

singular characteristic of the softening function of SFRC-5D mix is that after the initial load drop there is an increment of the load-bearing capacity in the second stretch. This feature may be the effect of the double hook that fibres boast in their ends. It seems that once such anchorage starts to fail the load bearing capacity decreases. This process continues until the material fails. Another characteristic that should be mentioned is that, in all concrete formulations, the maximum crack width was smaller than the length of the fibres added, with no evident relation to the fibre length.

In order to assess the accuracy of the simulations, an evaluation of the fracture energy consumed in the experimental tests and in the simulations was carried out.

Table 4. Comparison of the experimental and simulated fracture energies at a deflection of 10 mm

	Experimental G_f (N/m)	Simulation G_f (N/m)	ΔG_f (%)
SFRC-OL	5,270.4	5,179.7	-1.75%
SFRC-5D	12,627.8	12,878.1	1.94%
SFRC-3D	9,095.8	9,213.9	1.28%

It should be mentioned that in the last column of Table 4 it can be seen that relative error of the fracture energy simulated is in all cases below 2%.

5 CONCLUSIONS

This study implemented multi-linear softening functions in a user material subroutine of a finite element code (ABAQUS) in order to simulate the three-point bending fracture behaviour of three SFRC performed with straight, hooked and double-hooked fibres. The results obtained and the high efficiency of the numerical implementation showed that the methodology used is a robust and efficient.

The mentioned approach reproduced the fracture energy consumption of the three concrete types studied with accuracy, obtaining less than a 2% difference between the experimental and the simulated fracture energy.

The softening function corresponding to SFRC-5D showed that the double-hooked end in the 5D fibres might not provide an increment of the fibre–matrix anchorage for reduced CMOD values. Nevertheless, regarding SFRC-3D, no load drops appeared at reduced crack widths. In the case of the softening function of SFRC-OL, its shape showed a progressive unloading of the material. Lastly, no relationship was observed between the length of the fibres and the maximum crack width of the softening functions found.

ACKNOWLEDGEMENTS

The authors gratefully acknowledge the financial support provided by the Ministry of Science and Innovation of Spain by means of the Research Fund Project PID2019-108978RB-C31R.

REFERENCES

- [1] A. Brandt, Fibre reinforced cement-based (FRC) composites after over 40 years of development in building and civil engineering. *Compos. Struct.*, (2008), 86 (1-3), 3-9.
- [2] E. Naaman, Engineered steel fibers with optimal properties for reinforcement of cement composites. *J. Adv. Concr. Technol.*, (2003), 1(3), 241-252.
- [3] R. Zollo, Fiber-reinforced concrete: an overview after 30 years of development, *Cem Concr Compos.* (1996), 19, 107-122.
- [4] M. Pająk, T. Ponikiewski, Flexural behavior of self-compacting concrete reinforced with different types of steel fibers. *Constr Build Mater.* (2013), 47, 397-408.
- [5] G. Giaccio, J.M. Tobes, R. Zerbino, Use of small beams to obtain design parameters of fibre reinforced concrete. *Cem Concr Compos.* (2008), 30(4), 297-306.
- [6] A. Enfedaque, M.G. Alberti, J.C. Gálvez, Influence of fiber distribution and orientation in the fracture behavior of polyolefin fiber-reinforced concrete. *Materials*, (2019), 12(2), 220.
- [7] J.A. Lopez, P. Serna, E. Camacho, H. Coll, J. Navarro-Gregori, First ultra-high-performance fibre-reinforced concrete footbridge in Spain: Design and construction. *Struct. Eng. Int.* (2014), 24, 101–104.
- [8] N. Jafarifar, K. Pilakoutas, T. Bennett. The effect of shrinkage cracks on the load bearing capacity of steel-fibre-reinforced roller-compacted-concrete pavements. *Mater. Struct.* (2016), 49, 2329–2347.
- [9] A. De la Fuente, P. Pujadas, A. Blanco, A. Aguado. Experiences in Barcelona with the use of fibres in segmental linings. *Tunn. Undergr. Space Technol.* (2012), 27, 60–71.
- [10] T. Yu, A.M. Remennikov, Novel hybrid FRP tubular columns for sustainable mining infrastructure: Recent research at University of Wollongong. *Int. J. Min. Sci. Technol.* (2014), 24, 311–316.
- [11] P. Liu, X. Zhou, Q. Qian, Experimental investigation of rigid confinement effects of radial strain on dynamic mechanical properties and failure modes of concrete. *Int. J. Min. Sci. Technol.* (2021), 31, 939–951, <https://doi.org/10.1016/j.ijmst.2021.06.001>.
- [12] M.G. Alberti, A. Enfedaque, J.C. Gálvez, L. Pinillos. Structural Cast-in-Place Application of Polyolefin Fiber-Reinforced Concrete in a Water Pipeline Supporting Elements. *J. Pipeline Syst. Eng.* (2017), 8, 05017002.
- [13] M.G. Alberti, A. Enfedaque, J.C. Gálvez. Improving the Reinforcement of Polyolefin Fiber Reinforced Concrete for Infrastructure Applications. *Fibers* (2015), 3, 504–522. <https://doi.org/10.3390/fib3040504>.
- [14] K.M.A. Hossain, M. Lachemi, M. Sasmour, M. Sonebi, Strength and fracture energy characteristics of self-consolidating concrete incorporating polyvinyl alcohol, steel and hybrid fibres. *Constr. Build. Mater.* (2013), 45, 20–29.

- [15] EHE-08, Spanish Structural Concrete Code, Spanish Minister of Public Works, (2008).
- [16] CNR-DT 204, Guide for the Design and Construction of Fiber-Reinforced Concrete Structures, Consiglio Nazionale Delle Ricerche, Roma, (2006).
- [17] MC2010, fib Model Code, Paris: Fédération Internationale du Béton fib/International Federation for Structural Concrete, (2010).
- [18] Z.P. Bazant, B.H. Oh, Crack band theory for fracture of concrete. *Mater. Struct.* (1983), 16, 155–177.
- [19] A. Hillerborg, M. Modéer, P.E. Petersson, Analysis of crack formation and crack growth in concrete by means of fracture mechanics and finite elements. *Cem. Concr. Res.* (1976), 6, 773–778.
- [20] K. Awinda, J. Chen, S. Barnett, D. Fox, Modelling behaviour of ultra high performance fibre reinforced concrete. *Adv. Appl. Ceram.* (2014), 113, 502–508.
- [21] M.T. Kazemi, F. Fazileh, M.A. Ebrahimezhad, Cohesive crack model and fracture energy of steel-fiber-reinforced-concrete notched cylindrical specimens. *J. Mater. Civ. Eng.* (2007), 19, 884–890.
- [22] O. Sucharda, M. Pajak, T. Ponikiewski, P. Konecny, Identification of mechanical and fracture properties of self-compacting concrete beams with different types of steel fibres using inverse analysis. *Constr. Build. Mater.* (2017), 138, 263–275.
- [23] D. Gao, C. Ding, Y. Pang, G. Chen, An inverse analysis method for multi-linear tensile stress-crack opening relationship of 3D/4D/5D steel fiber reinforced concrete. *Constr. Build. Mater.* (2021), 309, 125074.
- [24] M.G. Alberti, A. Enfedaque, J.C. Gálvez, A. Cortez. Optimisation of fibre reinforcement with a combination strategy and through the use of self-compacting concrete. *Constr. Build. Mater.* (2020), 235, 117289.
- [25] EN 12390-3, Testing Hardened Concrete. Part 3: Compressive Strength of Test Specimens, (2009)
- [26] EN 14651:2005+A1, Test Method for Metallic Fibre Concrete. Measuring the Flexural Tensile Strength (Limit of Proportionality (LOP), Residual), (2007)
- [27] G.V. Guinea, J. Planas, M. Elices, A general bilinear fit for the softening curve of concrete. *Mater. Struct.* (1994), 27, 99–105.
- [28] A. Enfedaque, M.G. Alberti, J.C. Gálvez, J.; Domingo, Numerical simulation of the fracture behaviour of glass fibre reinforced cement. *Constr. Build. Mater.* (2017), 136, 108–117.

ESTUDIO COMPARATIVO DE DOS ENFOQUES DEL CRITERIO ACOPLADO DE LA MECÁNICA DE LA FRACTURA FINITA

M. Muñoz-Reja*, V. Mantič, L. Távora

Grupo de Elasticidad y Resistencia de Materiales, Escuela Técnica Superior de Ingeniería
Universidad de Sevilla, Camino de los Descubrimientos s/n, 41092 Sevilla, España
Persona de contacto: mmunozreja@us.es

RESUMEN

El Criterio Acoplado de la Mecánica de la Fractura Finita (CC-FFM) se ha usado en trabajos previos, por los presentes autores, para predecir el inicio y crecimiento de grietas a lo largo de una interfase representada mediante el Modelo de Interfase Elástica-Lineal Frágil (LEBIM por sus siglas en inglés). El objetivo principal del presente trabajo es analizar la relación entre dos enfoques asociados al CC-FFM: (a) el método ampliamente usado basado en la búsqueda de la intersección de las curvas de criterios de tensión y energía, y (b) el nuevo Principio de Mínima Energía Total sujeto a una Condición de Tensión (PMTE-SC por sus siglas en inglés). Para ello, se comparan dos modelos analíticos del ensayo de doble viga en voladizo (DCB por sus siglas en inglés) basados en el modelo de vigas de Euler-Bernoulli. El ensayo DCB se estudia bajo control en carga por el método de las curvas y el PMTE-SC. Los resultados analíticos obtenidos prueban que las predicciones por el método de las curvas y el PMTE-SC son esencialmente idénticas.

PALABRAS CLAVE: Modelo de Interfase Elástica-Lineal Frágil (LEBIM), Criterio Acoplado, Mecánica de la Fractura Finita (FFM), ensayo de doble viga en voladizo (DCB), minimización de energía total

ABSTRACT

The Coupled Criterion of Finite Fracture Mechanics (CC-FFM) has been used by the present authors, in previous works, to predict the crack onset and growth along a linear-elastic interface modelled by means of the Linear Elastic Brittle Interface Model (LEBIM). The main objective of the present research is to analyse the relationship between two approaches associated to the CC-FFM: (a) the widely used method based on looking for the intersection of stress and energy criteria curves, and (b) the novel Principle of Minimum Total Energy subjected to a Stress Condition (PMTE-SC). For this purpose, two analytical models of the Double Cantilever Beam (DCB) test based on the Euler-Bernoulli beam model are compared. The DCB test is studied under load control by the curves method and the PMTE-SC. The obtained analytical results prove that the predictions by the curves method and the PMTE-SC are essentially identical.

KEYWORDS: Linear Elastic Brittle Interface Model, coupled criterion, Finite Fracture Mechanics (FFM), double cantilever beam test (DCB), total energy minimization

1. INTRODUCCIÓN

El ensayo de doble viga en voladizo (DCB por sus siglas en inglés) es un ensayo ampliamente conocido que permite determinar la energía crítica de fractura en uniones adhesivas en modo I de fractura. Este ensayo permite una caracterización adecuada de la capa adhesiva, lo cual es muy importante en la evaluación de la calidad de las uniones adhesivas. En particular permite determinar los parámetros que caracterizan su resistencia a la fractura. La prueba DCB también se utiliza como método de predicción del crecimiento de delaminaciones (sin presencia de adhesivo) en laminados de material compuesto y permite comparar el rendimiento de diferentes tipos de laminado. Una revisión de varias aplicaciones de este ensayo se puede encontrar en [1, 2].

En [3], siguiendo a [4, 5, 6, 7, 8], se desarrolla un modelo

analítico para obtener los campos de tensión y desplazamiento en la interfase entre las dos láminas (vigas) del ensayo. En los estudios mencionados se utiliza el modelo de viga de Euler-Bernoulli para simular las dos vigas en voladizo que se unen a través de una interfase elástica lineal (interfase tipo Winkler) que representa la capa adhesiva. El Modelo de Interfase Elástica-Lineal Frágil (LEBIM por sus siglas en inglés) ha sido ampliamente estudiado ([9, 10, 11, 12, 13, 14, 15], entre muchos otros) para caracterizar el inicio y la propagación del daño en este tipo de interfases, donde los desplazamientos y las tensiones son proporcionales en cada punto. Sin embargo, una interfase modelada con LEBIM tiene acoplado tres características mecánicas: la rigidez, la energía crítica de fractura y la resistencia crítica, debido a esta restricción el LEBIM puede no caracterizar adecuadamente algunas uniones. Otra desventaja del LEBIM es que considera una propagación infinitesimal del daño, de manera similar a la Mecánica de la Fractura Lineal Elástica (LEFM) de

Griffth. Sin embargo, en algunos procesos de fractura, el fallo ocurre instantáneamente, lo que lleva al crecimiento de una grieta con una longitud finita. Debido a estos dos hechos, el Criterio Acoplado de Mecánica de Fractura Finita (CC-FFM) ([16, 17, 18, 19]) se ha incorporado en el LEBIM (CCFFM+LEBIM) ([20, 21, 22, 23, 24, 3]) para mejorar la predicción del daño en este tipo de interfases. El Criterio Acoplado combina dos criterios utilizados tradicionalmente por separado en materiales frágiles y quasi-frágiles: el criterio de tensión y el criterio de energía, siendo cada uno de ellos una condición necesaria pero no suficiente para que se inicie o propague una grieta. Actualmente, existen dos enfoques CC-FFM:

- El primer enfoque se basa en la definición de las curvas que se obtienen del criterio tensional y del criterio energético. El cumplimiento de ambas condiciones produce la formulación del criterio acoplado de [16]. Con este enfoque, el criterio acoplado aplicado al LEBIM implicaría la integración de la Tasa de Liberación de Energía (ERR por sus siglas en inglés) a lo largo del fallo de la interfase.
- Por otro lado, el segundo enfoque se basa en el Principio de Mínima Energía Total sujeta a una Condición de tensión (PMTE-SC) presentado por [25]. Este enfoque se basa en la minimización energética de las posibles configuraciones dañadas del problema en estudio.

El objetivo de este trabajo es el estudio comparativo entre estos dos enfoques alternativos del CC-FFM aplicados al LEBIM en el ensayo del DCB.

2. CCCFM+LEBIM EN EL ENSAYO DCB

Como se ha mencionado en la sección anterior, en este trabajo la comparación de los dos procedimientos del CCCFM+LEBIM se realiza en el ensayo DCB bajo control en carga y representado en la Fig. 1. La elección de este caso está justificada por ser un ensayo ampliamente conocido y producir un crecimiento de la grieta en modo I puro. Estas características permiten una comparación adecuada de los dos procedimientos.

En el LEBIM las interfases o uniones adhesivas se modelan usando una distribución continua de muelles, donde las tensiones y los desplazamientos relativos son proporcionales en cada punto de la interfase, cumpliéndose que $\sigma(x) = k_n \delta_n(x)$, donde k_n es la rigidez normal de la interfase, $\sigma(x)$ las tensiones normales y $\delta_n(x)$ los desplazamientos normales en cualquier punto “x” de la interfase no dañada [15, 14], tal y como se representa en la Fig. 1.

Por tanto, el criterio de tensión se evalúa antes del inicio del daño en toda la superficie donde se espera que la frac-

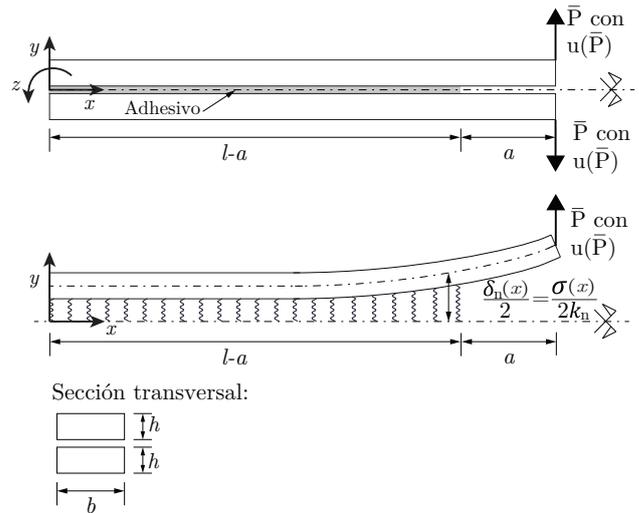


Figura 1: Configuración de ensayo DCB. La barra sobre P significa que la condición impuesta es en carga y $u(\bar{P})$ es el desplazamiento producido por la carga \bar{P} .

tura se inicie o se propague. Sin embargo, en este método, como el criterio acoplado se aplica a interfaces elásticas, el criterio de tensión se impone para todos los puntos no dañados “x” de la interfase del problema. El objetivo es localizar uno o varios segmentos finitos de la interfase que pueden dañarse, p. ej. de $x = 0$ a $x = \Delta a$, que cumplen el criterio de tensión. Siguiendo la formulación adimensional y general introducida en [25, 19, 26], el criterio tensional (puntual) se puede escribir para el problema propuesto como:

$$\frac{\sigma_{nom}}{\sigma_c} \geq s(x) \stackrel{\text{def}}{=} \frac{1}{\hat{\sigma}(x)} \quad \forall x \in [0, \Delta a], \quad (1)$$

$$\text{con } \hat{\sigma}(x) = \frac{\sigma(x)}{\sigma_{nom}},$$

donde σ_{nom} es la tensión nominal aplicada que depende de cada problema y σ_c la resistencia a tracción de la interfase. Para este caso específico se ha optado por definir la tensión nominal como

$$\sigma_{nom} = \frac{\bar{P}}{b l_{ch}} \quad \text{con } l_{ch} = \sqrt[4]{\frac{E' h^3}{6 k_n}}. \quad (2)$$

donde l_{ch} es una longitud característica del problema que relaciona la rigidez de la viga con la de la interfase y que depende de: E' , el módulo elástico para condiciones de deformación plana; k_n , la rigidez de la interfase, y h , el espesor de las vigas en voladizo. Se destaca que esta longitud característica es similar a la propuesta por otros autores [6, 7], y ampliamente referenciada en la bibliografía.

Además del criterio tensional, para iniciar o propagar una grieta en la interfase por un incremento finito de su lon-

gitud $\Delta a > 0$, se debe cumplir la siguiente condición de balance energético

$$-\Delta\Pi(\Delta a) \geq \Delta R(\Delta a), \quad (3)$$

donde los lados izquierdo y derecho se definen como el decremento de la energía potencial y el incremento de la energía disipada, respectivamente, en un avance de grieta finito (típicamente instantáneo) Δa . La energía liberada en el proceso de fractura se puede calcular mediante varios métodos, y la forma de calcularlo dependerá del enfoque CC-FFM utilizado. Por ejemplo, calculando la integral de la ERR considerando una grieta virtual que crece en la parte de interfase definida por Δa [15, 21, 23], o la disminución de la energía potencial al restar las energías potenciales antes y después del fallo de la interfase [25].

Siguiendo a [25, 19, 26], la condición del criterio energético para materiales elásticos lineales se puede escribir en términos de funciones adimensionales de la siguiente forma

$$\frac{\sigma_{\text{nom}}^2 l_{\text{ch}}^2}{2k_n} \Delta\hat{\Pi}(\Delta a) \geq G_{\text{Ic}} l_{\text{ch}}^2 \Delta\hat{R}(\Delta a), \quad (4)$$

donde l_{ch} es una longitud característica del problema, $\Delta a = \frac{\Delta a}{l_{\text{ch}}}$, σ_{nom} es la tensión nominal aplicada (considerada en el criterio de tensión), G_{Ic} es la energía crítica de fractura en modo I puro de la interfase y, por último, $\hat{\Pi}(\Delta a)$ y $\hat{R}(\Delta a)$ son funciones adimensionales que representan la energía potencial y la disipada del problema, respectivamente. Si expresamos el balance energético a través de la tensión nominal elegida para este problema, Eq. (2), este balance energético se puede reescribir como:

$$\frac{\bar{P}^2}{b^2 l_{\text{ch}}^2 2k_n} \Delta\hat{\Pi}(\Delta a) \geq G_{\text{Ic}} \Delta\hat{R}(\Delta a), \quad (5)$$

Por tanto, siguiendo la formulación del CC-FFM introducida en [19], la función adimensional $g(\Delta a)$ se puede definir como

$$g(\Delta a) = \frac{\Delta\hat{R}(\Delta a)}{-\Delta\hat{\Pi}(\Delta a)}. \quad (6)$$

Como se ha indicado anteriormente, en el CCFFM + LEBIM, la resistencia a tracción, la energía crítica y la rigidez de la interfase quedan desacopladas. Por esta razón, [20] propone representar la relación de estas propiedades mecánicas de la interfase a través del parámetro adimensional μ :

$$\mu = \frac{2G_{\text{Ic}} k_n}{\sigma_c^2} \quad (7)$$

el cual caracteriza la fragilidad o ductilidad de la interfase en modo I en el CCFFM + LEBIM [21, 23, 24].

Finalmente, el criterio de energía se puede reescribir como

$$\frac{\sigma_{\text{nom}}}{\sigma_c} \geq \sqrt{\mu g(\Delta a)} \quad \text{ó} \quad \frac{\bar{P}}{b l_{\text{ch}} \sigma_c} \geq \sqrt{\mu g(\Delta a)} \quad (8)$$

Si el criterio tensional de la Eq. (1) se expresa en función del segmento finito adimensional de la grieta, Δa , y del valor de la tensión nominal del problema, como en el criterio de energía de la Eq. (8), el CCFFM aplicado al LEBIM se puede escribir como

$$\frac{\bar{P}_f}{b l_{\text{ch}} \sigma_c} = \min_{\Delta a} \max \{s(\Delta a), \sqrt{\mu g(\Delta a)}\}, \quad (9)$$

donde \bar{P}_f es la carga mínima aplicada en el extremo de la viga que satisface ambos criterios y produce un avance de grieta de longitud $\Delta a_c = \Delta a$.

La expresión definida en (9) corresponde al CC-FFM aplicado al LEBIM por el método del estudio de las de la curvas que generan el criterio de tensión, representado por la función $s(\Delta a)$, y el criterio de energía representado por la función $\sqrt{\mu g(\Delta a)}$.

Como alternativa al estudio de las funciones $s(\Delta a)$ y $\sqrt{\mu g(\Delta a)}$, en [25] se presenta el PMTE-SC para predecir el inicio y/o el crecimiento de grietas mediante incrementos finitos de la longitud de la grieta en una interfase elástica lineal en el marco del CC-FFM. Este enfoque parece más versátil que la metodología anterior para resolver problemas complejos de fractura. Esto se debe principalmente a que el PMTE-SC es más adecuado para una implementación computacional general de un procedimiento de pasos de tiempo y es capaz de abordar problemas donde existe una competencia entre el inicio y la propagación entre varias grietas. Además, la energía total se puede formular como una función convexa 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. De acuerdo con [25], el PMTE-SC se puede formular mediante la siguiente minimización:

$$\min_{\Delta a \subset A_\sigma} \Delta\Pi(\Delta a) + \Delta R(\Delta a), \quad (10)$$

donde, como en la Eq. (3), $\Delta\Pi(\Delta a)$ es el incremento de la energía potencial del sistema y $\Delta R(\Delta a)$ es la energía disipada debido a un avance de grieta (posiblemente finito) en la interfase Δa . En aras de la generalidad, Δa se entiende en la Eq. (10) como un subconjunto de la interfase Γ_c , es decir, $\Delta a \subset \Gamma_c$, posiblemente estando compuesto por uno o varios daños conectados. Δa define un posible avance de la grieta, representando el conjunto de puntos sobre Γ_c que van a ser dañados en este avance de fisura. $A_\sigma \subset \Gamma_c$ es el subconjunto de todos los puntos (todavía) no dañados en Γ_c donde se cumple el criterio puntual de tensión definido en la Eq. (1) antes de que ocurra el avance de grieta considerado.

3. COMPARACIÓN DE LOS DOS ENFOQUES DEL CCFM+LEBIM EN UN ENSAYO DE DCB CON CONTROL EN CARGA

Con base a los conceptos teóricos expuestos en [3] para este caso específico del ensayo DCB bajo control en carga, se va a comparar los resultados obtenidos mediante los dos procedimientos anteriormente descritos: el estudio de la intersección de las curvas del criterio energético y tensional y el PMTE-SC. Para llevar a cabo esta comparación se ha utilizado las características mecánicas y geométricas del ensayo descritas en la Tabla 1.

Tabla 1: Características mecánicas y geométricas utilizadas para el análisis de daño en el ensayo de DCB.

	$l(\text{mm})$	$h(\text{mm})$	$a_0(\text{mm})$	$E(\text{GPa})$	ν
Láminas	237	1.5	0	135	0.3
$k_n(\text{MPa}/\mu\text{m})$					
Adhesivo	0.30				
Longitud característica: $l_{ch}=4.08388\text{mm}$					
Parámetro adimensional: $\lambda=58.033$					

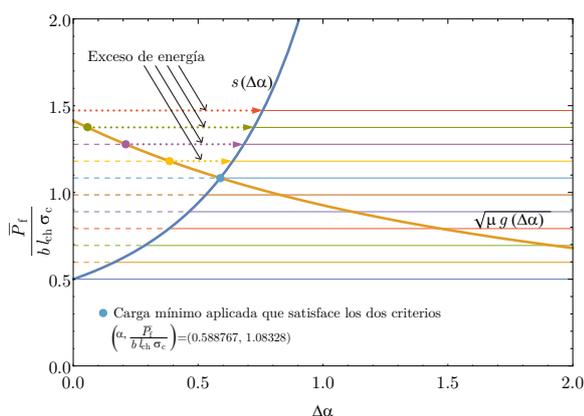


Figura 2: Resultados de $\Delta\alpha_c$ y \bar{P}_f mediante el estudio de las funciones $s(\Delta\alpha)$ y $\sqrt{\mu}g(\Delta\alpha)$. Las líneas horizontales representan las cargas adimensionales aplicadas $\frac{\bar{P}}{b l_{ch} \sigma_c}$ incluidas en la Fig. 3. Se han respetado los colores de cada carga en cada figura para facilitar la comparación con la metodología del PMTE-SC.

En la Fig.2 se representan las curvas de las funciones del criterio tensional de la Eq. (1) y del criterio energético de la Eq. (8) para $\mu = 8$. Se puede observar que el criterio energético parte con pendiente negativa, por encima del criterio tensional, y por tanto, la carga mínima que satisface ambos criterios, según la Eq. (9), viene dada por la intersección de las dos curvas. Esto produce un inicio instantáneo de un nuevo segmento finito de la grieta $\Delta\alpha_c$ para una carga específica \bar{P}_f . Es decir, tanto $\Delta\alpha_c$ como \bar{P}_f están definidos por la intersección de estas dos curvas.

Además de las curvas del criterio tensional y energético, se han añadido once líneas horizontales que coinciden con los valores y colores de $\frac{\bar{P}}{b l_{ch} \sigma_c}$ utilizados en la Fig. 3 que representa la metodología del PMTE-SC para facilitar la comparación entre los dos métodos. Los valores de $\frac{\bar{P}}{b l_{ch} \sigma_c}$ representan la carga impuesta al final de las vigas en voladizo y varían de 0.5 a 1.47, en intervalos de 0.097. La intersección de estas líneas horizontales con la curva $s(\Delta\alpha)$ se indica mediante el cambio de líneas discontinuas a continuas. Estas líneas discontinuas definen, para cada valor de $\frac{\bar{P}}{b l_{ch} \sigma_c}$, la longitud de la región $\Delta\alpha$ que satisface el criterio tensional. Las longitudes de las regiones sometidas a esfuerzos suficientemente altos coinciden perfectamente con el final de las líneas discontinuas en la Fig. 3. Es interesante notar que desde la séptima línea horizontal (azul claro) las siguientes líneas horizontales también interceptan la curva del criterio de energía con valores superiores al criterio tensional. Este punto azul claro define la carga mínima que satisface ambos criterios. Cabe destacar que todas las cargas más altas producen un exceso de energía que conduce a un crecimiento inestable de la grieta en la interfase y se representa mediante las líneas punteadas dentro de las líneas discontinuas.

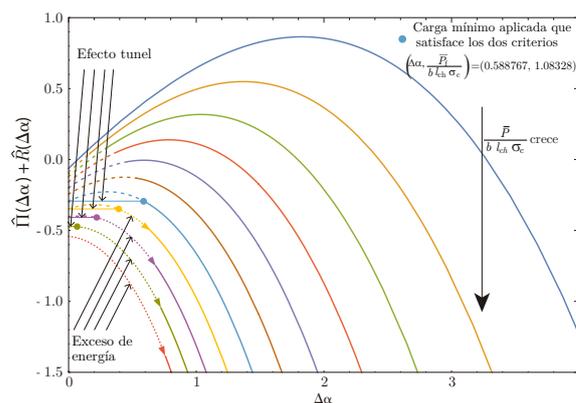


Figura 3: Función de energía total $\hat{\Pi}(\alpha) + \hat{R}(\alpha)$ para varias cargas adimensionales aplicadas incluidas en la Fig. 2. Se han respetado los colores de cada carga en cada figura para facilitar la comparación con la metodología de curvas. La parte punteada de una curva representa la región de interfase de longitud α que cumple el criterio tensional.

Para explicar el procedimiento PMTE-SC en el ensayo DCB, la Fig. 3 muestra la función $\hat{\Pi}(\alpha) + \hat{R}(\alpha)$, para las características geométricas y mecánicas descritas en la Tabla 1 y con $\mu = 8$, al igual que el procedimiento anterior. Se utilizan los once mismos valores de $\frac{\bar{P}}{b l_{ch} \sigma_c}$ que en la Fig.2. Se observa que para valores crecientes de $\frac{\bar{P}}{b l_{ch} \sigma_c}$, los valores iniciales de la energía total, al igual que los máximos de las curvas, disminuyen. La zona de posible fractura en la interfase debido al criterio tensional de la Eq. (1) se representa por una línea discontinua. Por tanto, la grieta sólo sería posible si se produce un efecto túnel en la barrera de energía total para un $\Delta\alpha$ específica que

verificase que $\hat{\Pi}(\Delta\alpha) + \hat{R}(\Delta\alpha) = \hat{\Pi}(0) + \hat{R}(0)$, si todos los puntos de interfase ξ , $\lambda - \alpha \leq \xi \leq \lambda$, cumplieran el criterio tensional.

Como era de esperar, al aumentar $\frac{\bar{P}}{b l_{cb} \sigma_c}$ la zona que satisface el criterio tensional (zona discontinuas de las curvas) también aumenta, desde la primera curva, donde ningún punto que satisface el criterio tensional, hasta la última curva, que permite la mayor zona de fractura posible. Si bien esta zona aumenta con la carga aplicada, se puede observar que en las primeras seis curvas no puede ocurrir el fallo de la interfase según el PMTE-SC, ya que $\Delta\hat{\Pi}(\Delta\alpha) + \Delta\hat{R}(\Delta\alpha) > 0$ para el mayor valor de $\Delta\alpha$ que cumple el criterio tensional. Sin embargo, la carga asociada a la séptima curva (azul claro) permite el inicio de una grieta mediante un efecto túnel a través de la barrera de energía total porque $\Delta\hat{\Pi}(\Delta\alpha_c) + \Delta\hat{R}(\Delta\alpha_c) = 0$. Cabe destacar que esta configuración representa la carga mínima aplicada que satisface los criterios de tensión y de energía, al igual que el procedimiento de la intersección de las curvas representado en la Fig.3. En las siguientes tres curvas, las cargas aplicadas permiten el daño debido al efecto túnel a través de la barrera de energía total y el subsiguiente crecimiento inestable de grietas debido a un exceso de energía, porque $\Delta\hat{\Pi}(\Delta\alpha) + \Delta\hat{R}(\Delta\alpha) < 0$.

4. CONCLUSIONES

En el presente estudio se presenta una visión del criterio acoplado de la Mecánica de la Fractura Finita (CC-FFM) mediante el análisis de dos enfoques alternativos: (a) el método tradicional basado en la intersección de las curvas de los criterios de tensión y energía y (b) el novedoso Principio de Mínima Energía Total sujeta a una Condición de Tensión (PMTE-SC). Se destaca que el CC-FFM asume la posibilidad de que un mecanismo de daño puede conducir a la aparición de un nuevo segmento finito de grieta. Por tanto, libera la hipótesis de Griffith que asume que el crecimiento de grietas es infinitesimal.

Estos dos enfoques del CC-FFM se aplican al conocido ensayo DCB para materiales isótropo con una capa delgada de adhesivo. Para esto, se utiliza una solución analítica basadas en el modelo de vigas de Euler-Bernoulli unidas por una interfase LEBIM y presentadas en [3]. Y posteriormente, se comparan los resultados de los dos procedimientos expuestos. El objetivo principal del estudio es analizar el PMTE-SC para la predicción del inicio y la propagación del daño. Los presentes resultados abren nuevas posibilidades para este método, ya que este enfoque podría ser más versátil cuando se implemente en códigos FEM mediante un esquema de pasos de carga incremental, y podría aplicarse a configuraciones más complejas que incluyen múltiples grietas que se inician y propagan en modo mixto (y no solo modo I como en el presente estudio).

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean expresar su agradecimiento al Dr. Christos Panagiotopoulos (Universidad Helénica Mediterránea, Grecia) por estimular esta investigación y debates productivos. El presente trabajo ha sido financiado por el Ministerio de Ciencia, Innovación y Universidades de España y el Fondo Europeo de Desarrollo Regional (Proyecto PGC2018-099197-B-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] AC. Garg. Delamination - A damage mode in composite structures. *Engineering Fracture Mechanics*, 29:557-584, 1988.
- [2] TE. Tay. Characterization and analysis of delamination fracture in composites: An overview of developments from 1990 to 2001. *Applied Mechanics Reviews*, 56:1-31, 2003.
- [3] M. Muñoz Reja and L. Mantič, V. and 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, 2022.
- [4] O. Volkersen. Die Nietkraftverteilung in Zugbeanspruchten Nietverbindungen mit Konstanten Laschen-querschnitten. *Luftfahrtforschung*, 15:4-47, 1938.
- [5] M. Goland and E. Reissner. The stresses in cemented joints. *Journal of Applied Mechanics*, 11:A17-A27, 1944.
- [6] M. F. Kanninen. An augmented double cantilever beam model for studying crack propagation and arrest. *International Journal of Fracture*, 9:83-92, 1973.
- [7] 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.
- [8] L. Škec, G. Alfano, and G. Jelenić. Complete analytical solutions for double cantilever beam specimens with bi-linear quasi-brittle and brittle interfaces. *International Journal of Fracture*, 215:1-37, 2019.
- [9] L. Prandtl. A thought model for the fracture of brittle solids. *Zeitschrift für Physik Angewandte Mathematik und Mechanik*, 13(2):129-133, 1933.
- [10] VM. Entov and RL. Salganik. On the Prandtl

- brittle fracture model. *Mechanics of Solids*, 3:79–89, 1968. (translated from Russian).
- [11] S. Lenci. Analysis of a crack at a weak interface. *International Journal of Fracture*, 108:275–290, 2001.
- [12] A. Carpinteri, P. Cornetti, and N. Pugno. Edge debonding in FRP strengthened beams: Stress versus energy failure criteria. *Engineering Structures*, 31:2436–2447, 2009.
- [13] 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.
- [14] 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.
- [15] 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.
- [16] D. Leguillon. Strength or toughness? a criterion for crack onset at a notch. *European Journal of Mechanics A/Solids*, 21:61–72, 2002.
- [17] D. Taylor, P. Cornetti, and N. Pugno. The fracture mechanics of finite crack extension. *Engineering fracture mechanics*, 72:1021–1038, 2005.
- [18] 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.
- [19] V. Mantič. Interface crack onset at a circular cylindrical inclusion under a remote transverse tension. Application of a coupled stress and energy criterion. *International Journal of Solids and Structures*, 46:1287–1304, 2009.
- [20] P. Cornetti, V. Mantič, and A. Carpinteri. Finite Fracture Mechanics at elastic interfaces. *International Journal of Solids and Structures*, 49:1022–1032, 2012.
- [21] 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.
- [22] M. Muñoz Reja, L. Távara, and V. Mantič. Convergence of the BEM Solution Applied to the CCFM for LEBIM. *Key Engineering Materials*, 774:355–360, 2018.
- [23] 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.
- [24] M. Muñoz Reja, L. Távara, V. Mantič, and P. Cornetti. A numerical implementation of the Coupled Criterion of Finite Fracture Mechanics for elastic interfaces. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 108, 2020.
- [25] V. Mantič. Prediction of initiation and growth of cracks in composites. Coupled stress and energy criterion of the finite fracture mechanics (Keynote lecture). In *Proceedings of the 16th European Conference on Composite Materials (ECCM16)*, F. París (Ed.), 2014. <http://www.escm.eu.org/eccm16/assets/1252.pdf>.
- [26] 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.

IMPLEMENTACIÓN COMPUTACIONAL DEL PRINCIPIO DE MÍNIMA ENERGÍA TOTAL SOMETIDO A UNA CONDICIÓN DE TENSIÓN (PMTE-SC) DEL CRITERIO ACOPLADO DE LA MECÁNICA DE LA FRACTURA FINITA APLICADO AL LEBIM

M. Muñoz-Reja, V. Mantič, L. Távora*

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 Criterio Acoplado de la Mecánica de la Fractura Finita (CC-FFM) se ha aplicado tradicionalmente minimizando la carga necesaria para satisfacer los criterios de tensión y energía con respecto al tamaño de avance de la grieta, una variable desconocida a priori. Específicamente, este procedimiento minimiza la envolvente de las curvas de los criterios de tensión y energía. En general, este método conduce a un problema de minimización no suave y no convexo cuya solución es bastante fácil en el caso de una grieta que avanza en 2D, pero su implementación computacional general, fiable y robusta para muchas grietas que avanzan a la vez puede ser muy difícil de resolver. Con el objetivo de desarrollar una herramienta computacional general basada en el CC-FFM, una nueva metodología computacional basada en el Principio de Mínima Energía Total sujeto a una Condición de Tensión (PMTE-SC por sus siglas en inglés) fue propuesta por Mantič (2014), que incluye una representación discontinua de grietas y es básicamente equivalente a la formulación original de CC-FFM. En este trabajo se utiliza una herramienta computacional basada en el PMTE-SC implementada en el código FEM Abaqus® para predecir la aparición y propagación de grietas en las interfases tipo Winkler (muelles). El objetivo principal de este trabajo es comparar los resultados del código desarrollado con los resultados analíticos del ensayo de doble viga en voladizo (DCB por sus siglas en inglés).

PALABRAS CLAVE: Modelo de Interfase Elástica-Lineal Frágil (LEBIM), Criterio Acoplado; Mecánica de la Fractura Finita (FFM), ensayo de doble viga en voladizo (DCB), minimización de energía total

ABSTRACT

The Coupled Criterion of Finite Fracture Mechanics (CC-FFM) has traditionally been applied by minimizing the load necessary to satisfy both the stress and energy criteria with respect to the a priori unknown variable of the crack advance length. Specifically, such procedure minimizes the envelope of the curves of the stress and energy criteria. In general, this procedure leads to a non-smooth and non-convex minimization problem whose solution is quite ease in the case one advancing crack in 2D, but its general, reliable, and robust computational implementation for several advancing cracks, whose paths might be a priori unknown, seems to be very difficult. With the aim of developing a general computational tool based on the CC-FFM, Mantič (2014) introduced a new computational methodology based on the Principle of Minimum Total Energy subjected to a Stress Condition (PMTE-SC) with discontinuous representation of cracks, which is basically equivalent to the original formulation of CC-FFM. While the classical approach minimizes the load required to meet the two criteria, PMTE-SC minimizes the total energy for a given load in a load-stepping procedure. In this work, a computational tool based on the PMTE-SC implemented in the FEM code Abaqus® is used to predict the onset and propagation of cracks in Winkler (spring) interfaces. The main objective of this research is to compare the results of the developed code with the analytical results of Double Cantilever Beam tests.

KEYWORDS: Linear Elastic Brittle Interface Model (LEBIM), coupled criterion; Finite Fracture Mechanics (FFM), double cantilever beam test (DCB), total energy minimization

1. INTRODUCCIÓN

Aunque la base de la teoría de la Mecánica de la Fractura Elástica Lineal (LEFM) sigue siendo esencial hoy en día para explicar los conceptos más avanzados de la Mecánica de Fractura de materiales frágiles, existen algunas evidencias que no pueden ser explicadas a través de esta teoría. Por ejemplo, el LEFM funciona bien para estructuras agrietadas con grietas suficientemente grandes,

pero el criterio de Griffith no puede predecir el inicio de la grieta o la propagación de grietas pequeñas. La Mecánica de Fractura Finita (FFM por su siglas en inglés) quiere dar respuesta a aquellos casos en los que el LEFM no puede hacerlo, ya que se basa en que el daño se produce instantáneamente con una longitud finita, después de la coalescencia abrupta de defectos para un valor crítico de tensión. Por tanto, el FFM no mantiene la hipótesis de Griffith que asume que el crecimiento de grietas es infini-

tesimal y permite predecir el inicio de la fractura con un segmento finito de grieta.

Bajo esta hipótesis del FFM, Leguillon [1] propuso el criterio acoplado de la Mecánica de Fractura Finita (CC-FFM por sus siglas en inglés), que combina dos criterios tradicionalmente utilizados por separado en materiales frágiles y cuasi-frágiles: el criterio de tensión y el criterio de energía. Ya que el primero se usa comúnmente para predecir daño sin singularidades de tensión, y el criterio de energía se emplea en presencia de grietas. Sin embargo, Leguillon postuló que la condición necesaria y suficiente para el inicio de una grieta finita es el cumplimiento simultáneo de los dos criterios de forma incremental: tensional y energético. [1, 2, 3, 4, 5] y [6], entre otros, han presentado evidencias experimentales que respaldan la hipótesis de Leguillon.

El criterio energético del CC-FFM ha sido aplicado tradicionalmente por la relación entre la Tasa de Liberación de Energía (ERR por sus siglas en inglés), y la variación de la energía potencial en los casos de comportamiento elástico lineal del material. Ya que la variación de energía potencial producida cuando se forma una nueva superficie se puede obtener integrando la ERR en la superficie. Sin embargo, este método para obtener la energía necesaria para producir la grieta puede ser difícil de aplicar en algunos casos, especialmente donde no es conocida la trayectoria de la grieta y haciendo considerablemente complejo minimizar la energía del sistema. Por esta razón, Mantič [7] presenta una nueva propuesta basada en el Principio de Mínima Energía Total sujeto a una Condición de Tensión (PMTE-SC) para aplicar el criterio acoplado con un procedimiento más general, donde el criterio energético es calculado a partir de la energía de deformación almacenada antes y después del inicio del daño. El PMTE-SC parece más adecuado para una implementación computacional general con un procedimiento de pasos de carga lo que permite analizar problemas de competencia entre el inicio y la propagación de varias grietas. Además, la energía total se puede formular como dos funciones convexas por separado en términos de los campos de desplazamiento y de fallo, lo que permite aplicar algoritmos de optimización eficientes y estables para minimizar la energía total. Los autores han desarrollado un algoritmo basado en la propuesta [7] utilizando el código comercial FEM Abaqus® para predecir la aparición y propagación de grietas en las interfaces tipo Winkler (muelles), que son modeladas a través del Modelo de Interfase Elástica-Lineal Frágil (LEBIM por sus siglas en inglés) estudiadas en trabajos anteriores por los autores (LEBIM) [8, 9, 10]. El objetivo principal de este trabajo es la puesta a prueba de esta nueva herramienta computacional a través del conocido ensayo de doble viga en voladizo (DCB), cuyo estudio analítico ha sido previamente desarrollado por los autores en [11].

2. PRESENTACIÓN DEL PMTE-SC APLICADO AL LEBIM EN EL ENSAYO DCB

El CC-FFM ([1, 2, 3, 12]) se ha incorporado a LEBIM (CCFFM+LEBIM) por diversos autores para mejorar la capacidad de caracterización del daño en la interfase entre dos sólidos ([13, 14, 15, 16, 17, 11]). Originalmente, el CCFFM+LEBIM estudiado hasta ahora, se basa en la definición del criterio tensional y del criterio energético que produce la formulación del criterio acoplado del Leguillon [1]. Con este enfoque, el CCFFM+LEBIM calcula la integración de la Tasa de Liberación de Energía (ERR por sus siglas en inglés) a lo largo del fallo de la interfase ([13, 14, 15, 16, 17]). Sin embargo, los autores en [11] presentan un estudio analítico del conocido ensayo DCB donde utilizan el PMTE-SC para predecir la carga de fallo, así como la longitud de la fractura, para dos configuraciones diferentes: un ensayo en control en carga y otro ensayo con control en desplazamiento. En ese estudio se utiliza el modelo de viga de Euler-Bernoulli para modelar las láminas (vigas) que se unen a través de una interfase LEBIM que representa la capa adhesiva. En este trabajo se usa la solución de [11] para verificar la herramienta computacional desarrollada por los autores y basada en la nueva formulación del criterio acoplado introducida en [7] que redefine el CC-FFM como:

$$\min_{\Delta a \subset A_\sigma} \Pi(\Delta a) + R(\Delta a), \quad (1)$$

donde $\Pi(\Delta a)$ es la energía potencial del sistema y $R(\Delta a)$ es la energía disipada después de un avance del daño en la interfase Δa (nueva superficie de grieta en la interfase). $A_\sigma \subset \Gamma_c$ es el conjunto de todos los puntos de interfase (Γ_c) donde se satisface el criterio puntual de tensión definido como

$$\frac{\sigma_{nom}}{\sigma_c} \geq s(x) \stackrel{\text{def}}{=} \frac{1}{\hat{\sigma}(x)} \quad \forall x \in A_\sigma, \quad (2)$$

$$\text{con } \hat{\sigma}(x) = \frac{\sigma(x)}{\sigma_{nom}},$$

donde σ_{nom} es la tensión nominal aplicada que depende de cada problema y σ_c la resistencia a tracción de la interfase. Específicamente en el caso de estudio de este trabajo, la tensión nominal dependerá de \bar{P} , que es la carga externa aplicada al DCB, Fig. 1.

Note que el criterio tensional definido en (2) debe ser evaluado antes del avance de grieta y arroja como resultado el conjunto de todas las posibles $\Delta a \subset \Gamma_c$ que representa el conjunto de puntos que pueden dañarse en este avance de la grieta. La idea clave detrás de esta formulación es que una nueva superficie de grieta solo puede aparecer en aquellas regiones donde se aplican tensiones suficientemente altas antes de que ocurra la fractura. El criterio tensional (SC) funcionaría como un filtro para el

PMTE ya que en algunos casos este criterio, sin considerar una condición de tensión, podría predecir erróneamente la propagación de una grieta para cargas aplicadas demasiado bajas, por ejemplo, en la prueba de una barra sometida a carga de tracción, discutida por [1].

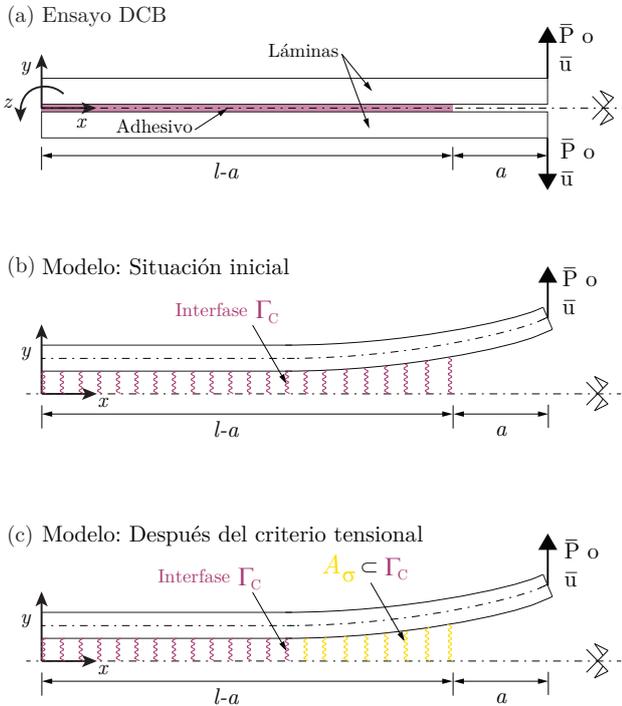


Figura 1: (a) esquema del ensayo DCB con control en carga; (b) puntos no dañados de la interfase Γ_C , y (c) representación de A_σ (el conjunto de puntos que satisfacen el criterio de tensión puntual)

La Fig. 1 y la Fig. 2 representan un esquema del proceso de cálculo en el que se basa el algoritmo desarrollado y aplicado al ensayo que se ha utilizado para verificar el código. La Fig. 1 (a) representa el DCB bajo control en carga (\bar{P}), y en las Figs. 1 (b) y (c) se representan esquemáticamente el conjunto A_σ obtenido después de la aplicación del criterio tensional, para el problema elástico plano que incluye una interfase (Γ_C) representada en color morado. Para una carga externa dada \bar{P} , los puntos dañados a lo largo de Γ_C , cuya tensión normal es mayor que su resistencia crítica, se obtienen calculando un criterio tensional (2). Se debe tener en cuenta que el conjunto A_σ depende de la carga aplicada en cada caso y podría estar vacío ($A_\sigma = \emptyset$) para pequeñas cargas aplicadas. Sin embargo, A_σ no será un conjunto vacío cuando la carga externa sea lo suficientemente grande.

Una vez que se conoce el conjunto de puntos que pueden dañarse (en la Fig. 1 (c) A_σ se muestra en amarillo), es decir, qué puntos estarán activos al aplicar el principio de mínima energía total, las posibles nuevas superficies de grietas conducirán a la solución del problema de minimización anterior y dará como resultado a_{crit} que es la

longitud de grieta producida en un lugar determinado y para una carga externa fija.

Como indica [7], el PMTE-SC conduce a la búsqueda de un mínimo mediante la evaluación de la energía total después de conocer las nuevas superficies propuestas por el criterio tensional. Sin embargo, en problemas complejos, además de un mínimo global, pueden aparecer varios mínimos locales, los cuales, especialmente las cercanas a la configuración inicial, pueden dificultar alcanzar el mínimo global. Por esta razón, se debe tener especial cuidado al explorar posibles áreas dañadas dentro de A_σ . Por lo que en algunos problemas más complejos, se deben proponer subconjuntos de inicios de fracturas adecuados: $D_n \subset A_\sigma$ para $n \in [1, N]$. El número N debe estar dado, por ejemplo, por el número de lugares donde podría iniciarse el daño, o el número de sus posibles combinaciones, que se explorarán para la búsqueda del mínimo global de energía total.

Es adecuado definir una variable de daño, denotada aquí como ζ , que describe el daño en cada punto de la interfase, siendo 0 para un punto completamente dañado y 1 para uno sin daño. Esto significa que para un punto $x \in D_n$, la variable de daño asociada a este subconjunto inicial D_n desaparece en x , es decir, $\zeta_n(x) = 0$, mientras que para un punto y , en el subconjunto complementario, $A_\sigma \setminus D_n$, $\zeta_n(y) = 1$. Se puede esperar, para casos simples, que todos los D_n resulten en el mismo mínimo global. Por lo general, al menos el conjunto vacío \emptyset y el conjunto completo A_σ deben encontrarse entre los posibles subconjuntos D_n , como los utilizados en este trabajo y representados en Fig. 2, donde (a) y (b) corresponden al conjunto vacío (todos los puntos dentro de A_σ no están dañados) y el conjunto completo (todos los puntos en A_σ están dañados), respectivamente.

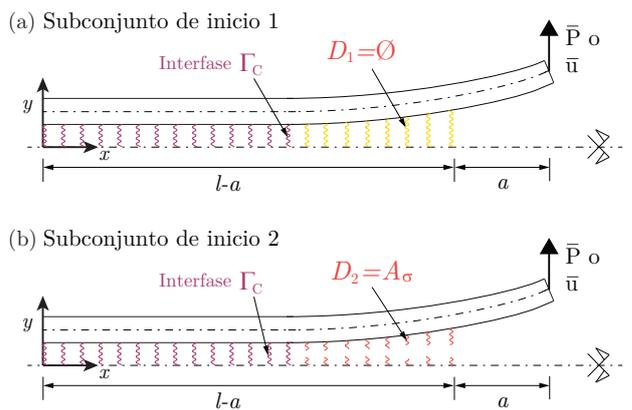


Figura 2: Ejemplos de los dos subconjuntos de inicio $D_n \subset A_\sigma$, utilizados en este trabajo.

Una vez definidas las N configuraciones de daño inicial, cada una de ellas se utiliza en un procedimiento de minimización para obtener el a_{crit} asociado a la configuración

con menor energía total. Es destacable que a_{crit} puede ser continuo o discontinuo a lo largo de los componentes de la interfase. También es posible que la energía mínima esté asociada a un avance sin grieta, es decir $a_{crit} = 0$, o viceversa a un avance máximo de grieta, es decir $a_{crit} = A_{\sigma}$.

El problema de minimización descrito en Eq. (1) también puede reescribirse en términos de la variación de energía desde un estado inicial a_0 (incluso si el daño existe previamente o no) hasta un estado final (es decir, después del fallo) a_{crit} . Cabe señalar que a partir de una configuración inicial a_0 (ya sea con o sin daño previo), un nuevo daño solo puede aparecer a lo largo de la interfase si $\Pi(\Delta a_0) + R(\Delta a_0) \geq \Pi(\Delta a_{crit}) + R(\Delta a_{crit})$. Por lo tanto,

$$\min_{\Delta a \in A_{\sigma}} \Delta \Pi(\Delta a) + \Delta R(\Delta a) \quad (3)$$

es equivalente a la Eq. (1), y se denomina en [7] como el principio (incremental) de máxima disminución de la energía total. Específicamente en este trabajo, por facilidad en el desarrollo del código utilizado se ha utilizado la siguiente minimización que es equivalente a (3):

$$\min_{\Delta a \in A_{\sigma}} \Pi(\Delta a) + \Delta R(\Delta a) \quad (4)$$

donde en cada paso se minimiza la energía potencial total de todo el sistema más la energía disipada en la nueva superficie.

3. RESULTADOS

Esta sección presenta los resultados numéricos obtenidos con el programa basado en el PMTE-SC desarrollado por los autores y descrito en la sección anterior. Además estos resultados se comparan con los obtenidos por los mismo autores de forma analítica en [11].

Para ello se ha utilizado un modelo discretizado en ABAQUS con elementos CPE4 (integración completa y deformación plana) y descrito en la Fig. 3. En esta figura se indican las características mecánicas y geométricas del modelo, la malla y las condiciones de contorno impuestas. Para este ensayo se aplica una carga \bar{P} cercana al valor que provoca el fallo del primer elemento utilizando el criterio tensional pero sin llegar realmente a la rotura de ningún elemento. A partir de esa carga impuesta el programa realizará la búsqueda de la carga que produce el fallo de uno o varios elementos, automáticamente, a través de un incremento de carga determinado por el usuario. En el ejemplo analizado, la carga impuesta se incrementa 0.5N en cada paso hasta que se produce una fractura finita a lo largo de la interfase. Para capturar la inestabilidad instantánea del problema, propio del control en carga, en cada salto de fractura finita, la carga aplicada se reinicia nuevamente, tomando un valor de carga cercano al que

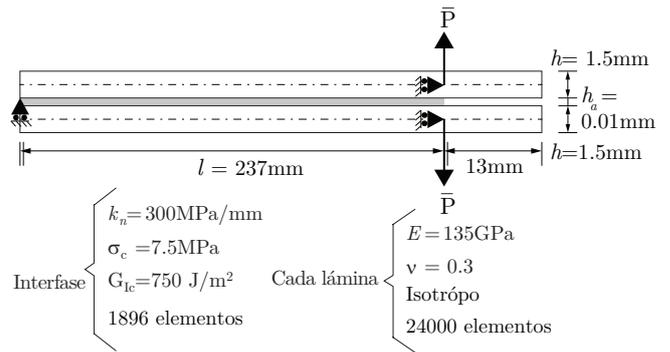


Figura 3: Modelo numérico del DCB bajo control de carga.

causará el daño en el siguiente elemento, como en el primer paso. En consecuencia, después de cada paso en el que se produce el daño de la interfase, se debe minimizar la variación de energía potencial más la disipación de energía, entre un paso y el siguiente.

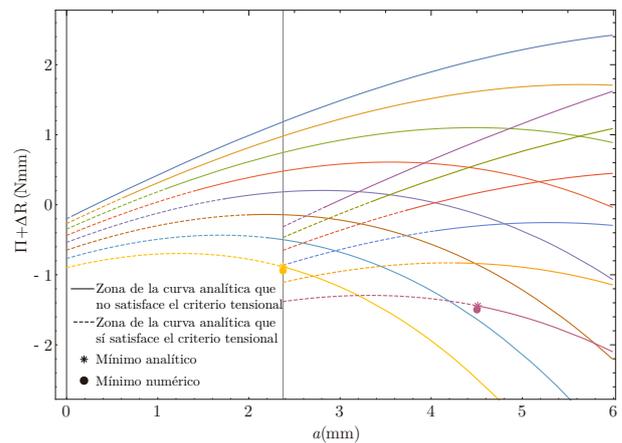


Figura 4: Curvas de $\Pi(a) + \Delta R(a)$ para distintas condiciones de cargas impuestas, \bar{P} . Las líneas discontinuas son la región de la interfase que satisface el criterio tensional. Los puntos son el mínimo de cada curva obtenida por el código numérico. Los asteriscos son el mínimo de una curva obtenida el método analítico de [11].

La Fig. 4 incluye las curvas $\Pi(a) + \Delta R(a)$ de los primeros dos pasos de carga de este ensayo. Estas curvas se calculan mediante la formulación analítica presentada en [11]. La zona discontinua de las líneas corresponde a la longitud de interfase que cumple el criterio tensional y la línea continua corresponde a la zona de interfase que no lo cumple. Los puntos y asteriscos representan el fallo de la interfase (si existe) en cada paso, calculada numérica y analíticamente, respectivamente. La Fig. 4 muestra que para los primeros siete pasos de carga, la carga impuesta no es lo suficientemente alta como para causar que el campo de tensión a lo largo de la interfase permita la formación del efecto túnel que provoca el fallo como indica

Mantič [7]. Sin embargo, en el octavo paso sí se produce el efecto túnel que permite el crecimiento de la grieta hasta una longitud de grieta a_{crit} , indicada por el punto amarillo. A partir de este punto amarillo se vuelve a cargar el sistema, paso a paso, hasta obtener el siguiente fallo, indicado por el punto morado. Es destacable que los mínimos obtenidos en los dos pasos, se corresponde con el mínimo de la curva que satisface el criterio tensional. Finalmente en la Fig.5 se muestra la curva Fuerza-desplazamiento obtenida.

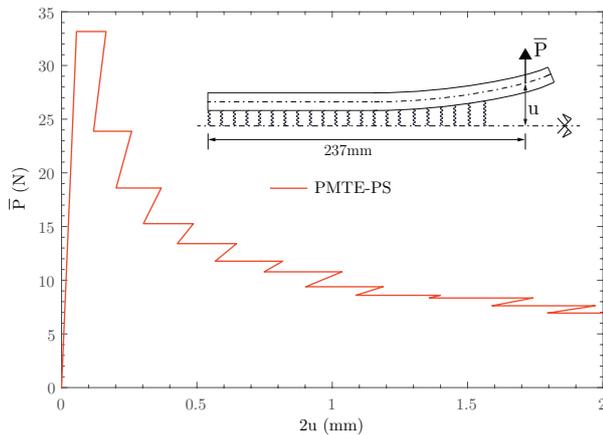


Figura 5: Curva carga-desplazamiento para el ensayo DCB bajo control de carga.

4. CONCLUSIONES

Se ha descrito el funcionamiento de un procedimiento que combinan el PMTE-SC y la formulación de LEBIM a través de un código comercial basado en FEM. Estos procedimientos abren nuevas posibilidades para estudiar 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 se el PMTE-SC se enmarca dentro del CC-FFM. Esto tiene la capacidad de permitir la aparición de varias grietas a la vez en un mismo problema.

El código numérico se ha aplicado con éxito a un problema ampliamente conocido y se ha demostrado que los resultados tienen muy buena concordancia con el modelo analítico desarrollados por los autores en [11].

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean expresar su agradecimiento al Dr. Christos Panagiotopoulos (Universidad Helénica Medi-

terránea, Grecia) por estimular esta investigación y debates productivos. El presente trabajo ha sido financiado por el Ministerio de Ciencia, Innovación y Universidades de España y el Fondo Europeo de Desarrollo Regional (Proyecto PGC2018-099197-B-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] D. Leguillon. Strength or toughness? a criterion for crack onset at a notch. *European Journal of Mechanics A/Solids*, 21:61–72, 2002.
- [2] D. Taylor, P. Cornetti, and N. Pugno. The fracture mechanics of finite crack extension. *Engineering fracture mechanics*, 72:1021–1038, 2005.
- [3] 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.
- [4] 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.
- [5] 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.
- [6] 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.
- [7] V. Mantič. Prediction of initiation and growth of cracks in composites. Coupled stress and energy criterion of the finite fracture mechanics (Keynote lecture). In *Proceedings of the 16th European Conference on Composite Materials (ECCM16)*, F. París (Ed.), 2014. <http://www.escm.eu.org/eccm16/assets/1252.pdf>.
- [8] 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.
- [9] 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.

- [10] 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.
- [11] M. Muñoz Reja and L. Mantič, V. and 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, 2022.
- [12] V. Mantič. Interface crack onset at a circular cylindrical inclusion under a remote transverse tension. Application of a coupled stress and energy criterion. *International Journal of Solids and Structures*, 46:1287–1304, 2009.
- [13] P. Cornetti, V. Mantič, and A. Carpinteri. Finite Fracture Mechanics at elastic interfaces. *International Journal of Solids and Structures*, 49:1022–1032, 2012.
- [14] 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.
- [15] M. Muñoz Reja, L. Távara, and V. Mantič. Convergence of the BEM Solution Applied to the CCFFM for LEBIM. *Key Engineering Materials*, 774:355–360, 2018.
- [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, L. Távara, V. Mantič, and P. Cornetti. A numerical implementation of the Coupled Criterion of Finite Fracture Mechanics for elastic interfaces. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 108, 2020.

NUMERICAL SIMULATION OF WC-Co HARDMETAL WITH MICROPLANE APPROACH AND REALISTIC MESHES

¹P. V. Sousa Machado, ¹F. Caner, ¹E. Jimenez Pique, ¹L. Llanes

¹ Centro de Integridad Estructural, Fiabilidad y Micromecánica de los Materiales.
Escola d'Enginyeria de Barcelona Est. Universitat Politècnica de Catalunya.
Av. Eduard Maristany, 16 08019 Barcelona

* Persona de contacto: pedro.vinicius.sousa@upc.edu

RESUMEN

Se puede utilizar análisis de elementos finitos para modelar el comportamiento de los metales duros a microescala y mejorar el rendimiento de las herramientas y superficies fabricadas con estos materiales. Para ello, se utilizan reconstrucciones tomográficas de la microestructura del WC-Co para construir mallas 3D reales, que capturan la verdadera naturaleza del material. Luego, se realizan simulaciones numéricas de micropilares en compresión y vigas con flexión de tres puntos con fisura utilizando modelos de microplanos definidos por separado para las fases de partículas y ligantes. El enfoque de microplano impone el equilibrio entre el tensor de tensión macroscópico y los vectores de tensión en diferentes planos de deformación inelástica en la microestructura utilizando el principio del trabajo virtual. Para el ligante cobalto, se utiliza el modelo de plasticidad J_2 de microplano, en el que la integración de los vectores de deformación plástica obtenidos en planos de diferentes orientaciones en la microestructura utilizando la plasticidad J_2 clásica produce el tensor de deformación plástica macroscópica. Para los carburos de tungsteno se emplea el modelo de microplano M7 recalibrado para adaptarse a su comportamiento mecánico. Se compara los resultados con experimentos de compresión de micropilares de muestras con diferentes contenidos de carburo de tungsteno. Además, se compara la energía de fractura obtenida en la simulación de flexión de tres puntos con datos experimentales. Se muestra buena concordancia entre simulaciones y datos experimentales.

PALABRAS CLAVE: Fractura, plasticidad, Micro-ensayos, Elementos finitos, Microplano

ABSTRACT

Finite element analysis can be used to model the behavior of hard metals at microscale and enhance the performance of tools and surfaces made of these materials. To this end, tomography reconstructions of the microstructure of the WC-Co are used to build realistic 3D meshes, which capture the true nature of the material. Then, numerical simulations of micropillars in compression and three-point-bend beams with a crack are carried out using microplane models defined separately for particle and binder phases. The microplane approach impose the equilibrium between the macroscopic stress tensor and the stress vectors on different planes of inelastic deformation in the microstructure using the principle of virtual work. For the cobalt binder, it is used the microplane J_2 -plasticity model, in which the integration of the plastic strain vectors obtained on planes of different orientations in the microstructure using the classical J_2 -plasticity yields the macroscopic plastic strain tensor. For the tungsten carbides the microplane model M7 recalibrated to fit their mechanical behavior is employed. The results are compared with micropillar compression experiments of samples with different tungsten carbide contents. Moreover, the fracture energy obtained in the three-point-bend simulation is compared with experimental data from similar grade. It is shown good agreement between simulations and experimental data.

KEYWORDS: Fracture, Plasticity, Micro-tests, Finite element

INTRODUCCIÓN

En este trabajo se comparan simulaciones y experimentos de compresión de micropilares. Cada micropilar tiene una microestructura diferente reconstruida, como en la Figura 1. La reconstrucción se hace con base en imágenes de tomografía FIB de dos tipos del compuesto WC-Co,

uno con microestructura de granos finos y 10,5% en peso de Co (usada típicamente en operaciones de maquinado) y la otra microestructura de granos grandes y 22,4% en peso de Co (usada típicamente en operaciones mineras). Se presentarán los resultados de simulación de seis mallas de micropilares de cada tipo totalizando doce simulaciones.



Figura 1: Microestructura de WC-Co reconstruida: tamaño de grano fino y grueso.

Se utiliza la técnica microplano para el modelado del WC-Co, con dos relaciones constitutivas diferentes para cada fase. Para el ligante de Co se utiliza un modelo de plasticidad basado en el invariante J_2 , que, debido a su implementación en el marco del microplano, captura el efecto vértice [1] importante en regímenes de alta deformación y cargamentos no proporcionales. En cuanto al carburo WC, se utiliza el modelo de microplano M7, ideal para materiales semi frágiles, que utiliza los límites tensión-deformación y la teoría de bandas de grietas para modelar la fractura [2] [3] [4]. El modelo M7 es una poderosa relación constitutiva que se ha utilizado para modelar compuestos de fibra. [5] [6], materiales en régimen de fatiga [7], fluencia [8] y alta tasa de deformación [9].

Se compara los resultados de las simulaciones con datos experimentales de tamaño de grano similar producidos por Tarragó et al [10] (granos gruesos) y Sandoval et al [11] (granos finos). Se demostrará que la metodología propuesta produce resultados en concordancia con los datos experimentales, tanto en términos de las curvas de tensión-deformación calculadas como en el comportamiento inelástico observado.

DATOS EXPERIMENTALES

En Sandoval et al [11] se calcula las curvas de tensión-deformación a partir de los datos de carga-desplazamiento medidos, considerando un área por debajo de $1 \mu\text{m}$ desde la parte superior de los micropilares. En Tarragó et al [10] se calcula la curva tensión-deformación también a partir de la curva carga-desplazamiento medida, considerando un área de tres cuartos de la longitud total del micropilar. Las curvas de tensión-deformación experimentales para los diferentes tamaños de grano están en la Figura 3.

MODELADO NUMÉRICO

2.1. Modelo Microplano M7

Para representar cada microplano se utiliza su correspondiente vector normal unitario \hat{n} y los vectores \hat{l}

y \hat{m} de corte. Para evitar cualquier sesgo direccional, a \hat{m} se le da una dirección aleatoria pero paralela a su plano, luego se define \hat{l} como $\hat{l} = \hat{n} \times \hat{m}$. Por lo tanto, se calcula los componentes de deformación en cada plano como $\varepsilon_N = N_{ij}\varepsilon_{ij}$, $\varepsilon_M = M_{ij}\varepsilon_{ij}$ y $\varepsilon_L = L_{ij}\varepsilon_{ij}$, donde los subíndices van de 1 a 3 y $N_{ij} = n_i n_j$, $M_{ij} = (n_i m_j + n_j m_i)/2$ y, $L_{ij} = (n_i l_j + n_j l_i)/2$. Se obtiene las componentes de tensión del microplano σ_N , σ_M y σ_L utilizando la relación constitutiva correspondiente como $\sigma_N = F_N(\varepsilon_N)$, $\sigma_T^2 = \sigma_L^2 + \sigma_M^2 = F_T(\varepsilon_L^2 + \varepsilon_M^2)$ en tensión ($\sigma_N > 0$) [2], [12]. El tensor de tensiones se calcula considerando el principio del trabajo virtual:

$$\frac{2\pi}{3} \sigma : \delta \varepsilon = \int_{\Omega} (\sigma_N \delta \varepsilon_N + \sigma_M \delta \varepsilon_M + \sigma_L \delta \varepsilon_L) d\Omega \quad (1)$$

lo que lleva a

$$\sigma_{ij} = \int_{\Omega} (\sigma_N N_{ij} + \sigma_L L_{ij} + \sigma_M M_{ij}) d\Omega \quad (2)$$

En compresión ($\sigma_N < 0$), la ecuación de equilibrio de tensión macro-micro se convierte en:

$$\sigma_{ij} = \int_{\Omega} (\sigma_D N_{ij} + \sigma_L L_{ij} + \sigma_M M_{ij}) d\Omega + \sigma_v \delta_{ij} \quad (3)$$

en la que $\sigma_D = F_D(\varepsilon_D)$ y $\sigma_v = F_v(\varepsilon_v)$ son las partes desviadoras y volumétricas de la tensión normal del microplano obtenidas a partir de las funciones constitutivas correspondientes.

Tal enfoque tiene algunas ventajas clave: (i) permite modelar el daño y el agrietamiento, en el régimen de ablandamiento por deformación [12]; (ii) las ecuaciones constitutivas son más intuitivas ya que se utiliza vectores en lugar de invariantes de tensores de segundo orden, (iii) se captura automáticamente las interacciones entre deformaciones inelásticas en diferentes direcciones; (iv) el tensor de tensión "macro" se calcula a partir de cada componente de tensión del microplano utilizando el principio del trabajo virtual, que conecta la microescala con la escala del tensor. El algoritmo del modelo microplano M7 algoritmo completo se explica en [2] [3] y no se dará aquí. Será este el modelo utilizado para los carburos WC.

2.1. Modelo Microplano J_2 -plasticidad

En el modelo de plasticidad basado en el invariante J_2 la superficie de fluencia se expresa en términos de J_2 según

$$J_2 = \frac{1}{6} [(\sigma_I - \sigma_{II})^2 + (\sigma_{II} - \sigma_{III})^2 + (\sigma_{III} - \sigma_I)^2] \quad (4)$$

donde σ_I , σ_{II} y σ_{III} son los esfuerzos principales de σ . La superficie de fluencia se expande en función de la deformación plástica acumulada, ε_p^{eff} :

$$J_2 = \tau^2(\epsilon_p^{eff}) \tag{5}$$

Cuando se alcanza el límite elástico, se impone el retorno radial del estado de tensión a la superficie de fluencia. El endurecimiento isotrópico es inapropiado para cargas variables, como lo demuestra el efecto Bauschinger, que se soluciona considerando la suposición de endurecimiento cinemático [13].

Sin embargo, los materiales policristalinos no son ni completamente isotrópicos ni completamente cinemáticos. Tales suposiciones se originaron a partir de observaciones empíricas a escala de ingeniería. En realidad, cuando ocurre la deformación, los granos cristalográficos se reorientan hacia el flujo plástico. El deslizamiento plástico ocurre en planos predefinidos de cada cristal y se desarrolla una tensión residual entre los cristales adyacentes. Macroscópicamente, se espera un cambio en la forma de la superficie de fluencia, llamado efecto vértice [1]. Por lo tanto, los modelos de plasticidad cristalina, desarrollados a partir de observaciones de monocristales, pueden reproducir la mayoría de los mecanismos de deformación observados a nivel macroscópico [14], incluido el efecto de vértice.

En este trabajo, se implementa la plasticidad J_2 dentro del marco del microplano:

$$\sigma_D^2 + \sigma_L^2 + \sigma_M^2 = \tau_\mu(\epsilon_p^{eff}) \tag{6}$$

donde $\sigma_D = \sigma_N - \sigma_V$ es el esfuerzo desviador del microplano, σ_M y σ_L son los esfuerzos cortantes del microplano, $\sigma_N = N_{ij}\sigma_{ij}$ es el esfuerzo normal del microplano, $\sigma_V = \sigma_{ii}/3$ es el esfuerzo volumétrico y $\tau_\mu(\epsilon_p^e)$ es la función de endurecimiento definida en un microplano. Con ello, no solo se predicen el endurecimiento por deformación y el efecto Bauschinger, sino también el efecto de vértice, en el que la carga tangencial a la superficie de fluencia produce una respuesta elastoplástica como en los experimentos (la plasticidad macroscópica clásica J_2 predice la respuesta elástica en este caso).

CALIBRACIÓN Y VERIFICACIÓN

3.1 Microplane J_2 -plasticidad - cobalto

Se realizó la calibración considerando un ensayo de tracción uniaxial simple para obtener los parámetros del material que controlan el endurecimiento por deformación y el límite de fluencia. El módulo elástico y el coeficiente de Poisson fueron los únicos parámetros conocidos al comienzo de este proceso. Al final, se obtuvo los parámetros de la Tabla 1 para el Co.

Tabla 1: Parámetros de plasticidad del microplano J_2 para cobalto

Parámetro	Valor	Significado
E	230 GPa	Módulo de Young
ν	0.33	Coficiente de Poisson

k_1	0.52	Exponente de la ley de endurecimiento
k_2	0.055	Deformación plástica normalizada
k_3	620 MPa	Aproximadamente el límite elástico

3.2 Microplane M7 - carburo de tungsteno

Se optimizaron los parámetros buscando una respuesta similar entre micropilares simulados y los datos experimentales de Sandoval et al [11]. El módulo elástico y el coeficiente de Poisson eran los únicos parámetros conocidos al comienzo del proceso de calibración. Para verificar la validez de los parámetros optimizados en cuanto al comportamiento de agrietamiento modo I, se consideraron tres simulaciones de una viga de flexión de 3 puntos con el WC-Co de tamaño de grano fino. La energía de fractura liberada durante la flexión de 3 puntos fue de $225 \pm 23 \text{ Jm}^{-2}$, en comparación con $246 \pm 5 \text{ Jm}^{-2}$ de tamaño de grano similar encontrado en la literatura [15]. En la Tabla 2 los parámetros utilizados en el Modelo M7 para los carburos de tungsteno.

Tabla 2: Parámetros del material del modelo M7 de Microplano

Parámetro	Valor	Sentido
E	700 GPa	Módulo de Young
ν	0.24	Coficiente de Poisson
k_1	$7.3 \cdot 10^{-7}$	Parámetro de dimensionamiento radial
k_2	950	Controla resistencia máxima bajo cizallamiento
k_3	0.5	Controla la pendiente posterior al pico bajo cizallamiento
k_4	$1.0 \cdot 10^4$	Pendiente posterior al pico bajo controles de compresión uniaxial
k_5	150	Controla resistencia máxima bajo compresión uniaxial
k_6	17	Controla resistencia máxima bajo tensión volumétrica
k_7	420	Controla la forma del límite volumétrico
k_8	0.264	Controla resistencia máxima bajo tracción uniaxial

ANÁLISIS DE ELEMENTOS FINITOS

Los modelos geométricos de micropilares tienen altura de 6000 nm, con diámetros superior e inferior de 2090 nm y 2700 nm respectivamente, lo que produce un ángulo

cónico de 3 grados, similar a una muestra típica. Se fija la superficie inferior, mientras que se aplica una carga de desplazamiento de 400 μm (6,7 % de la altura total) mediante un indentador rígido en la parte superior, suponiendo contacto con un coeficiente de fricción de 0,2. Después se lleva a cabo un paso de descarga. Se utiliza la fuerza de reacción y el desplazamiento del indentador para calcular las curvas de tensión-deformación. Para el cálculo de la tensión se considera el promedio entre las áreas superior e inferior, tal como se recomienda en [16]. Para la deformación se considera la longitud total del micropilar y el desplazamiento del indentador.

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

En la Figura 2, se puede ver el promedio y el intervalo de confianza del 95% de los experimentos y el promedio de las simulaciones. En los gráficos de los casos experimentales, se representó la deformación axial solo hasta el valor mínimo alcanzado entre todos los experimentos. Con respecto a la gráfica de tamaño de grano fino, el promedio de las simulaciones se encuentra dentro del intervalo de confianza experimental durante el régimen inelástico. En los experimentos con la microestructura más gruesa, se observó un intervalo de confianza más pequeño, pero el número de muestras analizadas (4 micropilares) fue bajo. Además, la fracción en peso de carburos (85 % en peso) es ligeramente superior a la fracción en peso de carburos en los micropilares simulados.

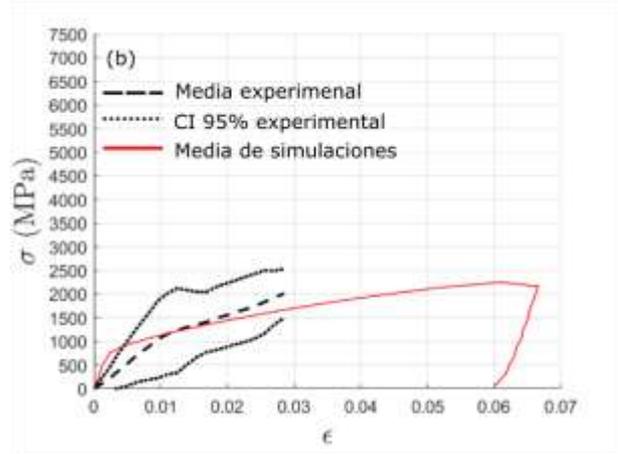
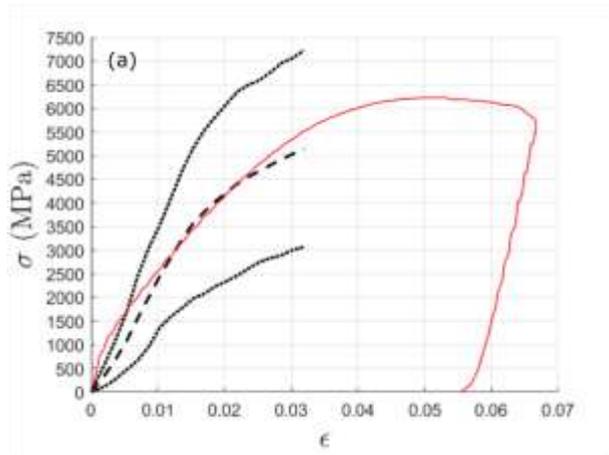


Figura 2: Simulación de compresión de micropilares: microestructura de granos finos (a) y gruesos (b).

Debido a problemas de contacto en los experimentos, la respuesta observada no coincide bien durante el régimen elástico, como se puede ver en la Figura 2. Así, para medir correctamente la rigidez, se suele utilizar la parte de descarga de las curvas experimentales. En la Tabla 3 se muestra la rigidez de descarga experimental reportada por Sandoval et al [11], y calculada a partir de las curvas tensión-deformación de Tarragó et al [10]. La rigidez de micropilares simulados durante el paso de descarga coincide con los valores de la literatura.

Tabla 3: Rigidez calculada a partir de la descarga, valores simulados y experimentales.

	Tamaño de grano fino	Tamaño de grano grueso
Rigidez experimental (GPa)	625±103	270±31
Rigidez de simulación (GPa)	636±27	328±86

Imágenes microscópicas de micropilares después de la compresión en Sandoval et al [11] y Tarragó et al [10] muestran grietas de carburos que se propagan a 45 grados en relación con la carga de compresión y a lo largo de los bordes WC/WC. Esta es la dirección crítica de cizalla bajo compresión uniaxial, por lo tanto, tal comportamiento indica una debilidad al esfuerzo cortante. El modelo M7 podría reproducir dicho proceso de falla, como se muestra en la Figura 3.

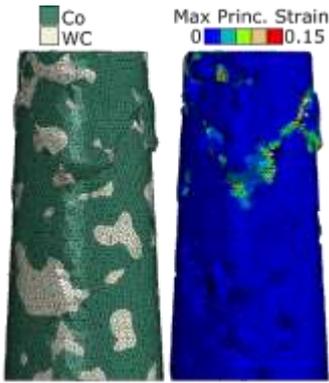


Figura 3: dos ejemplos de grietas de 45 grados a lo largo de la región superior del micropilar.

Además, en las simulaciones, las esquinas y las ranuras en los carburos fueron el principal origen de las grietas, muchas de las cuales eran bordes de granos WC/WC en la muestra de la tomografía FIB. Curiosamente, no se utilizaron formulaciones especiales para definir interfaces ni bordes, lo que sugiere que, al menos parcialmente, los bordes WC/WC son críticos debido a su marcada geometría. Se puede apreciar este efecto en la simulación que se muestra en Figura 4, donde se observa una deformación elevada en estas zonas.

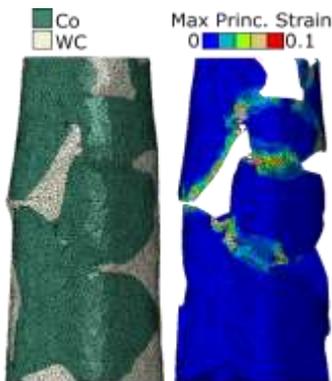


Figura 4: Concentración de tensión en las esquinas, que normalmente se encuentran en las bordes WC/WC.

El modelo microplano J_2 puede reproducir las grandes deformaciones observadas experimentalmente en el ligante de cobalto debido a su formulación de deformación finita. Tal ductilidad mejora la tenacidad en el material compuesto [17], y esto se puede ver en las simulaciones cuando carburos rotos se retuvieron gracias al ligante o cuando los frentes de grietas se detuvieron al alcanzar el ligante, como se ve en la Figura 5.

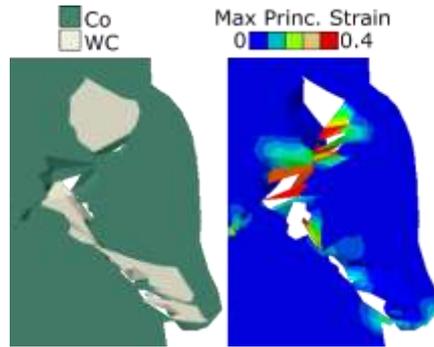


Figura 5: Carburo roto sostenido por el aglutinante.

Se ha observado que las grietas en el ligante tienden a crecer cerca de las interfaces WC/Co [17]. En las simulaciones, el ligante, al ser la fase más blanda, está sujeto a grandes deformaciones a medida que los carburos se mueven y giran durante la carga de compresión. Para ejemplificar, en Figura 6, el gran movimiento relativo entre los carburos provocó mucha deformación en el ligante adyacente a los carburos.

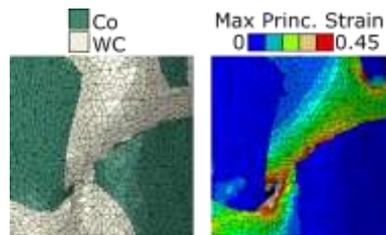


Figura 6: Deformación elevada en la fase Co cerca de los carburos WC.

CONCLUSIONES

En este trabajo se utiliza imágenes de tomografía FIB para generar 6 mallas de micropilares de tamaño de grano fino y 6 mallas de grano grueso de WC-Co, totalizando 12 simulaciones de compresión de micropilares. Se compara las simulaciones con datos de compresión de micropilares de microestructura similar disponibles en la literatura. Se aplica dos relaciones constitutivas distintas durante las simulaciones: el modelo de microplano J_2 para el ligante Co y el modelo de microplano M7 para el carburo WC. Las conclusiones que se pueden extraer de esta metodología:

- Las curvas de tensión-deformación de micropilares simulados de dos grados diferentes reprodujeron bien los datos experimentales.
- La rigidez calculada con la parte de descarga de las curvas de tensión-deformación de las simulaciones coincide con los valores experimentales informados.
- En las simulaciones, la marcada geometría de los carburos fue la principal causa de grietas en esta fase. Su propagación ocurrió a menudo en los planos

críticos de corte bajo compresión (45 grados), de manera similar a lo que se observa experimentalmente.

- El modelo microplano J_2 puede reproducir las grandes deformaciones plásticas que sufre la fase ligante que aumentan la tenacidad del compuesto WC-Co.
- El ligante es susceptible a altas deformaciones a medida que los carburos se mueven durante la compresión de los micropilares. Las observaciones experimentales corroboran que esta región es crítica para la propagación de grietas dentro del ligante.
- El uso de la técnica del microplano para ambas fases junto con una microestructura real predice muy bien la deformación y fractura de micropilares de carburos cementados de WC-Co. Por lo tanto, es posible que el uso de esta metodología pueda extenderse a otras configuraciones de cargas y volúmenes de material mayores necesarios en las aplicaciones de ingeniería de dichos materiales.

REFERENCIAS

- [1] M. Brocca y Z. P. Bazant, «Microplane constitutive model and metal plasticity,» *Appl Mech Rev*, vol. 53, nº 10, pp. 265-281, 2000.
- [2] F. C. Caner y Z. P. Bazant, «Microplane Model M7 for Plain Concrete. I: Formulation,» *J. Eng. Mech.*, vol. 139, nº 12, pp. 1714-1723, 2013.
- [3] F. C. Caner y Z. P. Bazant, «Microplane Model M7 for Plain Concrete. II: Calibration and Verification,» *Journal of Engineering Mechanics*, pp. 1724-1735, 2013.
- [4] Z. P. Bazant y J. Planas, «Crack band models and smeared cracks,» de *Fracture and size effect in concrete and other quasibrittle materials*, CRC, 1998, pp. 213-259.
- [5] F. C. Caner, Z. P. Bazant y R. Wendner, «Microplane model M7f for fiber reinforced concrete,» *Engineering Fracture Mechanics*, pp. 41-57, 2013.
- [6] M. Salviato, S. E. Ashari y G. Cusatis, «Spectral stiffness microplane model for damage and fracture of textile composites,» *Composite Structures*, pp. 170 - 184, 2016.
- [7] K. Kirane y Z. P. Bazant, «Microplane damage model for fatigue of quasibrittle materials: Subcritical crack growth, lifetime and residual strength,» *International Journal of Fatigue*, vol. 70, pp. 93 - 105, 2015.
- [8] Z. P. Bazant, H. MASCE y S. Rahimi-Aghdam, «Diffusion-Controlled and creep-mitigated ASR damage via microplane model,» *Journal of Engineering Mechanics*, vol. 143, nº 2, 2017.
- [9] Z. P. Bazant y F. C. Caner, «Impact comminution of solids due to local kinetic energy of high shear strain rate: I Continuum theory and turbulence analogy,» *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 64, pp. 223 - 235, 2014.
- [10] J. M. Tarragó, J. J. Roa, E. Jiménez-Piqué, E. Keown, J. Fair y L. Llanes, «Mechanical deformation of WC-Co composite micropillars under uniaxial compression,» *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, vol. 54, pp. 70-74, 2016.
- [11] D. A. Sandoval, A. Rinaldi, A. Notargiacomo, O. Ther, E. Tarrés y J. J. Roa, «Influence of specimen size and microstructure on uniaxial compression of WC-Co micropillars,» *Ceramics International*, vol. 45, nº 13, pp. 15934-15941, 2019.
- [12] Z. P. Bazant y P. G. Gambarova, «Crack shear in concrete: crack band microplane model,» *Journal of Structural Engineering*, vol. 110, nº 9, pp. 2015-2035, 1984.
- [13] L. E. Malvern, *Introduction to the mechanics of continuous medium*, Prentice-Halls, 1969.
- [14] E. B. Marin, «On the Formulation of a Crystal Plasticity Model,» Sandia National Laboratories, 2006.
- [15] L. S. Sigl y H. E. Exner, «Experimental Study of the Mechanics of Fracture in WC-Co alloys,» *Metallurgical Transactions A*, vol. 18A, pp. 1299-1308, 1987.
- [16] H. Fei, A. Abraham, N. Chawla y H. Jiang, «Evaluation of micro-pillar compression tests for accurate determination of elastic-plastic constitutive relations,» *Journal of Applied Mechanics, Transactions ASME*, vol. 79, nº 6, pp. 1-9, 2012.
- [17] J. M. Tarragó, E. Jiménez-Piqué, M. Turon-Vinas, L. Rivero, I. Al-Dawery, L. Schneider y L. Llanes, «Fracture and fatigue behavior of cemented carbides: 3D focused ion beam tomography of crack-microstructure interactions,» *International Journal of Powder Metallurgy*, pp. 33-42, 2014.

ESTUDIO DE LA DISTRIBUCIÓN DE HIDRÓGENO EN FERRITA MEDIANTE UN MODELO DE TIPO MONTE CARLO CINÉTICO

G.Álvarez¹, J.Sánchez², J.Segurado¹, Á.Ridruejo¹

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

²Instituto de Ciencias de la Construcción Eduardo Torroja. Consejo Superior de Investigación Científica
C/ Serrano Galvache, 4, 28033 Madrid-España

RESUMEN

El fenómeno de la fragilización por hidrógeno se está abordando en la actualidad desde diversos enfoques. En comunicaciones anteriores se ha mostrado el comportamiento del hidrógeno en la red del hierro a nivel atómico en ausencia de tensiones a través de cálculos *ab-initio*. En el presente trabajo, el estudio se amplía a la identificación de la distribución espacial del hidrógeno relativa a los defectos. El trabajo parte del cálculo mediante DFT del efecto del estado tensional en las barreras de difusión del hidrógeno producido por la presencia de otros átomos de hidrógeno en sus inmediaciones. Posteriormente, la difusión del hidrógeno en la red BCC del hierro se simula mediante un modelo de Monte Carlo cinético con el objetivo de computar varios parámetros relevantes, como el coeficiente de difusión macroscópico, el tiempo de residencia característico del hidrógeno en las diferentes trampas presentes en la red y la distribución espacial de los diferentes defectos. El método permite identificar patrones regulares en la posición de átomos de hidrógeno en torno a los defectos. Los resultados obtenidos considerando la alteración de las barreras difusivas debidas a la presencia de hidrógeno se han comparado con los obtenidos sin tener este efecto en cuenta y con los datos experimentales.

PALABRAS CLAVE: Difusión de hidrógeno, Simulación KMC, Ferrita, DFT

ABSTRACT

Hydrogen embrittlement has been studied through several approaches. In previous works we reported the energy landscape from *ab-initio* calculations in the absence of stress for solute hydrogen in several metallic lattices. The current work extends the description of the hydrogen in bcc iron system by determining how the different energy barriers are modified as a function of neighboring hydrogen stress fields using density functional theory (DFT) calculations, allowing a more complete simulation of hydrogen diffusion in iron subjected to local stresses, and therefore able to better reproduce interactions with other lattice defects. A kinetic Monte Carlo model is used to simulate hydrogen diffusion in bcc-iron and compute several relevant parameters such as the macroscopic diffusion coefficient, the characteristic residence time of hydrogen in the different traps or the spatial distribution of defects and its evolution. This method is able to identify regular patterns in the position of H atoms in the neighborhood of defects. The results arising from calculations considering the alteration of the energy landscape as a function of the stress state are compared to the stress-free configuration and with experimental data.

KEYWORDS: Hydrogen diffusion, KMC simulation, Ferrite, DFT

INTRODUCCIÓN

La fragilización por hidrógeno de aceros es una de las causas de ruptura catastróficas más importantes en aceros. La fragilización por hidrógeno es un proceso por el cual, debido a las interacciones entre el hidrógeno disuelto y el acero, la tenacidad a fractura del metal se ve disminuida de forma significativa, comprometiendo la integridad estructural de los componentes de acero en

presencia de hidrógeno. Este fenómeno es causante de pérdidas económicas anuales valoradas en $2.5 \cdot 10^{12}$ € [1], y uno de los principales obstáculos para una transición a una economía energética basada en el hidrógeno [2].

La comprensión completa de este fenómeno es uno de los retos científicos no superados del último siglo. A pesar de tener una descripción completa de sus efectos en la escala macroscópica, aún no se ha logrado

alcanzar un consenso general sobre los mecanismos que rigen el comportamiento en las escalas menores (nano y micro), debido a las grandes dificultades existentes para la detección precisa del hidrógeno, debido a su baja masa y alta movilidad [3].

Actualmente coexisten en la literatura varios modelos que describen el proceso de fragilización por hidrógeno de metales, todos ellos con resultados experimentales que los avalan. Entre ellos destacan cinco modelos:

-El modelo HEDE (*Hydrogen enhanced decohesion*), basado en la predominancia del mecanismo HID (*Hydrogen induced decohesion*), el cual explica la fragilización por hidrógeno debido al debilitamiento de los enlaces atómicos del metal debido a la presencia de hidrógeno que conlleva a una descohesión de los enlaces a lo largo de un plano cristalino [4,5]. Los defensores de este modelo argumentan que el parámetro fundamental que regula la fragilidad es el alcance de una concentración crítica de hidrógeno, mientras el resto de los parámetros regulan la cinética de este proceso.

-El modelo HELP (*Hydrogen enhanced localized plasticity*), que considera que el proceso de fragilización viene regulado por la acción simultánea de diversos mecanismos de plasticidad. Varios autores defienden la existencia de un único mecanismo de plasticidad local [6], consistente en el aumento local de la movilidad de dislocaciones. Otros autores consideran que es imprescindible, e incluso mayoritaria, la contribución de otros mecanismos: AIDE (*Adsorption induced dislocation emission*) [7], HESIV (*Hydrogen enhanced strain-induced vacancy formation*) [8] o el rol del hidrógeno como “defactante” (agente que reduce la energía de los defectos de la red) [9]. El modelo HELP considera que la fractura tiene un carácter microscópicamente dúctil, pero limitado a un volumen muy limitado, lo que conduce a un carácter macroscópico frágil [10,11].

-El modelo de HEDE mediado mediante HELP, el cual considera que los mecanismos de plasticidad local son los mecanismos dominantes del inicio proceso de fragilización, y los responsables finales del alcance de las condiciones de activación del mecanismo de descohesión que conlleva la ruptura final [12].

-El modelo de HELP+HEDE, que sostiene que la fragilización es causada (o al menos fomentada) por la acción sinérgica de los mecanismos de descohesión y de plasticidad local, generalmente debida a una sucesión cíclica de los mecanismos predominantes [13].

-El modelo HIPT (*Hydrogen induced phase transformation*), que explica el proceso de fragilización mediante la formación de fases con propiedades drásticamente diferentes a las del metal base a causa de la interacción con hidrógeno [14]. A pesar de que este mecanismo se vea limitado a aquellos metales sensibles a una transformación de fase debida al hidrógeno, es el único mecanismo con apoyo generalizado por parte de la comunidad en los casos en que se presenta.

El objetivo de este trabajo es la continuación del estudio presentado previamente [15], basado en el desarrollo de un código computacional que permita simular de manera eficiente el proceso de difusión del hidrógeno en la red de hierro en su fase BCC (α) en un extenso rango de condiciones, con el objetivo de ayudar a comprender los mecanismos predominantes en el proceso de fragilización, y su interacción en función de las condiciones. En este trabajo, se ha estudiado la distribución espacial de los defectos puntuales (hidrógenos y vacantes) y su evolución en el tiempo desde distintas configuraciones iniciales.

El modelo en el que se basa este trabajo es un modelo estocástico basado en el método de Monte Carlo cinético (kMC) alimentado mediante resultados *ab-initio* obtenidos mediante cálculos de DFT con base de ondas planas.

MODELO COMPUTACIONAL

El modelo computacional desarrollado se basa en el método de Monte Carlo cinético (kMC). Este método permite obtener de forma eficiente una evolución temporal con un paso de tiempo variable seleccionado aleatoriamente siguiendo una distribución probabilística de frecuencias que se actualiza tras cada evento simulado. El paso de tiempo (Δt) resultante depende de la suma de frecuencias de los sucesos considerados y viene determinado por la fórmula (1), en la cual R representa un número pseudoaleatorio en el intervalo [0,1), mientras que ω_i representa la frecuencia media del suceso i. N representa el número de sucesos posibles.

$$\Delta t = \frac{-\ln R}{\sum_{i=1}^{i=N} \omega_i} \quad (1)$$

El modelo desarrollado tiene una referencia espacial basada en las posiciones de alta simetría de la red BCC sin defectos, considerando exclusivamente las transiciones entre posiciones vecinas. La frecuencia de salto de una transición entre las posiciones i y j ($\omega_{i \rightarrow j}$), es nula en caso de que las posiciones i y j no sean vecinas, y viene determinada por la fórmula (2) en caso de que las posiciones sean vecinas. La frecuencia de transición entre posiciones vecinas como el producto de la frecuencia de intento de la transición $i \rightarrow j$ ($\omega_{0 \rightarrow i \rightarrow j}$) y la probabilidad de éxito de la transición, que viene determinada por la barrera energética a superar ($E_{b \rightarrow i \rightarrow j}$) y la energía disponible, que a su vez es el producto de la constante de Boltzmann (k_B) y la temperatura (T). (2)

$$\omega_{i \rightarrow j} = \omega_{0 \rightarrow i \rightarrow j} \cdot \exp\left(\frac{-E_{b \rightarrow i \rightarrow j}}{k_B T}\right) \quad (2)$$

Al igual que en el trabajo previo, por motivos de optimización, las vacantes se mueven de forma aleatoria. A pesar de que esta simplificación nos impide estudiar el movimiento y la distribución de vacantes en función del perfil de concentración de hidrógeno y del estado tensional, nos permite estudiar el comportamiento de los átomos de hidrógeno en el entorno de las vacantes de manera fiable, debido a la baja densidad máxima de vacantes y a que la frecuencia de movimiento de los átomos de hidrógeno es varios órdenes de magnitud superior a la de las vacantes, permitiendo alcanzar una situación de equilibrio local antes de cada movimiento de vacantes.

El código desarrollado utiliza condiciones de contorno periódicas para la simulación del comportamiento en el interior del cristal, en ausencia de efectos de superficie.

CÁLCULOS AB INITIO

Los parámetros físicos que regulan el modelo han sido calculados mediante el uso del código de primeros principios CASTEP [16], basado en la teoría del funcional de la densidad (DFT) mediante la relajación (minimización energética autoconsistente) de sistemas que representan las posibles configuraciones de equilibrio que pueden adoptar los diferentes conjuntos de defectos planteados, y las transiciones entre ellos. Todos los cálculos llevados a cabo se han realizado en una supercelda 3x3x3 de Fe.

Para la realización de todos los cálculos, se han utilizado pseudopotenciales ultrasuaves tanto para el hierro como para el hidrógeno, proporcionados por CASTEP.

Se ha utilizado una red de Monkhorst-Pack de 4x4x4 para la realización de todos los cálculos.

Para la realización de este trabajo, se ha calculado el paisaje energético observable por parte de un átomo de hidrógeno intersticial dentro de la red ideal del hierro BCC, junto a las modificaciones que ejercen sobre él la existencia de defectos puntuales cercanos, como átomos de hidrógeno y vacantes. Los resultados más relevantes, se exponen en la tabla (1) junto con otros citados en la literatura.

Tabla 1: Interacción hidrógeno-hidrógeno, comparación de los valores más relevantes.

Interacción H-H	Este trabajo	Hayward et al. [17]	Counts et al. [18]
Repulsión máxima	24 meV	34 meV	20 meV
Separación repulsión máxima	2.86 Å	3.4 Å	3.3 Å
Atracción máxima	15 meV	21 meV	30meV
Separación	2.1 Å	2.1 Å	2.1 Å

atracción máxima			
Rango máximo de interacción electrónica	3.19 Å	3.6 Å	>10 Å
Distancia mínima de separación	1.76 Å	1.9 Å	2.0 Å

En la tabla 1 se puede apreciar la existencia de una distancia de equilibrio de 2.1 Å que hace referencia a la configuración de los átomos de hidrógeno en posiciones de cuartos vecinos más cercanos.

Los valores calculados sobre la interacción entre los átomos de hidrógeno y las vacantes concuerdan con los de otros autores, obteniendo una energía de ligadura a la vacante por átomo de hidrógeno semejante con uno y dos átomos de hidrogeno ligados, con un valor de 645meV. Esta cantidad es ligeramente superior al valor reportado por Counts et al. [19] de 577 meV, y más similar a aquellos reportados por Besenbacher et al. [20] y Hayward et al. [21], de 630 meV y 640 meV respectivamente.

La energía de interacción entre una vacante y el segundo par de átomos de hidrógeno asociados tiene un valor de aproximadamente dos tercios del valor obtenido en la interacción con los dos primeros [20,21]. Aunque el valor reportado por varios autores para el quinto y sexto átomo difiere en signo, todos los valores en la literatura se encuentran cerca del límite de precisión de la técnica, pudiéndose considerar un valor de cero de forma efectiva. A partir del sexto átomo, todos los estudios coinciden en una alta repulsión.

En este trabajo se ha considerado un valor máximo de 645 meV para la interacción con el primer par de átomos de hidrógeno, una reducción lineal para el segundo par, con un valor máximo de 430 meV y una interacción nula con el tercer par. A partir del sexto átomo ligado, se considera que la vacante repele los átomos de hidrógeno cercanos.

DISTRIBUCIÓN ESPACIAL DE LOS DEFECTOS PUNTUALES

El principal objetivo de este estudio es la simulación de la difusión de átomos de hidrógeno dentro de una red BCC de hierro con vacantes, y determinar la evolución temporal de la distribución espacial adoptada por los defectos. Para ello, se han llevado a cabo varias simulaciones, con distintos tiempos de simulación y se han observado las posiciones relativas de los defectos.

La reproducibilidad del proceso de difusión mediante el código propuesto fue estudiada en el estudio presentado previamente [15], en el cual se calculaba el coeficiente de difusión del hidrógeno a temperatura ambiente, y su dependencia con la temperatura y concentraciones de defectos.

La detección de las posiciones relativas de todos los defectos requiere el cómputo de los vectores que separan cada uno de ellos. Este proceso es muy caro computacionalmente para ser calculado para cada movimiento en el sistema. Por tanto, se ha adoptado un doble enfoque con objetivo de reducir el coste asociado, de tal modo que se considera un primer proceso más barato (a) que nos permita detectar los defectos cercanos y realizar los movimientos oportunos, y un segundo proceso exhaustivo, para hacer un estudio completo del entorno de todos los defectos (b), realizado en un número muy limitado de ocasiones, en función de la información que solicitemos al programa.

a) Para reconocer los defectos cercanos y su interacción, se ha propuesto la generación de un campo energético para cada tipo de partícula. Este proceso requiere una cantidad significativa de memoria, pero permite una agilización del cálculo, puesto que reduce el cómputo en la mayoría de los casos (exceptuando configuraciones con muchas partículas), a la suma y resta de *arrays* previamente calculados. Este método permite reconocer de forma efectiva los hidrógenos cercanos y su influencia. Sin embargo, este método no es suficiente para la simulación efectiva de la interacción hidrógeno- vacante, puesto que su intensidad viene determinada por el número de hidrógenos ligados. Para solucionarlo, se calcula la distancia de los átomos de H con todas las vacantes presentes en el sistema (hay que tener en cuenta, que su número es reducido), y detecta si están interaccionando o no con ellas. En caso afirmativo, se añaden a un contador que mantienen las vacantes, modificando el campo energético local para los átomos de hidrógeno, el mismo efecto, pero restándose al contador, se aplica cuando un hidrógeno abandona la interacción con una vacante. Una de las ventajas de este método es la posibilidad de integración de otros defectos posteriormente, mediante la interacción de sus efectos en el campo energético que siente la partícula; tanto para interacciones de corto como de largo alcance.

b) Para determinar las posiciones relativas entre defectos e identificar los posibles patrones regulares que se puedan crear, se computan las posiciones relativas de todas las partículas simuladas cada cierto intervalo de tiempo. Este cómputo, aunque caro, se produce con una frecuencia muchos órdenes de magnitud inferior a la de evolución del sistema, limitando su impacto en el tiempo de ejecución del código.

Todas las simulaciones llevadas a cabo en este estudio han utilizado un volumen de simulación cúbico de 200 celdas unidades de lado ($\approx 57\text{nm}$), y unas concentraciones de hidrógeno y de vacantes situadas en los límites superiores reportados, 10ppm y 1ppm respectivamente, para simular los casos más agresivos,

donde las concentraciones locales puedan ser muy superiores a las concentraciones globales en el volumen. Todas las simulaciones de este trabajo han sido realizadas a temperatura ambiente, y la distribución inicial de hidrógeno y de vacantes ha sido generada de forma aleatoria, restringiendo las concentraciones globales a los parámetros preestablecidos.

Las figuras 1 y 2 muestran el número de interacciones hidrógeno-hidrógeno e hidrógeno-vacante en función de la distancia que separa a las partículas, y la evolución de esta distribución a lo largo del tiempo.

Distancia entre hidrógenos

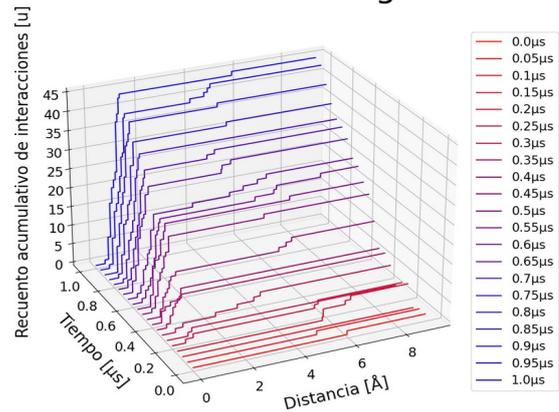


Figura 1: Evolución de la distribución de átomos de hidrógeno

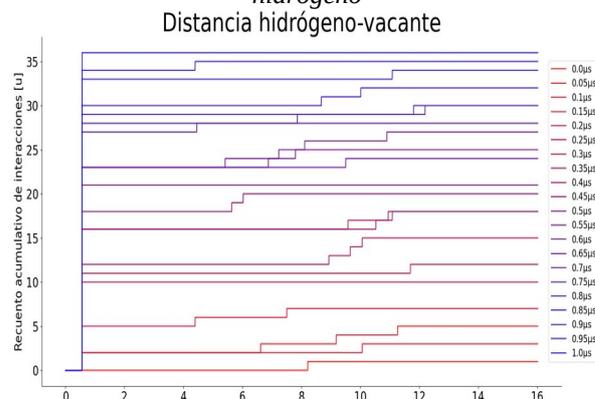


Figura 2: Evolución de la distribución de átomos de hidrógeno alrededor de vacantes.

En la figura 1 se puede apreciar la acumulación de interacciones entre 1.42 Å y 3.02 Å (distancias más frecuentes). También se puede apreciar como nuevos átomos de hidrógeno que llegan al entorno del defecto se ven atraídos a distancias en el rango previamente mencionado.

En la figura 2, se puede apreciar que todas las interacciones hidrógeno-vacante tienden a un acercamiento por parte de los átomos de hidrógeno hacia la vacante a una distancia de 1.59 Å. Una distancia similar a la reportada por Hayward et al. para la distancia de equilibrio de una vacante al menos cuatro hidrógenos.

El estado final de esta simulación se puede ver esquematizado en la figura 3, en la que se muestran las posiciones de los átomos de hidrógeno (azul) y las vacantes (rojo) presentes en el sistema.

Distribución de hidrógenos y vacantes

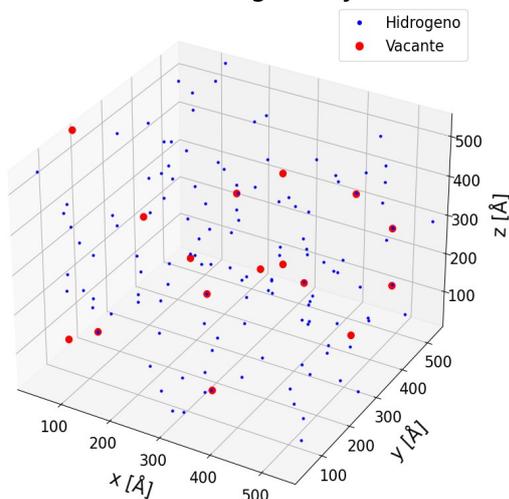


Figura 3: Distribución espacial de átomos de hidrógeno (azul) y vacantes (rojo) tras $1\mu\text{s}$.

En la figura 3 se puede apreciar la distribución aleatoria de las vacantes. Por otra parte, el comportamiento de los átomos de hidrógeno puede clasificarse en dos grandes grupos: el primero está compuesto por los intersticiales que se encuentran ligados a vacantes y se sitúan en sus inmediaciones, siempre en uno de los huecos circundantes de alta simetría, hasta la saturación de la vacante. El resto de los átomos de hidrógeno se sitúa de forma aleatoria en el espacio.

CONCLUSIÓN

En este trabajo se ha realizado la simulación del proceso de difusión del hidrógeno en la fase BCC del hierro, con el objetivo de detectar posibles configuraciones de los defectos.

Se ha comprobado la naturaleza de las vacantes como trampas profundas (de alta energía de ligadura) para el hidrógeno. También se ha confirmado su saturación en tiempos bajos ($1\mu\text{s}$), lo que sugiere su elevada capacidad de captura de intersticiales libres de hidrógeno.

Por otra parte, no se han detectado agrupaciones significativas de hidrógeno situadas a su distancia de equilibrio (2.1 \AA), ni en parejas, ni en grupos más numerosos, lo que implicaría que la barrera requerida para su aproximación es demasiado difícil de superar, comparada con la baja ligadura que se forma una vez alcanzada.

Finalmente, comprobamos que el modelo computacional permite simular el proceso de difusión del hidrógeno permitiendo la identificación y seguimiento de los defectos.

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 beca doctoral FPU concedida por el Ministerio de Universidades (Ref: FPU20/05495).

REFERENCIAS

- [1] Materials under harsh environments and their stability of surfaces and interfaces | Max-Planck-Institut für Eisenforschung GmbH. (n.d.). Retrieved March 10, 2022, from <https://www.mpie.de/4200660/materials-under-harsh-environments-and-their-stability-of-surfaces-and-interfaces>
- [2] Gregory; D. P.; Ng; D. Y. C.; & Long; G. M. (1972). The Hydrogen Economy. *Electrochemistry of Cleaner Environments*; 226–280. https://doi.org/10.1007/978-1-4684-1950-4_8
- [3] O. Barrera and A. C. Cocks, “Computational modelling of hydrogen embrittlement in welded structures,” *Philosophical Magazine*, vol. 93, pp. 2680–2700, jul 2013.
- [4] R. P. Gangloff, “Critical issues in hydrogen assisted cracking of structural alloys,” in *Environment-Induced Cracking of Materials*, pp. 141–165, Elsevier, jan 2008.
- [5] M. Dadfarnia, A. Nagao, S. Wang, M. L. Martin, B. P. Somerday, and P. Sofronis, “Recent advances on hydrogen embrittlement of structural materials,” *International Journal of Fracture*, vol. 196, pp. 223–243, nov 2015.
- [6] M. L. Martin, M. Dadfarnia, A. Nagao, S. Wang, and P. Sofronis, “Enumeration of Bibliography 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] E. Ogosi, U. B. Asim, A. Siddiq, and M. E. Kartal, “Hydrogen effect on plastic deformation and fracture in austenitic stainless steel,” jun 2020.
- [9] R. Kirchheim, “On the solute-defect interaction in the framework of a defectant concept,” *International Journal of Materials Research*, vol. 100, pp. 483–487, apr 2009.
- [10] I. M. Robertson and H. K. Birnbaum, “An HVEM study of hydrogen effects on the deformation and fracture of nickel,” *Acta Metallurgica*, vol. 34, pp. 353–366, mar 1986.
- [11] Y. Liang, P. Sofronis, and R. H. Dodds, “Interaction of hydrogen with crack-tip plasticity: Effects of constraint on void growth,” *Materials Science and Engineering A*, vol. 366, pp. 397–411, feb 2004.
- [12] P. Novak, R. Yuan, B. P. Somerday, P. Sofronis, and R. O. Ritchie, “A statistical, physical-based, micro-mechanical model of hydrogen-induced intergranular fracture in steel,” *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 58, pp. 206–226, feb 2010.
- [13] 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.
- [14] A. T. Motta and L. Q. Chen, “Hydride formation in zirconium alloys,” *Jom*, vol. 64, no. 12, pp. 1403–1408, 2012.
- [15] G. Álvarez, Á. Ridruejo, J. Sanchez and J. Segurado “Estudio de la difusión de hidrógeno en ferrita mediante un modelo de tipo Monte Carlo Cinético” *Revista Española de MECÁNICA DE LA FRACTURA* vol 1, jun 2021
- [16] S.J. Clark, M.D. Segall, C.J. Pickard, P.J. Hasnip M.J. Probert, K. Refson, and M.C. Payne. Firstprinciples methods using CASTEP *Zeitschrift Fur Kristallographie*, 2005, 220, 567-570
- [17] Hayward, E., & Fu, C. C. (2013). Interplay between hydrogen and vacancies in α -Fe. *Physical Review B - Condensed Matter and Materials Physics*, 87(17), 174103.
- [18] Counts, W., Wolverton, C., & Gibala, R. (2011). Binding of multiple H atoms to solute atoms in bcc Fe using first principles. *Acta Materialia*, 59(14), 5812–5820.
- [19] Besenbacher, F., Myers, S. M., Nordlander, P., & Nørskov, J. K. (1987). Multiple hydrogen occupancy of vacancies in Fe. *Journal of Applied Physics*, 61(5), 1788–1794.
- [20] Counts, W. A., Wolverton, C., & Gibala, R. (2010). First-principles energetics of hydrogen traps in α -Fe: Point defects. *Acta Materialia*, 58(14), 4730–4741.
- [21] Hayward, E., Beeler, B., & Deo, C. (2012). Multiple hydrogen trapping at monovacancies. *Philosophical Magazine Letters*, 92(5), 217–225. <https://doi.org/10.1080/09500839.2012.657702>

**SEGURIDAD Y DURABILIDAD
DE ESTRUCTURAS**

MODELIZACIÓN DEL FENÓMENO DE LA CARBONATACIÓN DEL HORMIGÓN EN TÚNELES URBANOS

Lucía López-de Abajo¹, Jaime C. Gálvez¹, Marcos G. Alberti¹, Amparo Moragues¹

¹ Departamento de Ingeniería Civil: Construcción.
E.T.S de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos, Universidad Politécnica de Madrid.
C/ Profesor Aranguren s/n, 28040, Madrid.

* Persona de contacto: lucia.lopezdeabajo@upm.es

RESUMEN

El objetivo del presente estudio, en fase de desarrollo, es conocer y predecir el estado de deterioro del hormigón por carbonatación cuando se encuentra sometido a altas concentraciones de gases en túneles urbanos. De esta manera, se obtiene una herramienta que permite conocer el estado actual del material, pero también predecir su evolución a lo largo de su vida útil. Esta simulación se realiza a partir del modelo numérico propuesto por Phung et al. en 2016, adaptándolo a los condicionantes particulares de un túnel urbano.

Asimismo, se lleva a cabo una campaña experimental de carbonatación acelerada de probetas de hormigón con diferentes dosificaciones que permitirá calibrar el modelo. El modelo propuesto, en el que se ha incorporado alguno de los mecanismos presentes en el proceso de carbonatación de forma simplificada, permite reproducir de forma razonable los resultados obtenidos en laboratorio y los publicados por otros autores.

PALABRAS CLAVE: túnel urbano, carbonatación, hormigón, CO₂, modelo numérico.

ABSTRACT

The aim of the present study, currently under development, is to enable assessing and predicting the concrete's carbonation damage when exposed to high pollutant concentrations in urban tunnels. Thus, a powerful tool is obtained, which allows the infrastructure managers not only to assess the actual degradation state of the material, but also to predict its evolution during the material's service life. This simulation was based on the numerical model formulated by Phung et al. in 2016, by adapting this existing model to the particular conditions of an urban tunnel.

Additionally, an experimental campaign is being carried out in order to calibrate the numerical model. The proposed model, which currently includes some of the carbonation mechanisms implemented in a simplified stage, reasonably reproduce the experimental results obtained and the ones published by other authors.

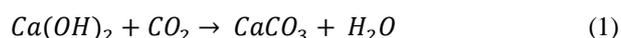
KEYWORDS: urban tunnel, carbonation, concrete, CO₂, numerical model.

1. INTRODUCCIÓN

Los túneles urbanos presentan unas patologías determinadas que las diferencian de otras estructuras, por encontrarse en contacto directo con el terreno [1]. Estos túneles pueden encontrarse sometidos a distintos tipos de deterioro relacionados con la durabilidad como lixiviación, hielo-deshielo, ataque por sulfatos, árido-álcali, ataque por cloruros, etc. [2]. Este estudio se centra en el deterioro de neutralización por exposición a gases y, concretamente, en la carbonatación del hormigón.

La carbonatación del hormigón es uno de los mecanismos de deterioro más habituales de este material y se produce cuando el CO₂ del ambiente penetra en el hormigón en presencia de humedad. El CO₂ se disuelve

en la fase acuosa de los poros y reacciona con el calcio procedente de los compuestos de hidratación del cemento (portlandita, gel CSH, aluminatos y sulfoaluminatos) formando CaCO₃ y agua [3], según la fórmula (1), que se encuentra particularizada para la reacción de la portlandita.



Este fenómeno puede producir ciertos efectos positivos para la matriz del hormigón (reducción de porosidad, aumento de resistencia a compresión, reducción de permeabilidad, etc [4-6]), pero también puede comprometer la durabilidad del acero de las armaduras. Esto se debe a que, durante la carbonatación, al reaccionar el CO₂ con el calcio que procede de los

compuestos de hidratación del cemento y formar CaCO_3 , produce un descenso del pH. El pH del hormigón sano se encuentra en el entorno de 12,6, mientras que el hormigón carbonatado tiene un pH del orden de 8,3; y dado que las armaduras se despasivan cuando el pH de su entorno es próximo o inferior a 9, puede producirse su corrosión [3]. La corrosión de las armaduras del hormigón es un daño que puede implicar una reducción en la capacidad resistente de la estructura [7], pero también un importante impacto económico, ya que sus costes indirectos representan del orden del 3,1% en países como Estados Unidos [8]. Por ello, es de gran importancia poder conocer y predecir el alcance y la evolución de este deterioro para poder planificar un adecuado mantenimiento y realizar las actuaciones de reparación que sean necesarias.

Este estudio se está realizando en los túneles de Calle 30 (denominada M-30 antes de su cesión al Ayuntamiento en 2004 [9]), que se trata de una infraestructura de gran relevancia para la ciudad de Madrid [10]. Calle 30 es uno de los anillos de circunvalación que rodean la ciudad de Madrid junto con la M-40 y la M-50, siendo Calle 30 el más interior (Figura 1). El anillo de Calle 30, que tiene una longitud de 32 km y soporta una elevada Intensidad Media Diaria de vehículos (IMD) del orden de 200.000 veh/día [11], fue construido entre los años 1970 y 1990 y remodelado entre los años 2004 y 2007, cuando se llevó a cabo la obra de soterramiento de la zona sur del anillo y se construyeron los túneles existentes actualmente, que presentan una longitud de 8,8 km [11].



Figura 1. Principales vías de circulación en la ciudad de Madrid y situación de la zona de estudio.

Concretamente, la zona de estudio seleccionada es una galería de ventilación situada entre dos calzadas de túnel superpuestas en el Nudo del Puente de Praga (Figura 1), en la zona sur del anillo, que es la materialización del cruce entre la A-42 (Autovía de Toledo) y Calle 30. En esta zona, las dos calzadas de Calle 30 que discurren en sentido sur (XC y XL) se encuentran superpuestas y entre ellas existe una galería de ventilación (14XV) que extrae los gases contaminantes procedentes de los vehículos que circulan por la calzada expulsándolos hacia el exterior y, a su vez, introduce aire fresco en las calzadas.

La galería de ventilación tiene unas dimensiones

aproximadas de 345 m de longitud y 15 m de anchura media. En la Figura 2 se muestra una imagen tomada en el interior de la galería en la que se indica que la zona central de la misma (y la de mayor volumen) corresponde a la zona de circulación del aire sucio, mientras que las dos conducciones que se encuentran a ambos lados, en la zona inferior de la galería se corresponden con las conducciones de circulación de aire limpio procedente del exterior de los túneles.



Figura 2. Imagen de la galería de ventilación, en la que se indican los conductos de entrada de aire limpio.

El hormigón de esta zona concreta se encuentra expuesto a una elevada concentración de gases contaminantes, dado que en ella se concentran las emisiones de los vehículos que circulan por la calzada. Por este motivo, se ha seleccionado como zona de estudio, dado que además, al ser una zona por la que no circula el tráfico, pueden realizarse tomas de datos necesarios para el estudio sin afectar a la circulación del túnel.

En este contexto, trabajando con una gran infraestructura urbana como Calle 30, es de gran relevancia poder conocer el estado actual en el que se encuentra el material y también poder estimar la evolución de su deterioro. Este conocimiento supone una gran ventaja de cara a la planificación del mantenimiento y reparaciones sin que sea necesaria la alteración del tráfico que circula por la infraestructura. Por ello, se está desarrollando un modelo numérico de simulación que permita conocer el avance del frente de carbonatación en el hormigón armado, de manera que sea posible estimar el instante en el que la disminución de pH que produce la carbonatación podría afectar a la capa pasiva de las armaduras y permitir su corrosión. Este modelo se está calibrando con una campaña experimental en dos fases, una llevada a cabo in situ en la zona de estudio y otra en laboratorio, mediante fabricación de morteros y hormigones con diferentes dosificaciones.

2. MODELO NUMÉRICO

La carbonatación es un fenómeno complejo, en el que intervienen gran cantidad de parámetros interrelacionados de diferente naturaleza (composición del hormigón, ejecución y ambiente de exposición) [12],

[13]. Por ello, su simulación no es sencilla y es necesario contar con modelos matemáticos que permitan predecir su comportamiento de manera adecuada.

En este caso, para realizar la simulación del proceso de carbonatación se ha seleccionado un modelo numérico existente [6] para llevar a cabo su adaptación a los condicionantes particulares existentes en un túnel urbano. Se ha seleccionado el modelo de Phung et al. [6] como base para el presente estudio dado que se trata de un modelo muy completo que predice cambios en el frente de carbonatación, contenido de portlandita, contenido de calcio, CO₂ absorbido, variaciones de pH, permeabilidad, grado de saturación, porosidad y coeficiente de difusión. Además, considera tanto los mecanismos de transporte por difusión como por advección, teniendo en cuenta la carbonatación de la portlandita y del gel CSH.

Las principales modificaciones que se están llevando a cabo para adaptar este modelo a los condicionantes existentes en los túneles urbanos son las siguientes:

- La hidratación del hormigón se considera constante en el modelo original durante el proceso de carbonatación, ya que el modelo reproduce ensayos de duraciones reducidas. Dado que el proceso de carbonatación a simular en este caso es del orden de años, debe tenerse en cuenta la evolución de la hidratación.
- El modelo base se encuentra calibrado para reproducir ensayos a elevadas concentraciones de CO₂ y altas presiones, por lo que debe adaptarse a condiciones de presión atmosférica y concentraciones de CO₂ más reducidas.
- El cemento empleado para la calibración del modelo existente es tipo I con adiciones de filler calizo, por lo que debe modificarse para contemplar también adiciones de humo de sílice.
- Se está trabajando en una posible mejora del modelo orientada a la simulación de los perfiles de pH en el interior de la pieza mediante la inclusión de tres fases diferenciadas en función del agotamiento de portlandita y el inicio de precipitación del CaCO₃.

El modelo se basa en las ecuaciones de balance de masa de los elementos que intervienen en el proceso de carbonatación: el CO₂ (tanto en fase gaseosa como acuosa), el agua (en fase líquida y vapor) y el calcio (en fase acuosa). Para construir estas ecuaciones, se tiene en cuenta una muestra de hormigón como la representada en la Figura 3, que es atravesada por un cierto flujo J [kg/m²·s], contando en su interior con una concentración C [kg/m³] y una reactividad química Q [kg/m³·s]. La ecuación de conservación de masa indica que la variación de masa en el interior de la muestra, con respecto al flujo que la atraviesa, es constante. Esta ecuación es de gran relevancia, dado que permite combinar los procesos de

transporte y reactividad química, encontrándose ambos fenómenos presentes en el proceso de carbonatación.

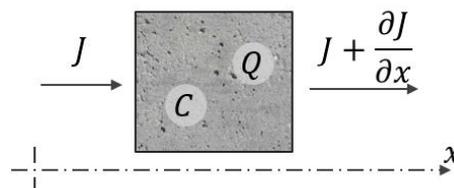


Figura 3. Muestra de hormigón atravesada por un flujo J . Esquema de ecuación de balance de masa.

Por tanto, las ecuaciones de balance de masa que emplea el modelo tienen la forma que se muestra en la ecuación (2), donde C , J y Q son los términos definidos anteriormente.

$$\frac{\partial C}{\partial t} + \frac{\partial J}{\partial x} = -Q \quad (2)$$

Siguiendo este esquema se desarrollan las tres ecuaciones de conservación de la masa que definen el modelo (CO₂, calcio y agua). La ecuación simplificada para la conservación del CO₂ es la mostrada en la expresión (3), cuyos términos coinciden con los detallados en la ecuación (2).

$$\frac{\partial(\phi(1-s)c_g + \phi s c_w)}{\partial t} - \frac{\partial(J_g + J_w)}{\partial x} = -r\phi M_{CO_2} \quad (3)$$

En este caso, dado que se trata de la ecuación de la conservación de la masa de CO₂ gaseoso y acuoso, el término de concentración consta de dos sumandos, donde c_g es la concentración gaseosa de CO₂ [kg/m³] y c_w la concentración acuosa [kg/m³] en el interior de los poros de la pieza. Ambas concentraciones se relacionan mediante la Ley de Henry. S es la saturación [-] y ϕ la porosidad [-].

El término correspondiente a la variación de flujo cuenta también con dos sumandos, siendo J_g el flujo de la fase gaseosa [kg/m²·s] y J_w el de la fase acuosa [kg/m²·s]. Cada uno de estos flujos, a su vez, están compuestos por dos sumandos que representan el flujo por advección (Ley de Darcy) y por difusión (Ley de Fick), según la expresión (4), que se encuentra particularizada para el flujo de la fase gaseosa, siendo el de la fase acuosa análogo a éste.

$$J_g = - \left[c_g v_g + D_{ef,g} \frac{\partial c_g}{\partial x} \right] \quad (4)$$

Donde v_g es la densidad de flujo volumétrico de la fase gaseosa [m/s] y $D_{ef,g}$ el coeficiente de difusión efectivo de la fase gaseosa [m²/s].

El término de reactividad química es función de la velocidad combinada de la reacción química, r [mol/m³·s] que tiene en cuenta tanto la variación de concentración de portlandita como la de CSH (5).

$$r = -\frac{\partial[CH]}{\partial t} - \frac{\partial[CSH]}{\partial t} \quad (5)$$

Las ecuaciones de conservación del calcio y el agua se desarrollan de manera análoga.

Este modelo se encuentra en proceso de adaptación, implementación y calibración mediante el software COMSOL Multiphysics. Para ello, se ha empleado la geometría indicada en la Figura 4, en la que se representa una pieza de hormigón unidimensional de 3 cm de longitud y por la que el CO₂ accede desde su extremo izquierdo.



Figura 4. Representación unidimensional de una pieza de hormigón sometida a carbonatación.

3. RESULTADOS PRELIMINARES

Mediante el modelo descrito se han obtenido una serie de resultados preliminares, algunos de los cuales, se muestran seguidamente. Estos resultados se han contrastado con los publicados por otros autores.

Se ha comprobado mediante la simulación con el modelo, que la carbonatación afecta a la porosidad del hormigón, reduciéndose su valor con respecto a la zona sana del hormigón. Esto se debe a que, por un lado, el CaCO₃ generado durante la carbonatación tiene un volumen mayor que la portlandita que se consume; y, por otro, la formación de compuestos carbonatados a partir del gel CSH presenta también un efecto reductor de la porosidad de la zona carbonatada, por lo que la porosidad total disminuye [14]. Este fenómeno se observa en la Figura 5, donde se aprecia la disminución de la porosidad en la zona carbonatada a medida que aumenta el tiempo de exposición de la muestra al CO₂.

Se ha confirmado también mediante el modelo, como se observa en la Figura 6, que cuanto mayor es la porosidad de la muestra (a igualdad del resto de factores), aumenta la profundidad de penetración del CO₂ en los poros, dado que el avance de la carbonatación es más rápido en aquellos hormigones cuya porosidad es mayor [15].

Otro parámetro relevante en la predicción del comportamiento de la carbonatación en el hormigón es la saturación de la muestra. Esto se debe a que, por un lado, para que las reacciones de carbonatación se lleven a cabo, es necesario contar con una cierta presencia de humedad, por lo que valores muy reducidos de este parámetro ralentizan su avance; y por otro, valores muy altos en la saturación del poro dificultan la entrada de CO₂, por lo que también ralentizan el proceso [16]. Este

comportamiento se observa en la Figura 7, donde se aprecia que para valores elevados de la saturación (a igualdad del resto de factores), la presencia de CO₂ en la fase acuosa de los poros es menor.

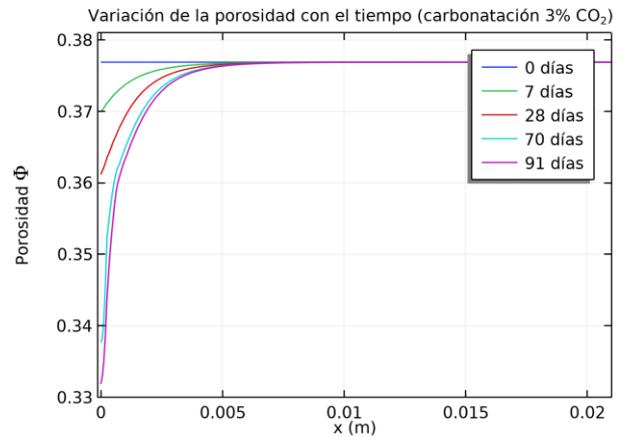


Figura 5. Disminución de la porosidad de la zona carbonatada con el tiempo de exposición al CO₂.

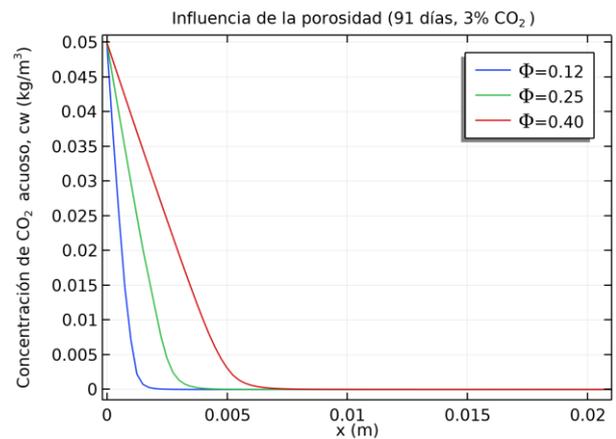


Figura 6. Influencia de la porosidad en el avance de la concentración de CO₂ acuoso en el interior del hormigón.

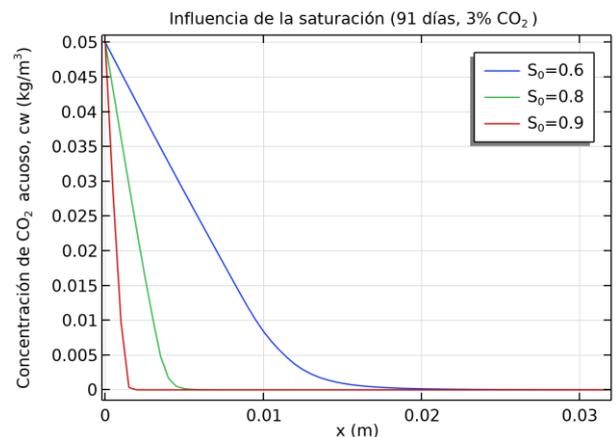


Figura 7. Influencia del grado de saturación en el avance de la concentración de CO₂.

4. CAMPAÑA EXPERIMENTAL

Con objeto de llevar a cabo la calibración del modelo descrito, se está realizando una campaña experimental en dos fases: por un lado, mediante toma de muestras y análisis de datos recogidos in situ en la galería de ventilación 14XV de los túneles de Calle 30 anteriormente descrita; y, por otro, mediante probetas de mortero y hormigón fabricados en laboratorio con diferentes dosificaciones.

La fase experimental que se está llevando a cabo in situ en la galería de ventilación del túnel cuenta, a su vez, con dos objetivos: determinar el grado de deterioro del hormigón del túnel (mediante extracción de testigos y su posterior análisis en laboratorio) y obtener las concentraciones totales de gases a las que se ha visto expuesto el hormigón de la galería desde su construcción.

Para lograr este segundo objetivo, se ha llevado a cabo una determinación de las concentraciones de gases presentes en el interior de la galería de ventilación durante un periodo de 15 días. Se obtuvieron datos de concentraciones de gases (CO_2 , CO , SO_2 , NO_x , H_2S y O_3), partículas (PM 1, PM 2,5 y PM 10) y parámetros ambientales (humedad, temperatura y presión). Se confirmó, mediante esta toma de datos, que el gas predominante en la galería es el CO_2 con una concentración media de 798 ppm, seguido de las concentraciones de CO , SO_2 y NO_x con unas concentraciones medias del orden de 0,48-0,86 ppm y unas ciertas concentraciones de H_2S y O_3 .

Además, el periodo de toma de datos de 15 días ha permitido identificar tanto las variaciones de concentración a lo largo del día como la diferencia entre días laborables y fines de semana. Se ha observado asimismo su fuerte correlación con la intensidad del tráfico que circula por las calzadas del túnel, lo que ha permitido llevar a cabo una estimación precisa de las concentraciones de gases a las que se ha visto expuesta la galería desde su construcción, a partir del histórico disponible de los datos de tráfico. Esta estimación hace posible, a su vez, simular el grado de deterioro que estas concentraciones de gases han provocado en el material y contrastarlo con el detectado en los testigos extraídos de la galería. Además, permite también realizar una estimación a futuro de las posibles concentraciones a las que se verá expuesta la galería durante su vida útil, basada en la previsión del crecimiento del tráfico y la variación del parque de vehículos. Así como el daño que estas concentraciones producirán sobre el hormigón, determinando la necesidad, o no, de reparación de la estructura a medio y largo plazo.

En cuanto a la campaña experimental llevada a cabo en laboratorio, se han fabricado morteros y hormigones con diferentes dosificaciones, todos ellos con cemento tipo I, variando las relaciones agua/cemento entre 0,45 y 0,60 y con porcentajes de adición de humo de sílice de 0%, 6%

y 10% con respecto al peso de cemento. Se seleccionó esta adición en concreto debido a que según el Pliego de Prescripciones Técnicas del Proyecto de Construcción del tramo de túneles donde se encuentra la galería de ventilación, los hormigones empleados presentaban una cierta adición de humo de sílice.

Sobre estas muestras se han llevado a cabo ensayos de caracterización del material y se han sometido a procesos de carbonatación acelerada y natural. Se muestra en la Figura 8 una pieza de mortero tras encontrarse sometida a 90 días de carbonatación acelerada al 3% de CO_2 , sobre la que se han pulverizado tres indicadores con diferentes intervalos de viraje de pH: timolftaleína (azul 10,0-8,6 incoloro), fenolftaleína (rosa 9,8-8,2 incoloro) y rojo de cresol (púrpura 8,8-7,0 amarillo). De esta manera, se obtiene una mayor información sobre el resultado del ensayo. Se observa en la Figura 8 que el indicador que presenta un mayor frente de carbonatación es la timolftaleína, seguido de la fenolftaleína y del rojo de cresol.

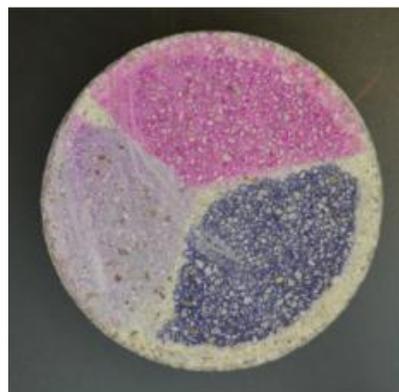


Figura 8. Ensayo de carbonatación acelerada con tres indicadores en mortero con CEM I, sin adiciones de humo de sílice y $a/c=0,60$.

5. CONCLUSIONES

El hormigón que se emplea como material de construcción en los túneles urbanos se encuentra sometido a un ambiente de exposición agresivo producido por los gases que emiten los vehículos, que puede provocar su neutralización. En particular, el CO_2 existente produce la carbonatación del hormigón, que conlleva un descenso del pH en el interior del material (de 12,6 en hormigón sano al entorno de 8,3), lo que puede comprometer la durabilidad del acero de las armaduras, dado que su despasivación se produce cuando el pH de su entorno es próximo o inferior a 9.

Dado que la carbonatación es un fenómeno complejo que depende de gran cantidad de parámetros interrelacionados, su simulación no es sencilla, por lo que es de gran importancia contar con modelos de análisis de la vida útil de la estructura, que deben calibrarse con campañas experimentales.

Estos modelos permiten conocer y predecir el estado de deterioro del material y, por tanto, son de gran utilidad al

poder aplicarlos a una infraestructura de gran envergadura como los túneles de Calle 30 en Madrid, como herramienta para la conservación de estructuras. Estos modelos facilitan la gestión del mantenimiento y de las reparaciones que puedan ser necesarias, dado que evalúan el estado del material sin que sea necesario afectar al tráfico.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen al Ministerio de Ciencia e Innovación la concesión de la ayuda PID2019-108978RB-C31, y a Calle 30 la financiación de la Cátedra Universidad Empresa “Calle 30”.

REFERENCIAS

- [1] C. Li, M. Wu, Q. Chen, and Z. Jiang, “Chemical and mineralogical alterations of concrete subjected to chemical attacks in complex underground tunnel environments during 20–36 years,” *Cem. Concr. Compos.*, vol. 86, pp. 139–159, 2018, doi: 10.1016/j.cemconcomp.2017.11.007.
- [2] I. Galan, A. Baldermann, W. Kusterle, M. Dietzel, and F. Mittermayr, “Durability of shotcrete for underground support– Review and update,” *Constr. Build. Mater.*, vol. 202, pp. 465–493, 2019, doi: 10.1016/j.conbuildmat.2018.12.151.
- [3] M. . Richardson, *Fundamentals of Durable Reinforced Concrete*, First ed. London: Spon Press, 2002.
- [4] K. T. Kunal Tongaria, S. M. S.Mandal, and D. M. Devendra Mohan, “A Review on Carbonation of Concrete and Its Prediction Modelling,” *J. Environ. Nanotechnol.*, vol. 7, no. 4, pp. 75–90, 2018, doi: 10.13074/jent.2018.12.184325.
- [5] I. Galán, “Carbonatación del hormigón: combinación de CO₂ con las fases hidratadas del cemento y frente de cambio de pH,” Universidad Complutense de Madrid, 2011.
- [6] Q. T. Phung, N. Maes, D. Jacques, G. De Schutter, G. Ye, and J. Perko, “Modelling the carbonation of cement pastes under a CO₂ pressure gradient considering both diffusive and convective transport,” *Constr. Build. Mater.*, vol. 114, pp. 333–351, 2016, doi: 10.1016/j.conbuildmat.2016.03.191.
- [7] V. G. Papadakis, C. G. Vayenas, and M. N. Fardis, “A reaction engineering approach to the problem of concrete carbonation,” *AIChE J.*, vol. 35, no. 10, pp. 1639–1650, 1989, doi: 10.1002/aic.690351008.
- [8] U. M. Angst, “Challenges and opportunities in corrosion of steel in concrete,” *Mater. Struct. Constr.*, vol. 51, no. 1, pp. 1–20, 2018, doi: 10.1617/s11527-017-1131-6.
- [9] Consejería de Economía y Hacienda de la Comunidad de Madrid, “Informe Final: Estudio de caso. Impactos del proyecto de soterramiento de Calle 30. Exp. 300/2017/00911,” Madrid (Spain), 2019.
- [10] L. López-de Abajo, A. P. Pérez-Fortes, M. G. Alberti, J. C. Gálvez, and T. Ripa, “Sustainability analysis of the m-30 madrid tunnels and madrid río after 14 years of service life,” *Appl. Sci.*, vol. 10, no. 20, pp. 1–20, 2020, doi: 10.3390/app10207368.
- [11] F. Perez-Prada and A. Monzon, “Ex-post environmental and traffic assessment of a speed reduction strategy in Madrid’s inner ring-road,” *J. Transp. Geogr.*, vol. 58, pp. 256–268, 2017, doi: 10.1016/j.jtrangeo.2016.12.018.
- [12] L. López-de Abajo, M. García Alberti, and J. C. Gálvez, “Critical review on concrete carbonation: factors involved and mathematical modelling,” 2020.
- [13] N. Singh and S. P. Singh, “Reviewing the Carbonation Resistance of Concrete,” *J. Mater. Eng. Struct.*, vol. 3, pp. 35–57, 2016.
- [14] A. Morandea, M. Thiéry, and P. Dangla, “Investigation of the carbonation mechanism of CH and C-S-H in terms of kinetics, microstructure changes and moisture properties,” *Cem. Concr. Res.*, vol. 56, pp. 153–170, 2014, doi: 10.1016/j.cemconres.2013.11.015.
- [15] M. Valcuende and C. Parra, “Natural carbonation of self-compacting concretes,” *Constr. Build. Mater.*, vol. 24, no. 5, pp. 848–853, 2010, doi: 10.1016/j.conbuildmat.2009.10.021.
- [16] V. G. Papadakis, C. G. Vayenas, and M. N. Fardis, “Physical and chemical characteristics affecting the durability of concrete,” *ACI Mater. J.*, vol. 88, no. 2, pp. 186–196, 1991, doi: 10.14359/1993.

STRUCTURAL ANALYSIS OF A FLOATING PHOTOVOLTAIC PLANT IN THE MARINE ENVIRONMENT

R. Claus, A. Cebada, F. Soto, M. Gallego.

Grupo Dynamics, Materials and Structures (DyMAST) y Dpto. De Construcción e Ingeniería de la Fabricación.
Escuela Politécnica de Mieres. Universidad de Oviedo.
C/ González Gutiérrez Quirós s/n, 33600, Mieres-España.
*Persona de contacto: clausruben@uniovi.es

RESUMEN

La tecnología fotovoltaica flotante (FPV) es una prometedora alternativa a la terrestre ya que no ocupa espacios que podrían beneficiarse de otros usos. En este trabajo se realizó el análisis estructural de un planta FPV marina emplazada en la Ría de Vigo. El objetivo de este estudio es comparar estructuralmente varios tipos de cadena para el sistema de fondeo de la planta. El análisis se realizó mediante un modelo numérico basado en la teoría del potencial y el método de los elementos frontera, para las condiciones climáticas locales. Las cargas máximas en los fondeos se debieron a fenómenos dinámicos que solo se manifestaron al emplear la cadena más ligera. Los factores de seguridad asociados a esas cargas fueron muy inferiores al resto, lo que hizo patente la importancia de identificar y cuantificar dichos fenómenos.

PALABRAS CLAVE: Solar fotovoltaica flotante, estructuras marinas, energía renovable marina, fondeo, Aqwa.

ABSTRACT

Floating photovoltaic (FPV) technology raises as a strong alternative to terrestrial since it does not take up land that could benefit from other uses. In this work, a marine FPV plant allocated in the Ria of Vigo was structurally assessed. The purpose of this work was to compare several chain sections for the mooring system of the plant. This analysis was performed for local environmental conditions through a numerical model based on the potential theory and the boundary element method. The maximum loads on the mooring lines were caused by a dynamic phenomenon that only took place while testing the lighter chain section. The safety factors associated with those loads were substantially smaller than the rest, which clearly underlines the importance of both identifying and quantifying these dynamic phenomena.

KEYWORDS: FPV, marine structures, marine renewable energy, moorings, Aqwa.

INTRODUCCIÓN

A la energía solar fotovoltaica se le vaticina más de un tercio del mix energético para 2050 [1]. Sin embargo, esta tecnología ocupa grandes superficies de suelo, un recurso cada vez más escaso [2]. La tecnología solar fotovoltaica flotante (FPV) surgió como respuesta a esta problemática. Esta tecnología ha crecido a un ratio anual del 133 % en la última década [3]. Su instalación se ha limitado a lagos y embalses a pesar de que el 70 % de la radiación solar global incide sobre los océanos [4]. La transición al mar apenas ha comenzado, y puede que no se alcance la madurez tecnológica hasta el 2030 [5]. Esto se debe a la incertidumbre adicional que conllevan las adversas condiciones climáticas que caracterizan al ambiente marino [6]. Además, no hay normativas ni estándares específicos para la tecnología fotovoltaica flotante marina y apenas hay publicaciones centradas en su cálculo estructural.

En este trabajo se realiza el análisis estructural de un planta fotovoltaica flotante marina. El objetivo de este estudio es verificar estructuralmente y comparar varios tipos de cadena para el sistema de fondeo de la planta, un componente clave en el aspecto económico de las estructuras flotantes [7]. La planta se ha calculado para las condiciones locales de viento y oleaje de la Ría de Vigo, ya que supone un punto intermedio entre las aguas continentales y el mar abierto. La respuesta de la estructura flotante frente a las acciones climáticas locales se ha simulado mediante un modelo numérico basado en la teoría del potencial y el método de los elementos frontera (BEM). Esta técnica ya se ha empleado anteriormente para el cálculo de estructuras similares [8,9]. Se realizaron 78 simulaciones, resultado de combinar las acciones ambientales locales y los tipos de cadena modelizados. Se obtuvieron los de la estructura en el dominio del tiempo, así como las fuerzas en el sistema de fondeo. Se extrajeron conclusiones de estos resultados, extrapolables a estructuras similares.

MATERIALES Y MÉTODOS

2.1. Planta FPV de estudio

La estructura de estudio está basada en un diseño de FPV de Clase 1 propuesto por [10]. La planta aloja 140 módulos fotovoltaicos de silicio cristalino, orientados hacia el S. Los paneles están instalados con una inclinación cenital de 30°, cubriendo un área de 36×15 m². La planta se compone de dos filas de 10 flotadores cilíndricos conectados y alienados mediante 36 vigas principales (Figura 1). Los paneles se instalan sobre los flotadores mediante vigas secundarias. Los flotadores están compuestos de polietileno de alta densidad (HDPE) y las vigas de polímero reforzado con fibra de vidrio (FRP), debido a su resistencia a la corrosión [11] y su baja densidad [12].

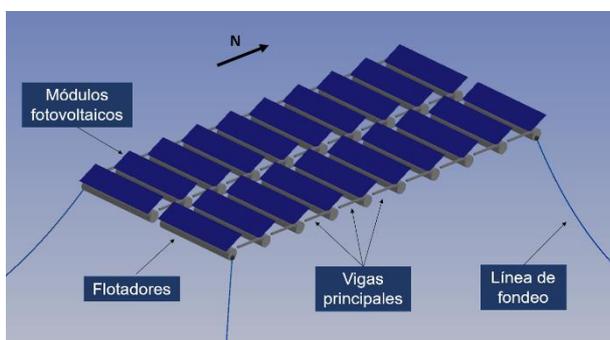


Figura 1. Esquema de la planta FPV de estudio.

La planta está fondeada al lecho marino mediante 4 cadenas de acero amarradas a cada esquina de la estructura flotante. Cada cadena está hecha de acero de grado 2, mide 35 m y está anclada a 15 m de profundidad. Se puede apreciar un esquema de las líneas de fondeo, así como su nomenclatura en la Figura 2.

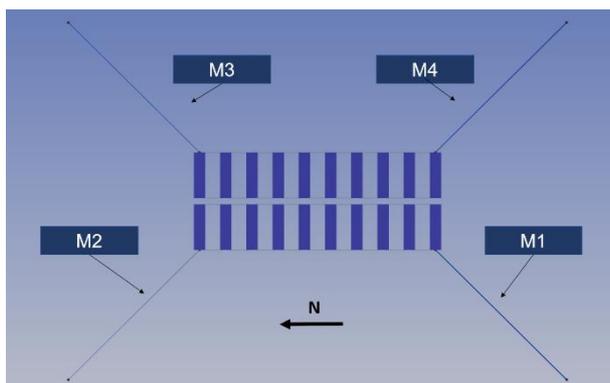


Figura 2. Esquema y nomenclatura de las líneas de fondeo de la planta FPV.

Con el propósito de optimizar estructuralmente el sistema de fondeo, se han realizado simulaciones con tres dimensiones diferentes de cadenas de un catálogo comercial [13]. Las propiedades de estas cadenas están resumidas en la Tabla 1.

Tabla 1. Propiedades mecánicas de las cadenas.

Propiedad	Unidad	Cadena 1	Cadena 2	Cadena 3
Densidad lineal	kg/m	5	10	19
Sección equivalente	cm ²	5	13	23
Diámetro equivalente	mm	16	22	30
Carga de rotura	kN	132	251	468

2.2. Condiciones ambientales

La planta FPV descrita se ha calculado para las condiciones ambientales de la Ría de Vigo. El emplazamiento de la planta se ha determinado mediante un análisis multicriterio que considera, entre otros factores, la irradiancia solar, las incompatibilidades con las actividades portuarias, la batimetría local, las restricciones medioambientales y las condiciones climáticas (viento y oleaje). Se puede apreciar el emplazamiento escogido en la Figura 3. La planta se orientará con los paneles apuntando al S.

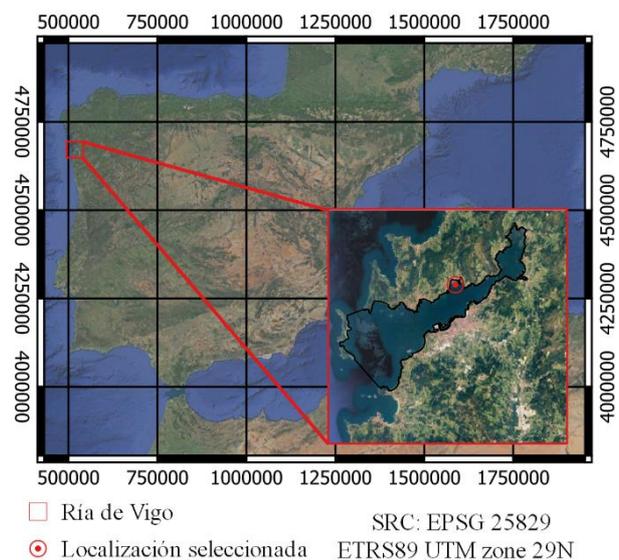


Figura 3. Localización de la planta FPV.

La estructura se analiza frente al viento y el oleaje. La ubicación de la planta limita todas las direcciones de oleaje (θ_o) menos la S y la SO. Como el viento no tiene esas restricciones, se han considerado 8 direcciones de viento (θ_v). Se han estimado las velocidades de viento (U_v) y alturas (H) y periodos (T) de ola para un periodo de retorno igual a la vida útil de la planta, 25 años. Para ello, se han utilizado series históricas de datos meteorológicos [14,15]. A partir de estos datos, se ha supuesto un oleaje regular con $H = 1$ m y $T = 5$ s. Las velocidades de viento para cada dirección se reflejan en la Tabla 2. Dichas velocidades se han obtenido para una altura de 1 m sobre el nivel del mar.

Tabla 2. Velocidades de viento para $T = 25$ años.

Punto cardinal	θ_v (°)	U_v (m/s)
N	0	20.6
NE	45	17.1
E	90	8.2
SE	135	5.9
S	180	6.2
SO	225	13.3
O	270	9.5
NO	315	16.5

2.3. Respuesta estructural y estimación de cargas

La respuesta estructural de la planta FPV frente a cargas de viento y oleaje se obtuvo mediante Ansys® Aqwa™, con el objeto de obtener las fuerzas en el sistema de fondeo. Dicha respuesta se puede obtener en el dominio de la frecuencia y en el del tiempo. Los resultados se deben extraer del dominio del tiempo, pero para estimar las fuerzas del oleaje se requieren parámetros que se obtienen en el dominio de la frecuencia. La respuesta frente al oleaje en el dominio de la frecuencia se analizó mediante la teoría del potencial y el BEM. Las vigas y fondeos se analizan como elementos 1D esbeltos y los flotadores como elementos 2D difractantes. El flujo alrededor de un cuerpo flotante se puede definir a través de su potencial de velocidad

$$\phi(\mathbf{X}, t) = a_\omega \varphi(\mathbf{X}) e^{-i\omega t}, \tag{1}$$

donde a_ω es la amplitud del oleaje, φ el potencial de velocidad, ω la frecuencia del oleaje y t el tiempo. Una vez determinado el potencial, la respuesta armónica de la estructura se rige por la siguiente ecuación

$$[-\omega^2(\mathbf{M} + \mathbf{A}) - i\omega\mathbf{B} + \mathbf{C}]\chi = \mathbf{f}(\omega), \tag{2}$$

donde \mathbf{M} es la matriz de masas, \mathbf{A} es la matriz de masa añadida, \mathbf{B} es la matriz de amortiguamiento, \mathbf{C} la matriz de rigidez hidrostática, χ la amplitud de movimiento en los 6 grados de libertad y \mathbf{f} el vector de fuerzas.

En el análisis en el dominio del tiempo se estiman las fuerzas de viento y oleaje que actúan sobre la estructura durante una simulación dinámica de 1000 s, suficiente para que los movimientos y fuerzas entren en régimen armónico estacionario. Las diversas combinaciones de θ_o , θ_w y los tres tipos de cadena resultaron en la definición de 78 simulaciones. Los movimientos de la estructura en el dominio del tiempo siguen la siguiente ecuación

$$\mathbf{M}\ddot{\mathbf{x}} = \mathbf{f}_h(t) + \mathbf{f}_i(t) + \mathbf{f}_d(t) + \mathbf{f}_r(t) + \mathbf{f}_f(t) + \mathbf{f}_e(t) + \mathbf{f}_v(t), \tag{3}$$

donde \mathbf{x} es la posición de la planta flotante, $\mathbf{f}_h(t)$ son las fuerzas hidrostáticas no lineales, $\mathbf{f}_i(t)$ las fuerzas debidas al oleaje incidente, $\mathbf{f}_d(t)$ las fuerzas de difracción, $\mathbf{f}_r(t)$ las

fuerzas de radiación, $\mathbf{f}_f(t)$ las fuerzas en los fondeos, $\mathbf{f}_e(t)$ las fuerzas sobre los elementos esbeltos, y $\mathbf{f}_v(t)$ las fuerzas de viento.

Las fuerzas hidrostáticas se obtienen planteando el equilibrio entre las fuerzas gravitatorias y el empuje hidrostático. La fuerza debido al oleaje incidente se obtiene mediante el método propuesto por [16]. Las fuerzas de radiación y difracción se obtienen mediante los parámetros hallados en el análisis en el dominio de la frecuencia y el método de la integración de convolución propuesto por [17]. Las fuerzas de arrastre del oleaje sobre los elementos esbeltos se calculan a través de la siguiente fórmula [18]

$$F_M = \frac{1}{2} \rho C_a A U |U| + \rho V C_i \dot{U}, \tag{4}$$

donde ρ es la densidad del fluido, U su velocidad, C_a y C_i son los coeficientes de arrastre e inercia respectivamente, V es el volumen del cuerpo y A es el área de referencia.

Las fuerzas sobre la estructura debidas al viento se pueden descomponer en fuerzas de arrastre (F_{arr}) y de sustentación (F_{sus}). Dada la escasa exposición al viento del resto de los elementos, se han calculado dichas fuerzas solo para los módulos fotovoltaicos de la planta. Se han estimado a través de las siguientes fórmulas analíticas

$$F_{arr} = \frac{1}{2} \rho U_v^2 A C_a C_e \tag{5}$$

$$F_{sus} = \frac{1}{2} \rho U_v^2 A C_s C_e, \tag{6}$$

donde C_s es el coeficiente de sustentación y C_e es el coeficiente de exposición. Los valores de C_a y C_s para cada dirección de viento se han obtenido y adaptado de un ensayo experimental sobre módulos fotovoltaicos similares realizado por [19]. Los coeficientes de exposición se han adoptado de un estudio de cargas de viento sobre una planta FPV realizado por [20].

La función de las líneas de fondeo es limitar los movimientos de la estructura flotante, lo que induce fuerzas de tracción en las cadenas. Sin embargo, al estar sumergidos y a merced del oleaje, también están expuestas a fuerzas hidrodinámicas. Estas se dividen en hidrostática, de radiación y de arrastre, y se calculan de forma análoga a las que inciden sobre la estructura flotante.

Una vez se aplicadas todas las fuerzas, el problema dinámico se resuelve integrando la expresión (3). Esto se realiza mediante un algoritmo predictor-corrector. Una vez resultado el problema, se pueden extraer las fuerzas en el sistema de fondeo para cada instante de tiempo del análisis. Dichos valores se comparan con la carga de rotura de cada cadena para verificar las líneas de fondeo.

RESULTADOS

La planta flotante se ha analizado para 78 casos de estudio distintos, resultantes de combinar las diferentes direcciones de viento y oleaje y considerar los tres tipos de cadena estudiados. Tras aplicar la metodología definida en el apartado anterior, se obtuvieron históricos de movimientos y fuerzas en el dominio del tiempo para cada uno de los casos de estudio. Dichos resultados se extrajeron una vez los movimientos y fuerzas presentasen un régimen armónico estacionario. A modo de ejemplo, se pueden apreciar los movimientos de la planta, así como las fuerzas en el sistema de fondeos para un caso de estudio concreto en la Figura 4 y la Figura 5 respectivamente. Estos resultados serán interpretados seguidamente, de nuevo a título demostrativo. Por motivos de legibilidad, solo se muestran 200 s de la simulación. A pesar del reducido intervalo de tiempo mostrado, tanto los movimientos como las fuerzas tienden al régimen armónico estacionario después de un breve periodo transitorio. Se considera que la dirección de avance apunta al N.

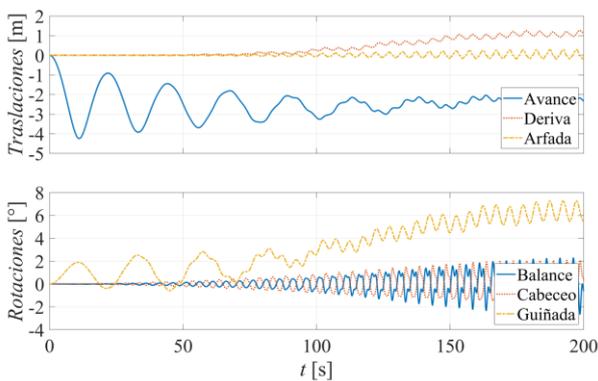


Figura 4. Movimientos de la planta para para viento N, oleaje SO y Cadena 3.

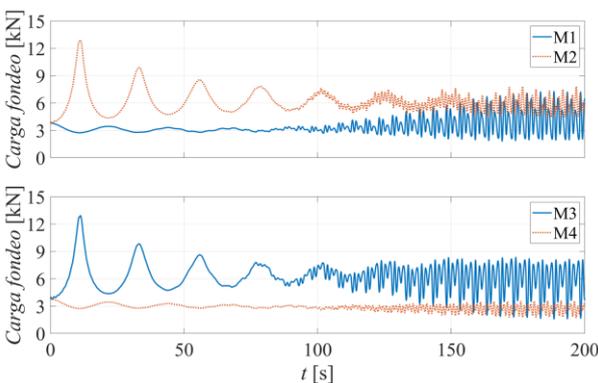


Figura 5. Fuerzas en el sistema de fondeo para viento N, oleaje SO y Cadena 3.

Obviando el fenómeno transitorio, se puede apreciar que el viento es responsable del avance, mientras que el oleaje induce las traslaciones armónicas de avance, deriva y arfada. Dichas oscilaciones parecen ser causadas por fuerzas de oleaje de primer orden.

En cuanto a las rotaciones, se observan oscilaciones moderadas en balance y cabeceo respecto a la posición inicial, mientras que los giros de guiñada oscilan respecto a una nueva posición de equilibrio. El oleaje es el claro responsable de las rotaciones de la planta.

Durante el fenómeno inicial transitorio se aprecia que las fuerzas en los fondeos son idénticas dos a dos. Esto se debe a que su existencia se debe exclusivamente a las acción del viento, que es paralelo al eje de simetría de la planta. Sin embargo, cuando el oleaje empieza a manifestarse, las fuerzas en los fondeos se van desviando respecto a su par simétrico. Nótese que todas las líneas parten de una tracción inicial debida a peso propio de las cadenas. En la fase estacionaria, el oleaje es el responsable de las fuerzas en los fondeos, mientras que el viento determina las nuevas condiciones de equilibrio.

Se ha realizado un estudio de los resultados globales del análisis. Un resumen de los movimientos máximos, así como el caso de estudio que los originó, se puede ver en la Tabla 3. Dichos movimientos se han registrado con respecto al centro de gravedad de la planta y se han comparado en valor absoluto. El signo se aporta a efectos de conocer el sentido del movimiento.

Tabla 3. Resumen de los movimientos máximos.

Movimiento	θ_v	θ_o	Tipo de cadena		
			1	2	3
Avance (m)	N	-	-4.3	-3.7	-2.8
Deriva (m)	NW	SO	3.2	2.5	1.7
Arfada (m)	NE	SO	0.4	0.3	0.3
Balance (°)	NE	SO	2.7	2.6	2.4
Cabeceo (°)	NW	SO	2.1	2.1	2.1
Guiñada (°)	NE	SO	15.5	12.1	8.6

Todos los movimientos máximos se han registrado para el sistema de fondeo con la cadena más ligera. El peso y volumen del sistema de fondeo limita la amplitud de los movimientos de la estructura flotante. Los máximos relativos a cada una de las cadenas se dan para las mismas condiciones ambientales de viento y oleaje. Los movimientos más dependientes del tipo de cadena son el avance, la deriva y la guiñada. Los movimientos máximos se dan siempre para vientos con componente norte. Esto se debe a que es la dirección de viento que mayores fuerzas ejerce sobre la estructura. Las traslaciones son fruto de la suma de las fuerzas de viento y el oleaje, siendo las fuerzas de viento dominantes. El avance máximo se da en ausencia de oleaje porque las únicas direcciones de oleaje a las que está expuesta la planta son opuestas a la dirección de viento que mayores fuerzas induce sobre la estructura. Sin embargo, las rotaciones máximas están más asociadas a la fuerza del oleaje que a la del viento, ya que se observaron resultados similares para otras direcciones de viento o incluso en la ausencia de este.

Un resumen de las fuerzas máximas sobre el sistema de fondeo, así como el caso de estudio que las originó, puede apreciarse en la Tabla 4.

Tabla 4. Resumen de fuerzas máximas en fondeos.

Fondeo	θ_v	θ_o	Tipo de cadena		
			1	2	3
M1 (kN)	SO	SO	64.9	8.1	10.1
M2 (kN)	N	S	62.0	7.1	8.6
M3 (kN)	N	S	62.0	7.1	8.6
M4 (kN)	S	S	2.7	4.2	6.8

Si se comparan los resultados para la Cadena 2 y la 3, la tendencia parece indicar que las fuerzas decrecen para cadenas más ligeras. Esto se debe a que el peso propio de la cadena impone una tracción inicial de reposo respecto a la que oscilarán los valores registrados en las simulaciones. Sin embargo, las fuerzas máximas de tracción en M1, M2 y M3 se dan para la Cadena 1. Eso se debe a un fenómeno dinámico de carga súbita de los fondeos, similar a un tirón. Las tensiones ligadas al tirón súbito son muy superiores a las que se darían si las cargas se aplicasen de forma paulatina. Este fenómeno dinámico puede manifestarse o no según la intensidad y dirección de las acciones ambientales y la orientación de la línea de fondeo. Como para M4 no se manifiesta, su tracción máxima está asociado a la tensión inicial de la Cadena 3.

Cada línea de fondeo se tensa cuando restringen ciertos movimientos de la estructura flotante. Según la distancia relativa entre las gateras y los anclajes, unas líneas entran en tensión y otras se relajan. La línea será propensa a mayores tensiones si la estructura se mueve en la dirección alienada a su anclaje y gatera, con sentido hacia la gatera. Eso justifica que las líneas M2 y M3 alcancen los valores máximos de tracción para vientos del N, mientras que las restantes se traccionan más cuando el viento sopla desde el S.

Las direcciones de oleaje que mayores tracciones indujesen deberían estar alienadas con el viento. Sin embargo, al emplazamiento de la planta solo llegan frentes de ola de componente S. Aun así, la presencia de oleaje fue necesaria para alcanzar los valores máximos de tracciones en los fondeos, incluso si el frente de olas se oponía al viento incidente. La dirección de viento domina el avance y deriva de la planta y, como consecuencia, determina qué líneas de fondeo serán más propensas a mayores tracciones. Sin embargo, el oleaje es el responsable de la componente armónica de las fuerzas en los fondeos (ver Figura 5). Esta componente va ligada al balance, cabeceo y arfada de la planta, que en términos de magnitud, no dependen de la dirección del frente. Los máximos de dicha componente también son los máximos globales que, si la estructura está lo bastante alejada de su posición inicial, pueden resultar en tirones súbitos en la línea de fondeo. Estos tirones se dan para la Cadena 1 porque es la que menos restringe el movimiento de la estructura (ver Tabla 3).

Para determinar que tipo de cadena es la más adecuada para fondear la planta FPV analizada hay que comprobar los factores de seguridad (F.S.) que resultan del ratio entre las tracciones máximas registradas en las simulaciones y la carga máxima que pueden soportar según los ensayos del fabricante (ver Tabla 1).

Los F.S. para cada una de las cadenas analizadas se pueden ver en la Tabla 5. Nótese que dichos factores de seguridad son característicos, es decir, ni se han mayorado las cargas ni se han minorado las propiedades resistentes de las cadenas.

Tabla 5. Factor de seguridad mínimo para cada línea de fondeo y tipo de cadena.

Tipo de cadena	Carga de rotura (kN)	Línea de fondeo (F.S.)			
		M1	M2	M3	M4
Cadena 1	132	2.0	2.1	2.1	48.9
Cadena 2	251	31.0	35.4	35.4	59.8
Cadena 3	468	46.3	54.4	54.4	68.8

Como era de esperar, se observa un decremento drástico del F.S. cuando se emplea la Cadena 1. Dichos factores surgen por el fenómeno dinámico de tracción súbita comentado anteriormente. De estos resultados se extrae que la identificación y cuantificación de estos fenómenos dinámicos es de crucial importancia para el cálculo del sistema de fondeo de una planta FPV. Dado el reducido F.S. que resulta de usar la Cadena 1, se precisaría un análisis más detallado para garantizar su integridad estructural a lo algo de la vida útil de la planta FPV. Además, incluso si la línea de fondeo pudiese resistir los esfuerzos de tracción, dichos esfuerzos se transmitirían al resto de la estructura flotante, cargando innecesariamente sus elementos resistentes. Por lo tanto y atendiendo únicamente al criterio estructural, el tipo de cadena más apropiado para el sistema de fondeo de la planta fotovoltaica analizada sería la Cadena 2.

CONCLUSIONES Y FUTURAS LÍNEAS

Se ha analizado la respuesta de una planta FPV marina frente a diferentes combinaciones de viento y oleaje y se han verificado estructuralmente sus líneas de fondeo para distintos tipos de cadena. De este análisis se extraen las siguientes conclusiones:

- Las cadenas más pesadas restringieron más los movimientos de la planta.
- El viento fue más responsable del de avance y deriva de la planta, mientras que el oleaje domino las rotaciones y la arfada.
- Las tracciones máximas en las líneas de fondeo se debieron a fenómenos dinámicos que solo se manifestaron al emplear la cadena más ligera. Dichas tracciones resultaron en F.S. bastante comprometidos.
- Los F.S. aumentaron en ausencia de dichos fenómenos, lo que demuestra la importancia de su identificación y cuantificación.

Finalmente, de este trabajo se pueden extraer futuras líneas de investigación. Entre ellas, hay que destacar las siguientes:

- Realizar el cálculo estructural de los elementos resistentes de la plataforma flotante mediante un modelo de elementos finitos.
- Reproducir más fidedignamente las acciones de viento y oleaje mediante la implementación de distribuciones espectrales.
- Valorar la influencia de las fuerzas del sistema de fondeo sobre el resto de la estructura, a efectos de determinar los beneficios de empear cadenas pesadas para prevenir cargas súbitas.
- Realizar estudios de fatiga sobre los elementos estructurales más sensibles a cargas cíclicas, como las cadenas de fondeo.

AGRADECIMIENTOS

Este trabajo ha sido parcialmente subvencionado por PORTOS, un proyecto cofinanciado por el programa INTERREG Espacio Atlántico, a través del Fondo Europeo de Desarrollo Regional (n.º de concesión EAPA_784/2018).

Asimismo, este trabajo ha sido subvencionado por la Administración del Principado de Asturias a través del Programa de Ayudas "Severo Ochoa" para la formación en investigación y docencia del Principado de Asturias, del cual es beneficiario Rubén Claus.

REFERENCIAS

- [1] DNVGL, "Energy Transition Outlook: Renewables, Power and Energy Use Forecast to 2050."
- [2] E. F. Lambin and P. Meyfroidt, "Global land use change, economic globalization, and the looming land scarcity," *Proc. Natl. Acad. Sci.*, vol. 108, no. 9, pp. 3465–3472, 2011.
- [3] R. Cazzaniga and M. Rosa-Clot, "The booming of floating PV," *Sol. Energy*, vol. 219, pp. 3–10, 2021.
- [4] P. T. Pedersen, "Marine structures: future trends and the role of universities," *Engineering*, vol. 1, no. 1, pp. 131–138, 2015.
- [5] E. Bellini, "Offshore floating PV may reach maturity in 2030," *PV Magazine*, 2020. [Online]. Available: <https://www.pv-magazine.com/2020/12/10/offshore-floating-pv-may-reach-maturity-in-2030/>. [Accessed: 03-Mar-2021].
- [6] S. Oliveira-Pinto and J. Stokkermans, "Marine floating solar plants: An overview of potential, challenges and feasibility," *Proc. Inst. Civ. Eng. Marit. Eng.*, vol. 173, no. 4, pp. 120–135, 2020.
- [7] S. Astariz and G. Iglesias, "The economics of wave energy: A review," *Renew. Sustain. Energy Rev.*, vol. 45, pp. 397–408, 2015.
- [8] M. López, R. Claus, F. Soto, A. Cebada, and Z. Hernández, "Structural reliability of a novel offshore floating photovoltaic system to supply energy demands of ports," in *8th International Conference on Marine Structures (MARSTRUCT)*, 2021.
- [9] R. Claus, A. Cebada, and M. López, "Sistemas fotovoltaicos flotantes: revisión de tecnologías y modelización dinámica," in *3as Jornadas de Investigación, Desarrollo e Innovación en Ingeniería Civil*, 2020, pp. 52–55.
- [10] Y. G. Lee, H. J. Joo, and S. J. Yoon, "Design and installation of floating type photovoltaic energy generation system using FRP members," *Sol. Energy*, vol. 108, pp. 13–27, 2014.
- [11] F. Rubino, A. Nisticò, F. Tucci, and P. Carlone, "Marine Application of Fiber Reinforced Composites: A Review," *J. Mar. Sci. Eng.*, vol. 8, no. 1, p. 26, Jan. 2020.
- [12] S. Selvaraju and S. Ilaiyavel, "Applications of composites in marine industry," *J. Eng. ...*, vol. II, no. II, pp. 89–91, 2011.
- [13] "Trillo - Anclas y Cadenas." [Online]. Available: <https://www.rtrillo.com/es/inicio/>. [Accessed: 20-Jun-2019].
- [14] ENERGYMARE, "Atlas de ondas de Galicia," 2014.
- [15] Puertos del Estado, "Visor de Puertos del Estado," 2021. .
- [16] J. D. Wheeler, "Method for calculating forces produced by irregular waves," *Proc. Annu. Offshore Technol. Conf.*, vol. 1969-May, no. 03, pp. 71–79, 1969.
- [17] W. E. Cummins, "The impulse response function and ship motions," 1962.
- [18] J. R. Morison, J. W. Johnson, S. A. Schaaf, and others, "The force exerted by surface waves on piles," *J. Pet. Technol.*, vol. 2, no. 05, pp. 149–154, 1950.
- [19] J. You, M. Lim, K. You, and C. Lee, "Wind Coefficient Distribution of Arranged Ground Photovoltaic Panels," *Sustainability*, vol. 13, no. 7, 2021.
- [20] M. Ikhennicheu, B. Danglade, R. Pascal, V. Arramounet, Q. Trébaol, and F. Gorintin, "Analytical method for loads determination on floating solar farms in three typical environments," *Sol. Energy*, 2021.

DIQUES FLOTANTES PORTUARIOS: ANÁLISIS DE LAS CONEXIONES Y SINÉRGICAS CON LA ENERGÍA UNDIMOTRIZ

Cebada, A.^{1*}, López, M.¹, Soto, F.¹, Claus, R.¹

¹Departamento de Construcción e Ingeniería de la Fabricación.
Escuela Politécnica de Mieres. Universidad de Oviedo.
C/ Gonzalo Gutiérrez Quirós s/n, 33600 Mieres-España
* Persona de contacto: cebadaalejandro@uniovi.es

RESUMEN

Los diques flotantes atenúan el oleaje incidente y garantizan la seguridad de las operaciones portuarias de los buques en emplazamientos con condiciones de oleaje suave. El colapso de los diques flotantes está asociado a fallos o roturas en las conexiones entre los pontones, especialmente cuando se someten a condiciones ambientales muy adversas. Un ejemplo de esto es el pontón flotante del Puerto de Figueras (Asturias, España), en el que sus conexiones no son capaces a soportar las fuerzas ocasionadas en situación de marejada. En este trabajo se ha simulado un pontón flotante parabólico de las mismas características interactuando con el oleaje mediante un modelo numérico basado en el método de los elementos de contorno (BEM). Se obtuvieron las series temporales de los momentos flectores y las fuerzas axiales en las conexiones y, adicionalmente, se explora la sinergia del pontón flotante con la tecnología de la energía del oleaje, en términos de producción e integridad estructural.

PALABRAS CLAVE: estructuras marinas, interacción estructura-oleaje, dique flotante parabólico, energía del oleaje, WEC.

ABSTRACT

Floating breakwaters attenuate incident waves and ensure safe port operations for vessels in locations with mild wave conditions. The collapse of these structures is associated with failures in the connections between pontoons, especially when they are subjected to adverse environmental conditions. An example of this is the floating pontoon in the Port of Figueras (Asturias, Spain), where its connections are not able to withstand the forces caused by storm waves. In this work, a parabolic floating pontoon with same characteristics interacting with waves has been simulated by means of a numerical model based on the Boundary Element Method (BEM). The time series of bending moments and axial forces at the connections were obtained and, additionally, the synergy of the floating pontoon with wave energy technology is explored in terms of production and structural integrity.

KEYWORDS: marine structures, wave-structure interaction, parabolic floating breakwater, wave energy, WEC.

INTRODUCCIÓN

La actividad portuaria de un país costero supone una importante aportación económica y comercial para su propio crecimiento. Para poder llevarlas a cabo en condiciones de seguridad, se precisa de la construcción de estructuras que protejan a las embarcaciones de la acción del oleaje. En los puertos que están expuestos a oleajes de fondo o *swell* es común utilizar grandes diques asentados sobre el lecho marino, sin embargo, con condiciones de oleaje más suave es posible utilizar diques flotantes, debido a que presentan una solución alternativa económica y medioambiental [1].

Un ejemplo de este tipo de estructura de protección es el dique flotante que abriga el puerto deportivo del municipio asturiano de Figueras (España), que se sitúa en

el interior de la Ría del Eo formando una frontera natural entre las comunidades de Galicia y Asturias (Figura 1).

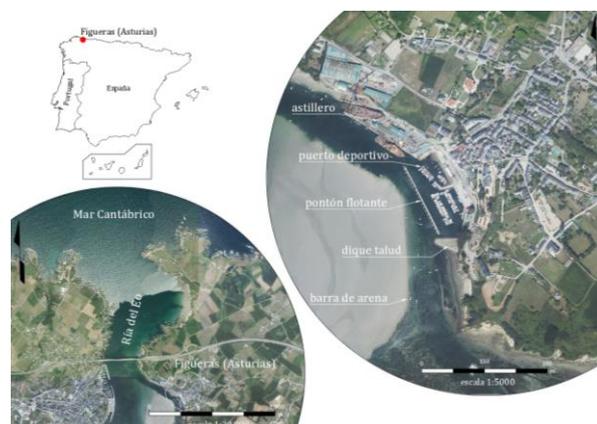


Figura 1. Emplazamiento del puerto de Figueras.

La problemática asociada a estas estructuras está estrechamente relacionada con el dimensionamiento de los elementos de unión entre módulos flotantes, puesto que son una de las partes más débiles. De hecho, en condiciones de temporal estos elementos son sometidos a altas tensiones de tracción que ocasionan su rotura y, consiguientemente, hacen perder la capacidad de reflejar el oleaje incidente al dique como ha ocurrido en este caso de estudio (Figura 2).

En post de determinar el sistema de fuerzas que actúan sobre las estructuras flotantes es necesario recurrir a técnicas avanzadas de ingeniería. Una de las técnicas de estudio más habituales es la experimentación en laboratorio en canales o tanques de oleaje donde se trabaja con modelos físicos a escala reducida [2]. Aunque no es sencillo trasladar los resultados obtenidos en laboratorio a escala real, es posible utilizarlos para la calibración de modelos numéricos [3]. En la actualidad, estos modelos numéricos son un enfoque factible para abordar la dinámica de una estructura flotante bajo acciones ambientales complejas.

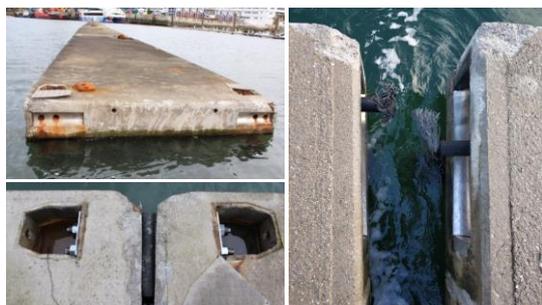


Figura 2. Detalle de la conexión entre módulos flotantes (izquierda) y rotura tras marejada (derecha).

Por otro lado, la fuerza del oleaje también puede verse como un recurso energético con alta densidad, buena previsibilidad y bajo impacto ambiental [4]. Los puertos son grandes focos consumidores de energía eléctrica, sin embargo, también son vastas fuentes de energía renovable sin explotar [5]. Recientemente, han surgido múltiples estudios que pretenden aprovechar energías marinas con el objetivo de autoabastecer los puertos mediante la generación de energía renovable, como por ejemplo [6], o más aún, el Proyecto Europeo PORTOS (*Ports Towards Energy Sel-Sufficiency*).

La conversión de la energía del oleaje puede hacerse de diferentes maneras, ya sea con grandes y costosos dispositivos como las columnas oscilantes de agua [7] o bien con tecnologías de menor envergadura como los dispositivos de absorción puntual o similares (e.g. [8]). Una forma novedosa de aprovechar la energía undimotriz y, al mismo tiempo, de proteger las aguas interiores del puerto, consiste en disponer el dique con una geometría en planta parabólica [9]. Este tipo de geometría permite que la reflexión del oleaje se concentre sobre su foco, creando una zona puntual de alta energía ideal para la implementación de un dispositivo puntual de conversión de oleaje.

En este trabajo analiza la respuesta de un pontón flotante (de características similares al pontón de Figueras) con una disposición geométrica parabólica, que permita la extracción de energía del oleaje y garantice la integridad estructural del conjunto. Para ello se ha simulado la interacción estructura-oleaje en un entorno numérico basado en la teoría del potencial y el método BEM. Como resultados, se han obtenido las fuerzas de tracción que actúan sobre las conexiones del dique y, adicionalmente, la altura de ola que se obtendría en el foco del dique parabólico.

MATERIALES Y MÉTODOS

2.1. Pontón flotante de Figueras.

El módulo de pontón flotante de 24 t instalado en el puerto de Figueras se corresponde con el modelo SF BW 300, del fabricante SF Marina. En la disposición colocada, estos se encuentran unidos dos a dos mediante dos conexiones que proporcionan una resistencia nominal a tracción de 700 kN. Cada una de ellas se compone, a su vez, de un par de cables de acero (Figura 3) que atraviesan un elemento cilíndrico de neopreno. Este sistema le confiere rigidez al conjunto de la estructura para soportar las acciones del oleaje como un todo uno, siempre y cuando la resistencia nominal de los cables de acero no sea superada.

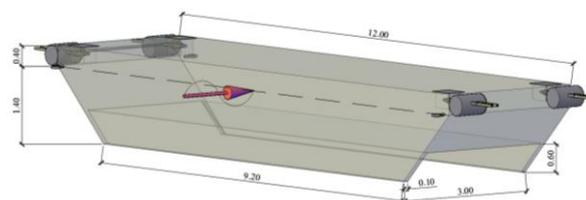


Figura 3. Dimensiones en [m] del pontón modular utilizado en el puerto deportivo de Figueras.

2.2. Propuesta de pontón flotante parabólico

Partiendo de la tipología del dique flotante de Figueras, en este trabajo se plantea utilizar una configuración parabólica del pontón, tal como muestra la Figura 4. La trayectoria parabólica implementada tiene el vértice sobre el centro del módulo flotante n°4 y su foco se sitúa a una distancia de 50 m.

La geometría completa se compone por 7 módulos flotantes, interconectados dos a dos mediante piezas trapezoidales, las cuales permiten quebrar la geometría consiguiendo así la forma parabólica. Además, cada uno de los módulos se ha fondeado al lecho marino utilizando cuatro cabos elástico-lineales, anclados al fondo marino mediante bloques de hormigón. Este tipo de fondeos reduce considerablemente los movimientos del pontón [10] y, consiguientemente, se consigue que la distancia focal de la parábola que conforma la estructura permanezca constante.

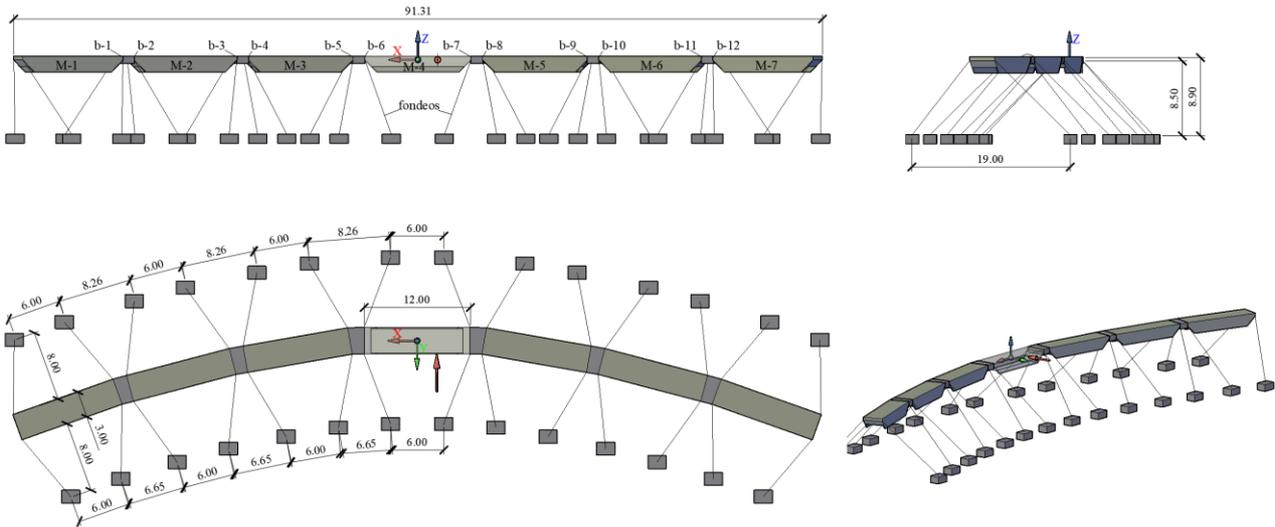


Figura 4. Disposición y dimensiones del pontón flotante parabólico propuesto. “M” hace referencia al módulo pontón y “b” hace referencia a la conexión de tipo bisagra.

2.3. Modelo numérico

Teniendo en cuenta el comportamiento difractante de los módulos del dique pontón, en este trabajo se ha empleado un modelo de paneles (basado en la teoría del potencial) para analizar el comportamiento hidrodinámico de este tipo de estructuras en presencia del oleaje. Este tipo de modelos ya han sido aplicados exitosamente para la calibración y validación de modelos numéricos de pontones flotantes [3]. Además, también ha sido empleado para estimar la respuesta de dispositivos de energía marinos como el CECO [11].

Inicialmente se aplicó el código Aqwa Line para resolver la hidrodinámica de los módulos pontón en el dominio de la frecuencia. Éstos son considerados sólidos rígidos flotando libremente y con velocidad de avance nula. La respuesta armónica obtenida está gobernada por (1).

$$[-\omega^2(\mathbf{M} + \mathbf{A}) - i\omega\mathbf{B} + \mathbf{C}] \cdot \chi = \mathbf{f}(\omega), \tag{1}$$

donde **M** es la masa estructural, **A** y **B** son los denominados coeficientes hidrodinámicos, **C** es la rigidez hidrostática y **f** las fuerzas que inciden sobre cada panel que se utiliza para mallar el pontón (ver Figura 5).

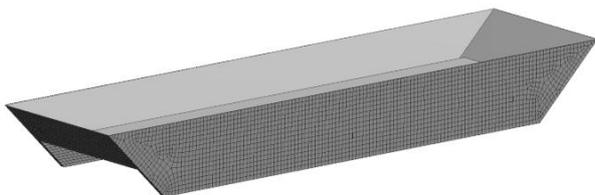


Figura 5. Malla de paneles aplicada sobre el pontón.

Cabe mencionar que la amplitud de oscilación χ es calculada para cada grado de libertad, cada dirección de incidencia del oleaje y para cada frecuencia angular ω . En este trabajo se ha analizado la respuesta armónica de

20 frecuencias angulares diferentes comprendidas entre $\omega_{min} = 0.01$ rad/s y $\omega_{max} = 6.15$ rad/s, actuando sobre la dirección de incidencia transversal (90°) al pontón parabólico.

Posteriormente, se resolvió la dinámica del dique en el dominio del tiempo mediante el código Aqwa Naut, en el que se planteó el sistema completo de fuerzas (2), entre las que se incluyen la fuerza hidrostática $\mathbf{f}_h(t)$, las fuerzas del oleaje incidente $\mathbf{f}_l(t)$, las fuerzas de difracción $\mathbf{f}_d(t)$, y las fuerzas de radiación $\mathbf{f}_r(t)$, y las fuerzas en las líneas de fondeo $\mathbf{f}_m(t)$,

$$\mathbf{M} \cdot \ddot{\mathbf{x}} = \mathbf{f}_h(t) + \mathbf{f}_l(t) + \mathbf{f}_d(t) + \mathbf{f}_r(t) + \mathbf{f}_c(t) + \mathbf{f}_m(t). \tag{2}$$

El término $\mathbf{f}_c(t)$ tiene en cuenta las fuerzas que actúan sobre las conexiones entre los módulos y las piezas trapezoidales. Dado que las conexiones entre módulos están colocadas en las esquinas, todas las traslaciones y las rotaciones alrededor de los ejes X y Z están restringidas, por lo que el uso de un elemento de unión que permita la rotación sobre el eje Y es adecuado para reproducir las fuerzas de las conexiones (Figura 6). Con este tipo de articulación, se debe estimar la rigidez (K_{ry}), adoptada con un valor de 572 MN·m/rad, basado en el trabajo de calibración previo [3].

Para estimar la sollicitación sobre cada cable de acero, es necesario transformar las fuerzas obtenidas en la bisagra en la componente axial sobre cada conexión (f_{Ncon}). Suponiendo un reparto igual de fuerzas, la fuerza axial a la que es sometida la conexión se obtiene como la suma en cada paso de tiempo del correspondiente aporte de la fuerza axial (f_x) y del par en el eje vertical (f_{RZ}) que aparece en la bisagra (3).

$$f_{Ncon} = \frac{f_x}{2} + \frac{f_{RZ}}{2d_c}, \tag{3}$$

donde d_c es la distancia entre la conexión y la bisagra.

La interacción del pontón parabólico con el oleaje se ha resuelto durante una secuencia temporal de 30 minutos (según recomendación de [12]), empleando un paso temporal $\Delta t = 0.005$ s. Durante esta serie, la estructura es enfrentada a un oleaje irregular de tipo Pierson-Moskowitz caracterizado por una altura de ola significativa $H_s = 0.76$ m y un periodo de pico $T_p = 3.15$ s, actuando en la dirección de incidencia transversal al pontón central (nr. 4) [13]. La energía $S(\omega)$ contenida en este tipo de espectro de oleaje es formulada según (4):

$$S(\omega) = 4\pi^3 \frac{H_s^2}{T_z^4} \frac{1}{\omega^5} e^{-\frac{16\pi^3}{T_z^4} \frac{1}{\omega^4}}, \quad (4)$$

siendo T_z es el periodo de cruce por cero [14].

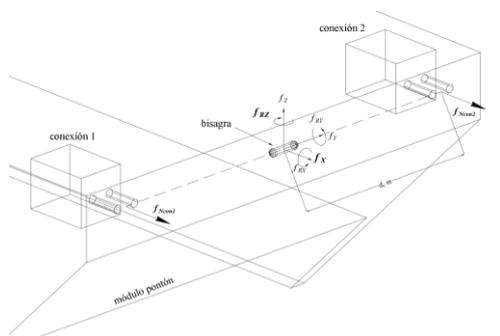


Figura 6. Esquema de las fuerzas actuantes sobre la bisagra.

RESULTADOS

Tras someter al pontón parabólico al oleaje irregular de diseño definido anteriormente se han obtenido las fuerzas axiales (f_{Ncon}) a las que son sometidas las conexiones que unen los pontones. Adicionalmente, a modo de primera estimación del recurso energético que se puede obtener con esta disposición parabólica, se muestra la superficie de sobreelevación de la lámina de agua obtenida en las cercanías del dique.

3.1. Fuerzas en la conexión

La figura 7 muestra un ejemplo de la serie de fuerzas $f_X(t)$ y $f_{RZ}(t)$ que aparecen sobre la bisagra central (b-6) del conjunto de pontones. En ella, se aprecia como la fuerza axial f_X oscila en torno a unos valores de tracción aproximados de 20 kN, manteniéndose relativamente constantes durante toda la simulación. Sin embargo, el par sobre el eje vertical f_{RZ} que se genera alcanza valores máximos (≈ 4.000 kN·m) que, en comparación con la fuerza axial, contribuyen de forma mayoritaria sobre el cálculo de la fuerza resultante en la conexión. De hecho, la fuerza axial que aparece en la bisagra podría ser despreciada y la fuerza en la conexión apenas se vería afectada.

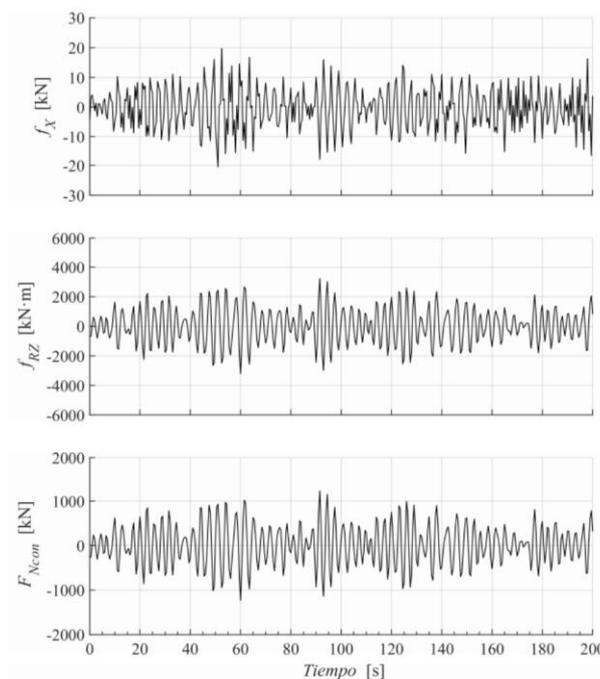


Figura 7. Fuerza axial f_X (panel superior) y par f_{RZ} (panel intermedio) sobre la bisagra b-6 y fuerza axial resultante f_{Ncon} (panel inferior).

Observando las conexiones en conjunto, se observa que la fuerza axial f_{Ncon} difiere en gran medida entre unas y otras. La Figura 8 muestra los valores estadísticos obtenidos para cada una de las conexiones, en ella se muestra cómo aquellas que están situadas más cerca del vértice de la parábola (e.g. 6 y 7) soportan fuerzas axiales medias mayores al resto, cercanas a los 300 kN. La fuerza axial media no supera en ninguna conexión la resistencia nominal proporcionada por el fabricante (700 kN). Sin embargo, esta sí que es superada en algunos instantes llegando a solicitar a la conexión con más de 1.600 kN, muy por encima del valor nominal. Por otro lado, la fuerza axial que aparece en las conexiones situadas en los extremos (1 y 12) es considerablemente menor que en las uniones centrales, tanto la fuerza axial media estimada (≈ 50 kN) como la fuerza extrema (≈ 300 kN).

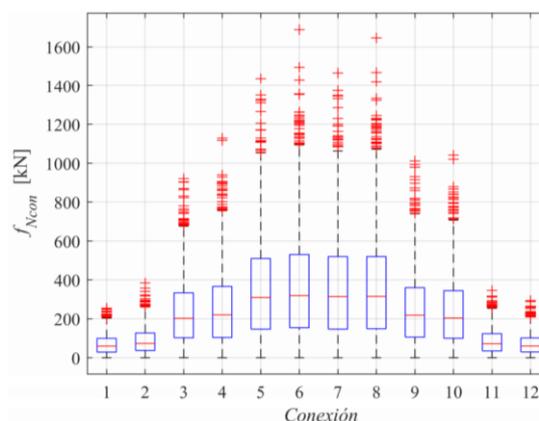


Figura 8. Fuerza axial media (línea roja), percentiles 25% y 75% (línea azul), desviación típica (línea negra) y valores extremos (cruz roja).

3.2. Recurso energético

Como un primer paso hacia la estimación del recurso energético del oleaje teórico que podría obtenerse con la geometría parabólica, se presenta la estimación de la sobreelevación de lámina de agua calculada a través del oleaje difractado, radiado y reflejado por los pontones.

La Figura 9 muestra un ejemplo de la sobreelevación obtenida cuando incide transversalmente sobre la estructura un oleaje monocromático de 0.45 m de amplitud y frecuencia angular $\omega = 3.60$ rad/s (equivalente a un periodo de 1.75 s). La forma parabólica de la estructura hace que la reflexión del oleaje se concentre en las cercanías del foco, obteniéndose sobreelevaciones de la lámina de agua teóricas de hasta 2 m. Además, los menores valores (≈ 0 m) aparecen en la zona de sotamar, por lo que la estructura sería capaz de disipar este oleaje, garantizando así una altura de ola compatible con las operaciones que se realicen en el interior del puerto.

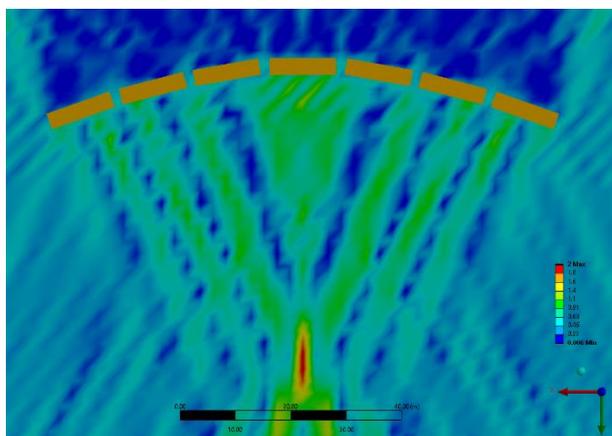


Figura 9. Altura de lámina de agua en [m] para oleaje incidente transversal.

La respuesta del dique parabólico mostrada en la figura anterior no es igual en el rango de las 20 frecuencias angulares analizadas. Cuando inciden sobre la estructura oleajes monocromáticos con frecuencias inferiores a 1.70 rad/s no se produce reflexión del oleaje, el dique se mueve armónicamente con el oleaje y, por tanto, la sobreelevación de lámina en el foco de la pábola (h_{foco}) es igual a la amplitud incidente (ver Figura 10).

Por otro lado, cuando la frecuencia del oleaje incidente es superior a 1.70 rad/s (equivalente a periodos menores de 3.70 s) la estructura refleja el oleaje con patrones similares al mostrado en la Figura 9, obteniéndose sobreelevaciones de la lámina de agua de hasta 2.50 m en el foco (ver Figura 10). Esto quiere decir que, con esta disposición geométrica parabólica, se pueden obtener sobreelevaciones teóricas de la lámina de agua de una magnitud superior a 5 veces la amplitud del oleaje incidente y que, además, se consigue focalizar en una zona puntual.

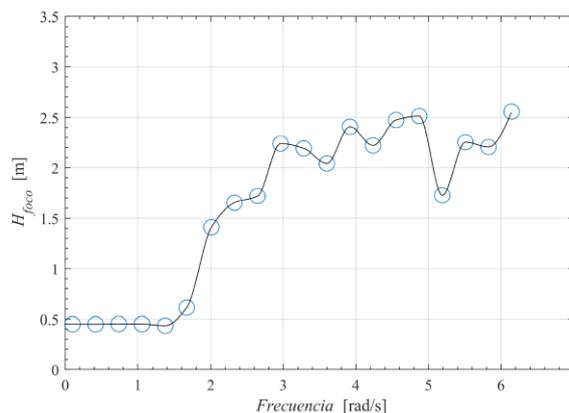


Figura 10. Altura de la lámina de agua en el foco de la parábola.

CONCLUSIONES

En este trabajo se ha simulado numéricamente un pontón flotante de características y dimensiones similares al pontón instalado en el puerto de Figueras, pero con una disposición geométrica en planta de trayectoria parabólica que permite crear una zona puntual para el aprovechamiento energético del oleaje. Además, se han estudiado las fuerzas teóricas a las que se someten las conexiones de los módulos pontón, en términos de analizar la integridad estructural de dique frente a un oleaje de carácter extremal.

Las conclusiones alcanzadas tras discutir los resultados se resumen a continuación:

- El modelo numérico creado permite estimar la fuerza axial a la que se someten los conectores del pontón.
- La fuerza axial máxima supera en un 200% a la resistencia nominal de la conexión en algunos instantes de la simulación, por lo que la integridad de la estructura aún no está garantizada.
- Los oleajes incidentes transversales con periodos iguales o menores a 3.70 s son reflejados sobre el foco de la parábola creando una zona puntual de alta energía. Además, el oleaje es atenuado en la zona de sotamar con valores de sobreelevación de lámina de agua casi nulos.

AGRADECIMIENTOS

A. Cebada ha recibido financiación por parte de la Universidad de Oviedo (Asturias, España), bajo el plan de becas predoctorales denominadas “Ayudas para realización de Tesis Doctorales. Modalidad A: Contratos de Investigación en régimen de concurrencia competitiva” (Ref. PAPI-21-PF-31).

REFERENCIAS

- [1] B. L. McCartney, "Floating breakwater design," *J. Waterw. Port, Coast. Ocean Eng.*, vol. I, no. 2, pp. 304–318, 1985.
- [2] 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.
- [3] 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.
- [4] G. Iglesias, M. López, R. Carballo, A. Castro, J. A. Fraguera, and P. Frigaard, "Wave energy potential in Galicia (NW Spain)," *Renew. Energy*, vol. 34, no. 11, pp. 2323–2333, 2009, doi: 10.1016/j.renene.2009.03.030.
- [5] F. Taveira-Pinto, G. Iglesias, P. Rosa-Santos, and Z. D. Deng, "Preface to Special Topic: Marine Renewable Energy," *J. Renew. Sustain. Energy*, vol. 7, no. 6, 2015, doi: 10.1063/1.4939086.
- [6] M. López, F. Soto, and Z. A. Hernández, "Assessment of the potential of floating solar photovoltaic panels in bodies of water in mainland Spain," *J. Clean. Prod.*, vol. 340, 2022, doi: 10.1016/j.jclepro.2022.130752.
- [7] T. Calheiros-Cabral *et al.*, "Evaluation of the annual electricity production of a hybrid breakwater-integrated wave energy converter," *Energy*, vol. 213, 2020, doi: 10.1016/j.energy.2020.118845.
- [8] C. A. Rodríguez, P. Rosa-Santos, and F. Taveira-Pinto, "Hydrodynamic optimization of the geometry of a sloped-motion wave energy converter," *Ocean Eng.*, vol. 199, no. January, p. 107046, 2020, doi: 10.1016/j.oceaneng.2020.107046.
- [9] C. Zhang and D. Ning, "Hydrodynamic study of a novel breakwater with parabolic openings for wave energy harvest," *Ocean Eng.*, vol. 182, no. April, pp. 540–551, 2019, doi: 10.1016/j.oceaneng.2019.04.056.
- [10] *Book of Abstracts. 3rd Research, Development and Innovation Conference in Civil Engineering*, 3rd ed. Mieres, 2020.
- [11] M. López, F. Taveira-Pinto, and P. Rosa-Santos, "Numerical modelling of the CECO wave energy converter," *Renew. Energy*, vol. 113, pp. 202–210, Dec. 2017, doi: 10.1016/j.renene.2017.05.066.
- [12] DNV GL, *DNVGL-CG-0130: Wave loads*, no. January. 2018.
- [13] Centro de Estudios y Experimentación de Obras Públicas (CEDEX), "Estudio del canal de Figueras de la Ría del Eo (Castropol, Asturias)." Madrid, 2006.
- [14] DNV GL, "DNVGL-RP-C205: Environmental Conditions and Environmental Loads," *DNV GL Recomm. Pract.*, no. August, pp. 1–259, 2017.

PROPAGACIÓN DE GRIETAS DE FATIGA DESDE CONCENTRADOR EN ACERO MARAGING BAJO CARGAS DE TIPO BIAXIAL

Alejandro S. Cruces^{1*}, Pablo Lopez-Crespo¹, Ricardo Branco², B. Moreno¹, Luis Borrego^{2,3}

¹ Departamento de Ingeniería Civil, Materiales y Fabricación, Universidad de Málaga, C/ Doctor Ortiz Ramos, s/n, 29071 Málaga, España

² CEMMPRE, Departamento de Ingeniería Mecánica, Universidad de Málaga, Portugal

³ Departamento de Ingeniería Mecánica, Politécnico de Coimbra – ISEC, Rua Pedro Nunes, 3030-199 Coimbra, Portugal

* Persona de contacto: ascruces@uma.es

RESUMEN

En el presente trabajo pretende caracterizar el comportamiento a fatiga de un acero maraging fabricado mediante técnica aditiva. Este tipo de acero de alta resistencia es muy usado en la industria aeronáutica, aeroespacial, militar y estructuras offshore gracias a su alta resistencia, tenacidad, ductilidad, estabilidad dimensional y soldabilidad. La posibilidad de usar este material para producir piezas por fabricación aditiva, lo convierte en un buen candidato para producir partes de prótesis por sus buenas propiedades mecánicas, optimizándose el material y reduciendo el tiempo de mecanizado. Este estudio se centra en el comportamiento multiaxial del acero. Para esto, se han usado varios métodos de plano crítico para predecir la vida a fatiga y la orientación de la grieta bajo escenarios de cargas de tipo biaxial. Se emplearon probetas cilíndricas fabricadas en dirección vertical, mediante capas de 40um de espesor y una velocidad de 800 mm/s. Los resultados mostraron un reducido efecto de los concentradores de tensión aplicados para bajos ciclos de vida a fatiga. Con los modelos de plano crítico empleados las estimaciones de vida a fatiga fueron más ajustados a menores ciclos de vida.

PALABRAS CLAVE: Fabricación Aditiva, Acero Maraging, Fatiga Multiaxial, Concentrador

ABSTRACT

In this work is studied the multiaxial fatigue behaviour of an additively manufactured maraging steel. This high strength steel is used in different industries such as aircraft, aerospace, offshore and military industries thanks to its good strength, toughness, ductility, and weldability. The possibility of using this material to produce parts by additive manufacturing makes it a good candidate for producing prosthetic parts due to its good mechanical properties, optimising the material and reducing machining time. This study focuses on the multi-axial behaviour of steel. For this, several critical plane methods have been used to predict the fatigue life and crack orientation under biaxial loading scenarios. Cylindrical specimens fabricated in the vertical direction, using 40um thick layers and a speed of 800 mm/s, were used. The results showed a reduced effect of stress concentrators applied for low fatigue life cycles. With the critical plane models used, the fatigue life estimates were more accurate at lower life cycles.

KEYWORDS: Additive Manufacturing, Maraging Steel, Multiaxial Fatigue, Notch

1 INTRODUCCIÓN

Los métodos de fabricación de hoy día permiten obtener geometrías más complejas y optimizadas. Entre los avances tecnológicos en este aspecto han surgido las denominadas técnicas de fabricación aditiva, en las que como su nombre bien indica la fabricación se basa en la adición de material en vez de la eliminación como suele suceder en los métodos de fabricación tradicionales [1]. Entre estas técnicas se encuentra la SLM (Selective Laser Melting), en la que la pieza se va creando por la fusión de polvo metálico depositado en finas capas [2]. Este

método de fabricación genera defectos tales como huecos o zonas de falta de fusión que repercuten sobre la resistencia a fatiga del material [3], [4]. Por otro lado, en el material aparece una anisotropía como consecuencia de la distribución de defectos diferente respecto a la dirección de fabricación [5]. Respecto a la resistencia a fatiga algunos investigadores advierten que su efecto es notable sobre todo a altos ciclos de vida [6], encontrándose en cualquier caso que el material muestra un mejor comportamiento cuando las cargas son aplicadas en la dirección perpendicular a la de fabricación de la pieza [7].

En este trabajo se evalúa el comportamiento a fatiga multiaxial del acero 18Ni300 de fabricación aditiva. Los caminos de carga aplicados se componen de una carga axial pulsante en fase con una a torsión de inversión completa. Para cada camino de carga, se obtiene la vida a fatiga del material con y sin un concentrador de tensiones en forma de taladro. Para los ensayos con concentrador de tensiones se aplicó la técnica de correlación de imágenes para la relación entre el factor de intensidad de tensiones en el frente de grieta en modo I y modo II.

2 MATERIALES Y MÉTODOS

2.1 Propiedades del 18Ni300

El material usado en el estudio es el acero maraging 18Ni300. Este es un material ampliamente usado en la industria por su buena resistencia, tenacidad, ductilidad, estabilidad dimensional y soldabilidad [8]. Su buena soldabilidad le hace un buen candidato para la técnica de fabricación aditiva.

Las propiedades monotónicas y cíclicas se presentan en la tabla 1 y 2 respectivamente [3]. Los valores cíclicos de torsión se obtuvieron mediante cinco ensayos a diferentes niveles de deformación angular en la zona de bajos ciclos de vida a fatiga [9].

Tabla 1. Propiedades monotónicas AISI 18Ni300 AM.

Resistencia a la tracción, σ_u	1147MPa
Límite elástico, σ_{ys}	910MPa
Módulo de Young, E	168GPa

Tabla 2. Propiedades cíclicas AISI 18Ni300 AM.

Coef. Resistencia fatiga, σ'_f	1798.73MPa
Exp. Resistencia fatiga, b	-0.1311
Coef. ductilidad fatiga, ϵ'_f	0.32784
Exp. ductilidad fatiga, c	-1.0941
Coef. Resistencia fatiga, τ'_f	890.9MPa
Exp. Resistencia fatiga, b_γ	-0.103
Coef. ductilidad fatiga, γ'_f	0.7806
Exp. ductilidad fatiga, c_γ	-0.899

2.2 Datos experimentales ensayo biaxial

La geometría y las medidas de las probetas tubulares empleadas en los ensayos se muestran en la figura 1. Estas probetas fueron fabricadas mediante SLM aplicando una potencia de láser de 400W, una velocidad de movimiento de 800mm/s y en capas de 40 μ m de espesor. Las probetas se ensayan en condiciones as-built

por lo que no incluyen ningún tratamiento posterior mecánico o térmico.

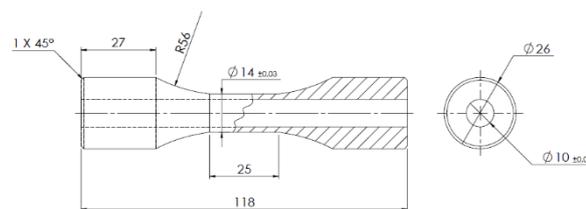


Figura 1. Geometría de las probetas. Todas las cotas se expresan en mm.

Se realiza un taladro de 0.4mm en el centro de la probeta. De este modo se asegura la aparición de la grieta desde el concentrador de tensiones.

Los caminos de carga aplicados se muestran en la figura 2. Se aplica con control de fuerza una carga axial pulsante con una relación de carga de 0.1 junto a una carga a torsión con inversión completa. Los valores de carga se calculan en función de la tensión equivalente máxima en el ciclo: 25% σ_{ys} (HCF), 50% σ_{ys} (MCF) y 75% σ_{ys} (LCF). En la tabla 3 resume los valores de tensión, deformación a mitad de vida y vida a fatiga para los ensayos realizados.

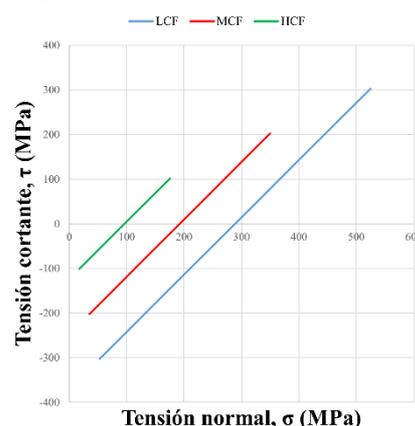


Figura 2. Caminos de carga estudiados.

Tabla 3. Resumen resultados obtenidos ensayos fatiga multiaxial.

Id.	$\Delta\sigma$ (MPa)	$\Delta\tau$ (MPa)	$\Delta\epsilon$ (%)	$\Delta\gamma$ (rad)	N_f (ciclos)
HCF1	175	202	0.136	0.00342	334000
HCF2	175	202	0.141	0.00393	235000
MCF1	315	404	0.276	0.0070	18690
MCF2	315	404	0.275	0.0071	22176
LCF1	472.5	606	0.418	0.0116	1434
LCF2	472.5	606	0.414	0.0112	1670

2.3 Correlación de Imágenes

El campo de desplazamiento en la punta de la grieta se obtiene mediante una cámara CCD de 5MP con una óptica con la que se obtiene un campo de visión de

3.55×2.97mm² [10]. Para crear un patrón sobre la superficie de la probeta, se ha pulido ligeramente la superficie de la probeta en una zona próxima al concentrador con la intención de reducir lo mínimo posible el efecto de este pulido sobre la vida a fatiga de la probeta [11], [12]. A continuación se aplica un patrón arañando la superficie con lijas del #800 y #1200 [10].

Las imágenes se tomaron cada 500 ciclos para la probeta B2 y para la A2 cada 10000 ciclos. Se tomaron 60 imágenes por ciclo, en un total de 4 ciclos. Las imágenes se procesaron con el programa VIC 2D [13].

Debido a la elevada deformación en la probeta LCF2, no se obtuvieron buenos resultados aplicando esta técnica, en el caso de HCF2, la grieta se inició en el taladro, pero finalmente rompió por un punto próximo al cambio de sección. El único resultado positivo se obtuvo de la probeta MCF2.

3 METODOS DE PLANO CRÍTICO

Los métodos de plano crítico se basan en la observación de nucleación y crecimiento de grieta en ensayos realizados con cargas más o menos complejas [14]. Dependiendo del tipo de material, se presenta un dominio de un modo de crecimiento de la grieta u otro, en función de esto aparecen diferentes modelos [15]. Existen dos tipos de modelos, aquellos que utilizan datos de ensayos más simples para predecir el comportamiento bajo condiciones complejas, y aquellos que usan ensayos complejos para predecir el comportamiento bajo cargas multiaxiales [16]. En este trabajo prestaremos atención al primer tipo. Los modelos así determinan el plano en el que se prevé crezca la grieta y mediante un parámetro de daño (DP) una estimación de la vida a fatiga. En este estudio las estimaciones realizadas para las probetas con concentrador se hicieron con los valores de deformación experimentales.

3.1. Fatemi-Socie

El modelo de Fatemi-Socie [17] (FS) se aplica a materiales con un comportamiento de tipo más dúctil, en los que la grieta se nuclea y crece en planos de máximo cortante. El DP queda definido en el plano ϕ^* en el que la amplitud de deformación angular $\Delta\gamma$ es máxima. Dentro del DP introduce el efecto entre las tensiones normales y cortantes en el plano ϕ^* a través del cociente entre la tensión normal máxima $\sigma_{n,max}$. En una última modificación del modelo Fatemi corrige el efecto de $\sigma_{n,max}$ mediante la amplitud de tensión cortante $\Delta\tau$ real. El mejor rendimiento a altos ciclos de vida a fatiga en FS se obtiene así a consecuencia de una doble corrección del efecto de las tensiones normales, por el factor K y por un valor directo de deformación $\Delta\gamma$.

$$\frac{\Delta\gamma_{max}}{2} \left(1 + k \frac{\sigma_{n,max}}{G\Delta\gamma} \right) = \frac{\tau'_f}{G} (2N_f)^{b\gamma} + \gamma'_f (2N_f)^{c\gamma} \quad (1)$$

3.2. Smith-Watson-Topper

El modelo de Smith-Watson-Topper [18] (SWT) se aplica a materiales con un comportamiento de tipo más frágil, en los que la grieta se nuclea en un plano de máximo cortante pero el resto del crecimiento se realiza en planos de tensión normal máxima. Define el plano crítico ϕ^* en el que aparece los mayores valores de deformación y tensión principal.

$$\frac{\Delta\epsilon}{2} \sigma_{n,max} = \frac{\sigma'_f{}^2}{E} (2N_f)^{2b} + \sigma'_f \epsilon'_f (2N_f)^{b+c} \quad (2)$$

4 RESULTADOS

5.1. Estimaciones de vida a fatiga

De los resultados de la tabla 2, para vidas a fatiga de los niveles B y C a bajos ciclos, se observa que el concentrador de tensiones no parece afectar sobre la vida a fatiga en el ensayo. A altos ciclos de vida, aunque esta diferencia si parece observarse, puede ser atribuida a la dispersión propia del proceso ya que la grieta de rotura termina siendo otra distinta a la del concentrador. Estudios previos sobre el efecto de concentradores de pequeño tamaño, concluyen la existencia de tamaños críticos de defecto que permiten nuclear la grieta pero con un efecto mínimo sobre la vida final a fatiga, observándose que la grieta de fallo por fatiga aparecería en otro punto distinto al del concentrador [19].

La figura 3 muestra los resultados de las estimaciones realizadas por los modelos de FS y SWT con cuadrados azules y triángulos verdes respectivamente. Las estimaciones realizadas por FS muestra valores más conservadores que SWT, acentuándose esta diferencia a mayores niveles de vida a fatiga para las que SWT deja valores del orden de 10⁶ ciclos.

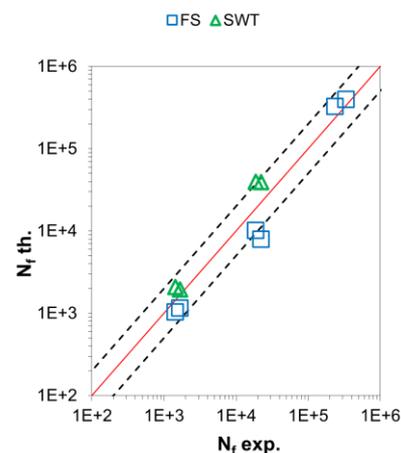


Figura 3. Resultados estimaciones de vida a fatiga de modelos.

5.1. Evolución factor de intensidad de tensiones modo I y modo II

La figura 4 presenta la evolución de los valores del factor de intensidad de tensiones en modo I y modo II para la probeta de media vida con taladro MCF2 para diferentes puntos de vida a fatiga [20]–[22]. Los datos de desplazamiento experimentales se ajustan a las series de Williams [23] Mediante círculos se muestran los resultados para K_I y con cuadrados para K_{II} . Se observa que para las cargas aplicadas y el tipo de material, los valores de K_I son más del doble de los de K_{II} , aumentando esta diferencia a medida que la grieta aumenta de tamaño.

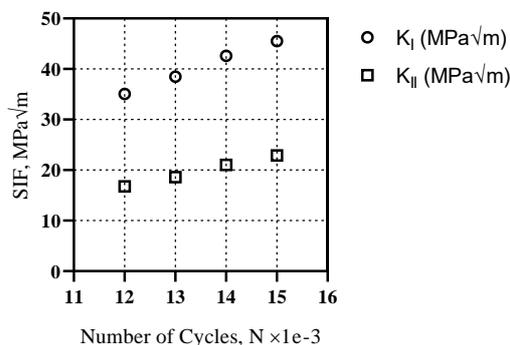


Figura 4. Variación del factor de intensidad de tensiones en modo I y II para probeta MCF2.

5 CONCLUSIONES

Se ha realizado un estudio del comportamiento a fatiga del 18Ni300 fabricado por técnicas aditivas bajo cargas de tipo multiaxial en fase. Se ha observado un reducido efecto del taladro de 0.4mm sobre los resultados de vida a fatiga a bajos ciclos de vida. FS devuelve resultados más conservadores y mejores a altos ciclos de vida a fatiga que SWT. Para las cargas aplicadas en el frente de grieta aparecen valores de K_I dos veces mayores que K_{II} .

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen la financiación aportada para la realización de este trabajo al Programa Operativo FEDER (código UMA18-FEDERJA-250) de la Junta de Andalucía.

REFERENCIAS

[1] F. Abe, K. Osakada, M. Shiomi, K. Uematsu, and M. Matsumoto, “The manufacturing of hard tools from metallic powders by selective laser melting,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 111, no. 1, pp. 210–213, 2001.

[2] I. Yadroitsev, P. Bertrand, and I. Smurov, “Parametric analysis of the selective laser

melting process,” *Appl. Surf. Sci.*, vol. 253, no. 19, pp. 8064–8069, 2007.

[3] R. Branco *et al.*, “Low-Cycle Fatigue Behaviour of AISI 18Ni300 Maraging Steel Produced by Selective Laser Melting,” *Metals (Basel)*, 2018.

[4] Y. Murakami, “Material defects as the basis of fatigue design,” *Int. J. Fatigue*, vol. 41, pp. 2–10, 2012.

[5] K. Solberg, E. W. Hovig, K. Sørby, and F. Berto, “Directional fatigue behaviour of maraging steel grade 300 produced by laser powder bed fusion,” *Int. J. Fatigue*, vol. 149, no. March, 2021.

[6] G. Meneghetti, D. Rigon, and C. Gennari, “An analysis of defects influence on axial fatigue strength of maraging steel specimens produced by additive manufacturing,” *Int. J. Fatigue*, vol. 118, no. May 2018, pp. 54–64, 2019.

[7] S. Afkhami, M. Dabiri, S. H. Alavi, T. Björk, and A. Salminen, “Fatigue characteristics of steels manufactured by selective laser melting,” *Int. J. Fatigue*, vol. 122, no. November 2018, pp. 72–83, 2019.

[8] K. Kempen, E. Yasa, L. Thijs, J.-P. Kruth, and J. Van Humbeeck, “Microstructure and mechanical properties of Selective Laser Melted 18Ni-300 steel,” *Phys. Procedia*, vol. 12, pp. 255–263, 2011.

[9] P. Lopez-Crespo, B. Moreno, A. Lopez-Moreno, and J. Zapatero, “Study of crack orientation and fatigue life prediction in biaxial fatigue with critical plane models,” *Eng. Fract. Mech.*, vol. 136, pp. 115–130, 2015.

[10] A. S. Cruces, M. Mokhtarishirazabad, B. Moreno, M. Zanganeh, and P. Lopez-Crespo, “Study of the biaxial fatigue behaviour and overloads on S355 low carbon steel,” *Int. J. Fatigue*, vol. 134, p. 105466, 2020.

[11] P. J. Withers, P. Lopez-Crespo, M. Mostafavi, A. Steuwer, J. F. Kelleher, and T. Buslaps, “2D mapping of plane stress crack-tip fields following an overload,” *Frat. ed Integrita Strutt.*, vol. 9, no. 33, pp. 151–158, 2015.

[12] W. Zhang *et al.*, “The effect of grain size on the fatigue overload behaviour of nickel,” *Mater. Des.*, vol. 189, p. 108526, 2020.

[13] “Vic-2D V6 Reference Manual, Correlated Solutions Incorporated (C.S.Inc).”

[14] A. Fatemi and D. F. Socie, “A Critical Plane approach to multiaxial fatigue damage including out-of-phase loading,” *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, vol. 11, no. 3, pp. 149–165, 1988.

[15] A. S. Cruces, A. Garcia-Gonzalez, B. Moreno, T. Itoh, and P. Lopez-Crespo, “Critical plane based method for multiaxial fatigue analysis of 316 stainless steel,” *Theor. Appl. Fract. Mech.*, vol. 118, p. 103273, 2022.

[16] A. S. Cruces, P. Lopez-Crespo, B. Moreno, and F. V Antunes, “Multiaxial Fatigue Life

- Prediction on S355 Structural and Offshore Steel Using the SKS Critical Plane Model,” *Metals (Basel)*, vol. 8, no. 1060, 2018.
- [17] N. Gates and A. Fatemi, “Multiaxial variable amplitude fatigue life analysis including notch effects,” *Int. J. Fatigue*, vol. 91, no. December, pp. 337–351, 2016.
- [18] K. N. Smith, T. Topper, and P. Watson, *A stress–strain function for the fatigue of metals (stress-strain function for metal fatigue including mean stress effect)*, vol. 5. 1970.
- [19] P. Lopez-Crespo, B. Moreno, A. Lopez-Moreno, and J. Zapatero, “Characterisation of crack-tip fields in biaxial fatigue based on high-magnification image correlation and electro-spray technique,” *Int. J. Fatigue*, vol. 71, pp. 17–25, 2015.
- [20] S. R. McNeill, W. H. Peters, and M. A. Sutton, “Estimation of stress intensity factor by digital image correlation,” *Eng. Fract. Mech.*, vol. 28, no. 1, pp. 101–112, 1987.
- [21] A. S. Chernyatin, P. Lopez-Crespo, B. Moreno, and Y. G. Matvienko, “Multi-approach study of crack-tip mechanics on aluminium 2024 alloy,” *Theor. Appl. Fract. Mech.*, vol. 98, pp. 38–47, 2018.
- [22] P. Miarka, A. S. Cruces, S. Seitzl, L. Malíková, and P. Lopez-Crespo, “Evaluation of the SIF and T-stress values of the Brazilian disc with a central notch by hybrid method,” *Int. J. Fatigue*, vol. 135, no. February, p. 105562, 2020.
- [23] M. Mokhtarishirazabad, P. Lopez-Crespo, B. Moreno, A. Lopez-Moreno, and M. Zanganeh, “Evaluation of crack-tip fields from DIC data: a parametric study,” *Int. J. Fatigue*, vol. 89, pp. 11–19, 2016.

FATIGA E INTERACCIÓN CON EL MEDIO AMBIENTE

INFLUENCIA DE LA RUGOSIDAD DEL SHOT PEENING EN FATIGA POR FRETTING

M. Moreno-Rubio*, D. Erena, J. Vázquez, C. Navarro, J. Domínguez

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 aparece en ensamblajes mecánicos sometidos a fuerzas de contacto variables en el tiempo. Las altas tensiones cerca del borde de contacto producen un inicio temprano de grietas y pueden causar la fractura del componente. El shot peening (SP) es un tipo de paliativo de fatiga por fretting que introduce un campo de tensiones residuales de compresión debajo de la superficie del material, modificando además la rugosidad superficial. Trabajos recientes han observado que la vida de fatiga por fretting también mejora cuando se aplica SP solo a la superficie del elemento de contacto, el cual se encuentra libre de tensión global y por lo tanto no es el elemento del par de contacto en el que se produce el fallo por fatiga. Esto sugiere que, una parte de la mejora de la vida de fatiga observada en elementos con SP, se debe a la rugosidad superficial obtenida con el SP. El objetivo de este trabajo es analizar la influencia de esta rugosidad característica, pero con independencia de las tensiones residuales, en la vida a fatiga por fretting. Para ello, se han medido los perfiles superficiales de varios elementos de contacto con SP mediante un microscopio confocal. Con estos perfiles superficiales, se calcula el campo de tensiones/deformaciones debido al contacto de fretting y, a continuación, se aplica un modelo de fatiga, considerando que las grietas se inician y se propagan completamente normales a la superficie de contacto. Finalmente, se compara la vida a fatiga estimada con la vida experimental obtenida en laboratorio.

PALABRAS CLAVE: Fatiga por fretting, contacto rugoso, shot peening, predicción de vida.

ABSTRACT

Fretting fatigue appears in mechanical assemblies subjected to time varying contact forces. High contact stresses with steep gradients near the contact edge produce early crack initiation and can cause the fracture of the component. Shot peening (SP) is a type of fretting fatigue palliative that produces a compressive residual stress field below the surface of the material, also modifying the surface roughness. Recent works have observed that fretting fatigue life is also enhanced when applying SP only to the contact pad surface. This suggests that a part of the fatigue life improvement observed in SP treated parts is due to the characteristic surface roughness produced by SP treatment. The aim of this work is to analyse the influence of this characteristic roughness on the fretting fatigue life. To do so, several profiles of shot peened pads were measured by means of a confocal microscope. With these profiles, the fretting contact stress/strain field are calculated and then a fatigue model is applied. This fatigue model assumes that cracks initiate and propagate completely normal to the fretting fatigue specimen contact surface. Finally, the estimated fatigue life is compared with experimental data from a fretting fatigue campaign carried out in the laboratory.

KEYWORDS: Fretting fatigue, rough contact, shot peening, life prediction.

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, uniones entre álabe y disco en turbinas de gas y compresores [1][2].

Para que se produzca la fatiga por fretting, los elementos deben encontrarse en contacto y sometidos a fuerzas y momentos variables en el tiempo. Las variaciones de las

cargas provocan micro-desplazamientos relativos entre las superficies en contacto que, unido a la fricción entre superficies, causan la aparición de grietas superficiales que pueden ir creciendo hasta provocar el fallo del componente [3].

La mejora de la vida de los componentes sometidos a fatiga por fretting ha sido objeto de estudio por muchos investigadores. Los paliativos desarrollados hasta día de hoy podrían diferenciarse en varias categorías: modificación de la geometría del par de contacto, y así

modificar los campos de tensiones y deformaciones generados en las zonas de contacto; incorporación de lubricantes para disminuir la fricción entre los elementos en contacto; mejora de las propiedades superficiales/tribológicas del material, mediante tratamientos térmicos o mediante alteración química, y por último, introduciendo tensiones residuales [4] -[7]. Algunos de los tratamientos utilizados para la introducción de tensiones residuales son el shot peening y el Deep Rolling [8],[9].

Uno de los tratamientos más usados en el ámbito industrial es el shot peening [4], esto es debido a su fácil aplicación y a su bajo coste de producción. El principal efecto del shot peening en la fatiga por fretting es reducir la iniciación y crecimiento de grietas superficiales, gracias al campo de tensiones residuales de compresión que se produce bajo la superficie de contacto y la modificación de la rugosidad [10].

En base a estudios experimentales, puede saberse que las grietas emanan y se propagan con un cierto ángulo respecto a la superficie [11], sin embargo, el modelo de evaluación propuesto asume que la grieta es perpendicular a la superficie de contacto. Aunque sabemos que esta asunción no es realista, en general ofrece buenos resultados en términos de predicción de vida [12].

2 DATOS EXPERIMENTALES

El par de contacto usado en este estudio es del tipo cilindro-plano o también llamado contacto cilíndrico, es decir, se tienen en contacto un elemento cilíndrico con un elemento plano [13]. El elemento plano utilizado es una probeta del tipo “dog-bone”. Ambos elementos entrarán en contacto mediante una carga normal y constante, N . Posteriormente la probeta será sometida a una tensión axial cíclica, σ , y debido a la fricción existente entre las superficies de contacto, provocará una carga tangencial cíclica y en fase, Q .

Las dimensiones de los elementos anteriormente nombrados se muestran en la figura 1.

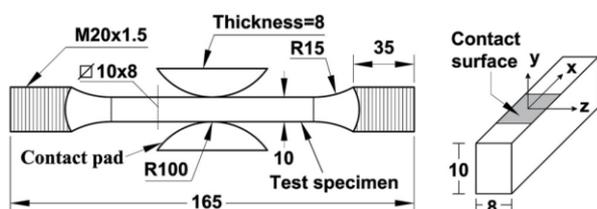


Figura 1. Dimensiones de las probetas tipo “dog-bone” y de los elementos de contacto cilíndricos (mm).

El material utilizado para la fabricación de ambos elementos, probetas y elementos de contacto es la aleación de aluminio Al 7075-T651, cuya composición química puede verse en [13]. En la tabla 1 se muestra las propiedades mecánicas de este material. Los valores de

coeficientes de fricción mostrados en la tabla 1 han sido obtenidos mediante ensayos en el laboratorio [4].

Tabla 1. Propiedades mecánicas Al 7075-T651[13]

Propiedad		
Módulo de Young	E	71 GPa
Coficiente de Poisson	ν	0.33
Límite elástico	σ_y	503 MPa
Límite de rotura	σ_u	572 MPa
Coficiente de Ley de Paris	C	$8.831 \cdot 10^{11}$
Exponente de Ley de Paris	m	3.322
Coficiente de endurecimiento	K'	712 MPa
Exponente de endurecimiento	n'	0.0410
Coficiente resistencia a fatiga	σ_f'	995.4 MPa
Coficiente ductilidad a fatiga	ϵ_f'	0.0994
Exponente resistencia a fatiga	b	-0.0941
Exponente ductilidad a fatiga	c	-0.578
Coficiente de fricción – material no tratado	μ	0.75
Coficiente de fricción – material tratado con shot peening	μ	0.85

Tabla 2. Combinaciones de cargas y vidas experimentales[4].

Carga Num.	σ (MPa)	Q (N)	N (N)	N_{f1}^S / N_{f2}^S (Ciclos)	$N_{f1}^{SP} / N_{f2}^{SP}$ (Ciclos)
1	70	971	6629	316603/165696	714702/361128
2	150	2113	3006	41002/34904	28782/28596
3	150	2113	5429	36431/32339	34031/33181
4	175	971	3006	26587/31815	34312/33421
5	175	971	5429	35171/29100	69466/43882
6	175	2113	3006	21669/21207	21846/24030
7	175	2113	5429	28178/28112	19130/20662

En este estudio se utilizaron 7 combinaciones de cargas de fretting, $\sigma/Q, N$, diferentes, dos elementos de contacto distinto: uno liso y otro tratado con shot peening y se hicieron dos ensayos por cada combinación de nivel y elemento de contacto. Con estos niveles de cargas se han obtenido las vidas experimentales a fatiga por fretting, tanto para la situación en la que los elementos de contacto están sin tratamiento (N_f^S), como aquellas en las que a estos se les aplicó shot peening (N_f^{SP}). En ambos casos las probetas utilizadas para realizar estos ensayos no tuvieron ningún tipo de tratamiento. Los resultados de estos ensayos se muestran en la tabla 2 [4]. Estos valores de vida experimentales serán comparados con predicciones de vida numéricas en la sección 5.

Los elementos de contacto con shot peening fueron medidos en un microscopio confocal con el fin de obtener diversos perfiles superficiales en 2D. En la figura 2 pueden observarse los perfiles adquiridos en dos de las mediciones realizadas. Las geometrías de estos perfiles serán utilizadas en la sección 3 del presente artículo para calcular de forma numérica los campos de tensión/deformación en las zonas de contacto, con el fin de cuantificar cómo afectan a las predicciones de vida a los diferentes perfiles medidos.

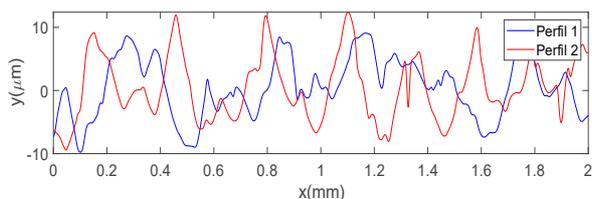


Figura 2. Perfil con SP

3 MODELO MATEMÁTICO

Para obtener el campo tensión/deformación generados por el par de contacto en la probeta, se ha implementado un modelo matemático, desarrollado mediante el software “Maple”. En dicho modelo se pueden diferenciar dos fases: el cálculo de las tensiones y deformaciones en la superficie y en el interior.

3.1. Cálculo de las tensiones de contacto normal y tangencial en la superficie

Es necesario conocer las tensiones de contacto normal y tangencial producidas en la superficie para poder obtener el campo de tensión/deformación interior. Cuando la carga normal, N , y tangencial, Q , son aplicadas, se producen ciertos desplazamientos relativos (de sólido rígido) entre los elementos que forman el par contacto. Considerando que ambos son del mismo material y que los perfiles de sus superficies pueden ser aproximados por parábolas, se obtendrán dos ecuaciones genéricas de desplazamientos relativos, una de las ecuaciones se corresponde con los desplazamientos producidos en el eje perpendicular al contacto, δ_y , ecuación (1), y la segunda ecuación corresponde con los desplazamientos producidos en el eje paralelo al contacto, δ_x , ecuación (2). En [14] y [15] puede encontrarse cómo obtener los desplazamientos a partir de las tensiones y deformaciones producidas por cargas superficiales distribuidas.

$$\delta_y = \frac{4(1-\nu^2)}{\pi E} \int_a^b \sigma_{yy}(s) \ln|x-s| ds + \frac{1}{2} \frac{x^2}{R} \quad (1)$$

$$\delta_x = \mu \frac{1}{2} \frac{x^2}{R} - \frac{\Delta\sigma}{E} x + \frac{4(1-\nu^2)}{\pi E} \int_a^b \sigma_{xy}^{correct}(s) \ln|x-s| ds \quad (2)$$

En las ecuaciones (1) y (2), a y b son los puntos iniciales y finales de la zona de contacto, $\sigma_{yy}(s)$ corresponde a la tensión normal superficial y $\sigma_{xy}^{correct}(s)$ es la carga tangencial superficial correctiva para una situación de deslizamiento parcial.

Las ecuaciones (1) y (2), serán evaluadas de forma discreta y para ello el intervalo de integración se discretiza en n segmentos de longitud Δ y en los que la presión normal se supone constante e igual a $\sigma_{yy}^i, i = 1..n$. La evaluación de la versión discreta de (1) para valores de x iguales a los puntos medios de cada una de los segmentos de longitud Δ , nos dará un sistema de n ecuaciones y $(n + 1)$ incógnitas (las n presiones σ_{yy}^i y δ_y). Para que este sistema de ecuaciones pueda ser resuelto es necesario incluir en forma discreta la ecuación del equilibrio de fuerzas verticales:

$$N = \int_a^b \sigma_{yy}(s) ds = \Delta \sum_{i=1}^n \sigma_{yy}^i \quad (3)$$

Análogamente se discretiza la ecuación (2) y la correspondiente a la carga tangencial correctiva:

$$Q^{correct} = \pm \mu N - Q = \int_a^b \sigma_{xy}^{correct}(s) ds = \Delta \sum_{i=1}^n \sigma_{xy}^{correct,i} \quad (4)$$

en donde el signo \pm depende del sentido de Q . Gracias al sistema de ecuaciones formado por (1), (2), (3) y (4) se pueden obtener los valores de σ_{yy} y $\sigma_{xy}^{correct}$ en cada uno de los segmentos superficiales de longitud Δ . Como sabemos, la tensión tangencial total producida en una situación de deslizamiento parcial corresponde a la suma de la tensión tangencial de deslizamiento global, $\sigma_{xy}^{global} = \pm \mu \sigma_{yy}$, y la tensión tangencial correctiva $\sigma_{xy}^{correct}$:

$$\sigma_{xy}(s) = \pm \mu \cdot \sigma_{yy}(s) + \sigma_{xy}^{correct}(s) \quad (5)$$

Con los valores obtenidos de $\sigma_{yy}(s)$ y $\sigma_{xy}(s)$ se puede calcular el campo de tensión/deformación.

3.2. Cálculo de tensiones y deformaciones en el interior.

Para poder hallar las tensiones en el interior de la probeta se ha de integrar de forma numérica las tensiones superficiales obtenidas anteriormente mediante las ecuaciones de Flamant [16]:

$$\sigma_{xx}(x, y) = -\frac{2y}{\pi} \int_{-a}^a \frac{\sigma_{yy}(s)(x-s)^2}{((x-s)^2+y^2)^2} ds - \frac{2}{\pi} \int_{-a}^a \frac{\sigma_{xy}(s)(x-s)^3}{((x-s)^2+y^2)^2} ds \quad (6)$$

$$\sigma_{yy}(x, y) = -\frac{2y^3}{\pi} \int_{-a}^a \frac{\sigma_{yy}(s)}{((x-s)^2+y^2)^2} ds - \frac{2y^2}{\pi} \int_{-a}^a \frac{\sigma_{xy}(s,0)(x-s)}{((x-s)^2+y^2)^2} ds \quad (7)$$

$$\sigma_{xy}(x, y) = -\frac{2y^2}{\pi} \int_{-a}^a \frac{\sigma_{yy}(s)(x-s)}{((x-s)^2+y^2)^2} ds - \frac{2y}{\pi} \int_{-a}^a \frac{\sigma_{xy}(s)(x-s)^2}{((x-s)^2+y^2)^2} ds \quad (8)$$

Como las distribuciones σ_{yy} y σ_{xy} se han obtenido de forma discreta, las integrales de (6) a (8) también han sido calculadas de esta forma.

Para verificar el modelo matemático se han analizados las tensiones a lo largo de un línea recta y perpendicular en el camino prospectivo de la grieta. Para este análisis se han comparado las tensiones obtenidas mediante este modelo con las obtenidas mediante un modelo de elementos finitos diseñado en el software comercial ANSYS, obteniendo un buen ajuste.

4 MODELO PREDICCIÓN DE VIDA

En la actualidad, hay muchos modelos de predicción de vida a fatiga. Algunos de ellos consideran la fase de iniciación [17], otros la fase de propagación [18], y otros, como en este trabajo, utilizan una combinación entre la fase de iniciación y de propagación [19].

El modelo de combinación de fases consiste en analizar por separado la fase de iniciación y de propagación. La fase de iniciación analiza el número de ciclos necesarios para generar una grieta de cierta longitud, a_i . La curva de iniciación (a_i-N_i) se obtiene a partir de la relación de Coffin-Manson ($\epsilon-N$) mediante el parámetro de fatiga de Smith-Watson-Topper (SWT) [20],[21]:

$$SWT = \frac{\Delta\epsilon}{2} \sigma_{max} = \frac{(\sigma_f')^2}{E} (2N_i)^{2b} + \epsilon_f' \sigma_f' (2N_i)^{b+c} \quad (9)$$

La fase de propagación analiza el número de ciclos necesarios para propagar una grieta, de longitud inicial a_i , hasta la fractura total del componente. Para esta fase, se hará uso de la ley de Paris, ecuación (10), [22], integrando dicha expresión entre una longitud de grieta inicial a_i y una final $a_f = 5\text{mm}$, y repitiendo el proceso para distintas longitudes iniciales de grieta, es posible crear la curva de propagación (a_i-N_p) .

$$\frac{da}{dN} = C \Delta K^m \quad (10)$$

donde C y m son el coeficiente y el exponente de la ley de Paris, respectivamente. ΔK es rango del factor de intensidad de tensiones en modo I, y que en este trabajo se ha calculado usando la función de peso de Bueckner [23], para el caso de una grieta pasante y superficial en un plano semi-infinito.

Finalmente, la suma de la curva de iniciación y propagación nos ofrece la vida total estimada en función de la longitud, a_i , de iniciación de grieta, $(a_i-N_i) = (a_i-N_i) + (a_i-N_p)$. De entre todos los valores posibles de vida, el mínimo valor de la curva de vida total se toma como la

vida a fatiga, N_i^* , y el valor de longitud de grieta para el cual se produce este mínimo se toma como longitud de iniciación, a_i^* (ver figura 3).

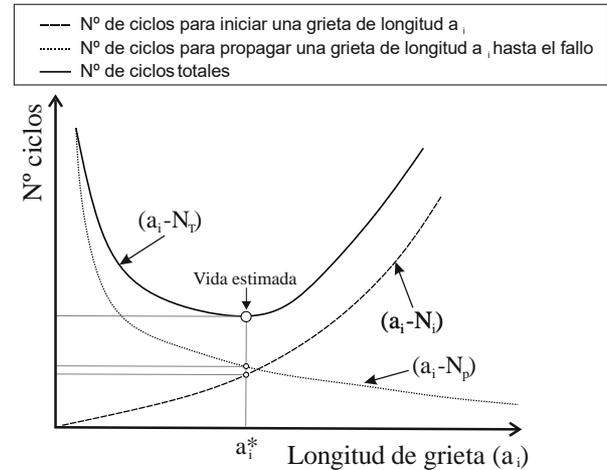


Figura 3. Modelo de predicción de vida

En la fase de iniciación se tratará el campo de tensión/deformación obtenido de dos formas diferentes. En primer lugar, se realizará un promedio de las tensiones y deformaciones a lo largo de un camino recto y perpendicular a la superficie comprendiendo entre esta y la longitud de iniciación estimada, y con origen en el borde de contacto, $x = a_H$. En segundo lugar, se realizará el promedio de las tensiones y deformaciones en un área semicircular de radio la longitud de la grieta, el origen tendrá lugar en $x = a_H$ e $y = 0$.

En la fase de propagación se hará uso de las tensiones normales en la dirección perpendicular al plano de la grieta, proporcionadas por el modelo matemático, en el camino prospectivo de la grieta considerando un camino recto y perpendicular a la superficie de contacto y partiendo del borde de la zona de contacto $x = a_H$.

5 RESULTADOS NUMÉRICOS

Para resolver el modelo utilizado, se hace uso de las 7 combinaciones de cargas (σ (MPa), N (N), Q (N)) ensayadas en el laboratorio, con los dos tipos de elementos de contacto: sin tratamiento superficial y con tratamiento superficial SP. Los 7 niveles de cargas utilizados pueden verse en la tabla 2. Para simular el comportamiento de los ensayos realizados con elementos de contacto tratados con SP se utilizarán 9 perfiles obtenidos de superficies tratadas con SP y adquiridos con un microscopio confocal. A su vez, la vida a fatiga por fretting se ha evaluado de dos formas diferentes, tal y como se ha comentado en la sección 4.

La figura 4 muestra una comparación de las vidas obtenidas numéricamente (N_f^S) y experimentales (N_f^E) con los elementos de contacto sin tratamiento. En el caso de N_f^S se muestran tanto las vidas estimadas mediante

tensiones promedio sobre la línea perpendicular a la superficie, como con tensiones de área promedio. Se puede apreciar que las vidas calculadas con los dos procedimientos son muy similares independientemente del caso analizado. Además, se aprecia como los valores de vidas estimadas son ligeramente conservadoras, exceptuando los dos ensayos con vidas más largas.

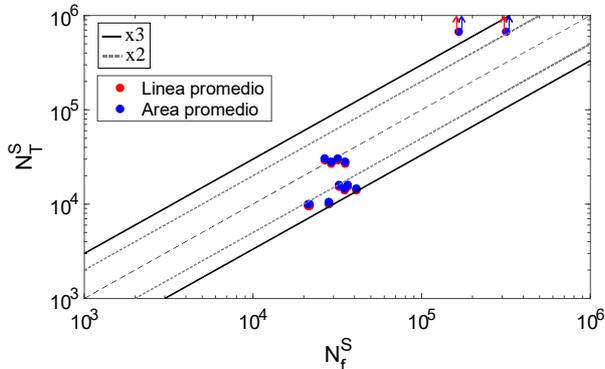


Figura 4. Vida estimada vs. vida experimental para perfiles sin tratamiento

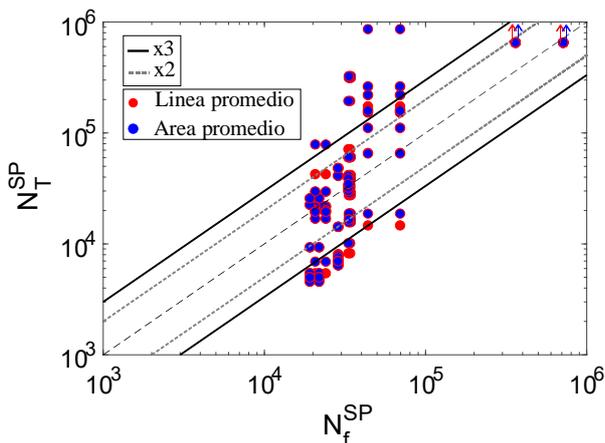


Figura 5. Vida estimada vs. vida experimental para perfiles con tratamiento SP

Igualmente, la figura 5 muestra la comparación entre vidas experimentales y estimadas para aquellos perfiles que tienen tratamiento superficial con SP. En ella puede apreciarse de nuevo cómo los resultados obtenidos mediante las tensiones promediadas sobre la línea y sobre un área son muy similares. Asimismo, puede apreciarse, en función del perfil, una diferencia de hasta 12 veces la vida estimada respecto a la experimental. Esta diferencia se debe a la variación existente entre los perfiles superficiales medidos en 2D, como se puede apreciar en la figura 2, por este motivo y dependiendo de donde se encuentre el borde de la zona de contacto se obtendrán unos valores u otros.

Para finalizar esta sección se han analizado los resultados mediante una comparación entre los perfiles sin tratamiento (N_T^S) y los perfiles con tratamiento (N_T^{SP}), para ello se ha utilizado un gráfico de velas,

donde mediante un punto se indica el valor medio de las 9 simulaciones, una por cada perfil medido, y para cada nivel de carga. En la figura 6a se puede ver la comparación con el promedio de las tensiones sobre la línea y, en la figura 6b, las tensiones promediadas sobre un área. En estas gráficas se aprecia una ligera mejora en la vida a fatiga cuando los perfiles han sido tratados, corroborando así las observaciones realizadas en trabajos anteriores. Además, se puede apreciar que estas mejoras son más sustanciales cuando las vidas son mayores.

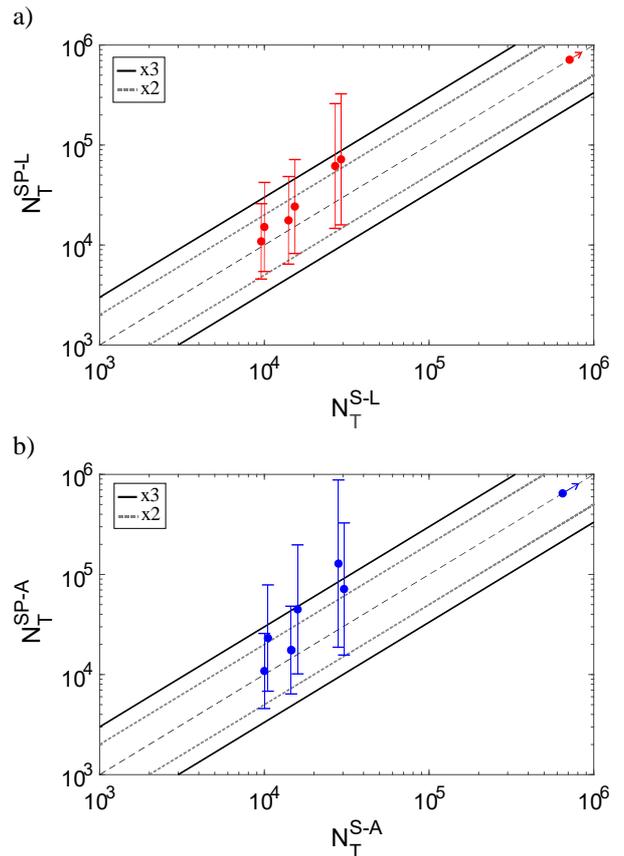


Figura 6. Vida estimada sin tratamiento vs. vida estimada con superficie tratada con SP

6 CONCLUSIONES

En el presente trabajo se ha estudiado el efecto que produce el acabado superficial generado por el SP en términos de predicción de vida a fatiga por fretting en un contacto cilíndrico. Para ello se han comparado los resultados obtenidos de los ensayos de fretting fatiga para superficies tratadas y sin tratar con los valores estimados mediante un modelo de fatiga.

En primer lugar, el modelo de fatiga ha sido aplicado a los ensayos de superficies lisas con el objetivo de validar dicho modelo. Los resultados muestran que las predicciones se ajustan de manera correcta a los valores experimentales observados. Una vez validado el

modelo, se aplica a los perfiles con tratamiento, observando que si estos se comparan con los perfiles sin tratar existe una cierta tendencia a aumentar la vida a fatiga, siendo más relevante en aquellos cuya vida es mayor.

Además, los resultados nos indican que la forma en la que se han evaluado las tensiones, tensiones promediadas sobre la línea y sobre un área, no influyen de forma sustancial para el cálculo de vida de iniciación en los perfiles sin tratamiento, pero sí que influyen en los perfiles con SP, aunque no en gran medida

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] Waterhouse R. *Fretting fatigue*. U.K: Applied science publishers; 1981
- [4] Martín V, Vázquez J, Navarro C, Domínguez J. Effect of shot peening residual stresses and surface roughness on fretting fatigue strength of Al 7075-T651. *Tribol Int* 2020;142:106004.
- [5] Golden PJ, Hutson A, Sundaram V, Arps JH. Effect of surface treatments on fretting fatigue of Ti-6Al-4V. *Int J Fatigue* 2007;29:1302-10.
- [6] Erena D, Vázquez J, Navarro C, Domínguez J. Voids as stress relievers and a palliative in fretting. *Fatigue Fract Eng Master Struct* 2018;41:2475-84.
- [7] Fu Y, Wei J, Batchelor AW. Some considerations on the mitigation of fretting damage by the application of surface-modification technologies. *J Mater Process Technol* 2000;99:231-45.
- [8] Srinivasan S, Garcia DB, Gean MC, Murthy H, Farris TN. Fretting fatigue of laser shock peened Ti-6Al-4V. *Tribol Int* 2009;42:1324-9.
- [9] Liu KK, Hill MR. The effects of laser peening and shot peening on fretting fatigue in Ti-6Al-4V coupons. *Tribol Int* 2009
- [10] Vantadori S, Vázquez Valeo J, Zanichelli A. Fretting fatigue and shot peening: a multiaxial fatigue criterion including residual stress relaxation. *Tribol Int* 2020;151:106537.
- [11] Navarro C, Vázquez J, Domínguez J. Nucleation and early crack path in fretting fatigue. *Int J Fatigue* 2017;100:602-10.
- [12] Navarro C, Vázquez J, Domínguez J. A general model to estimate life in notches and fretting fatigue. *Eng Fract Mech* 2011;78:1590-601.
- [13] Erena D, Vázquez J, Navarro C, Domínguez J. A fretting fatigue model based on self-steered cracks. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 2022
- [14] Hills, Nowell D. (1994). *Mechanics of fretting fatigue*. Kluwer Academic Publishers.
- [15] S. Timoshenko, J.N. Goodier (1951). McGraw-Hill Book Company, Inc.
- [16] Johnson, K.L., 1985. *Contact Mechanics*. Cambridge University Press, Cambridge UK.
- [17] Szolwinski MP, Farris TN. Mechanics of fretting fatigue crack formation. *Wear* 1996;198:93-107.
- [18] Navarro C, Muñoz S, Domínguez J. Fracture mechanics approach to fretting fatigue behaviour of coated aluminium alloy components. *J Strain Anal Eng* 2014;49:66-75.
- [19] Navarro C, Vázquez J, Domínguez J. A general model to estimate life in notches and fretting fatigue. *Eng Fract Mech* 2011;78:1590-601.
- [20] Smith R N, Watson P, Topper A. Stress-strain function for the fatigue of metals. *J Mater JMSLA* 1970;5:767-778.
- [21] M. Szolwinski, T. Farris. Observation, analysis and prediction of fretting fatigue in 2024-T351 aluminum alloy, *Wear* 221 (1) (1998) 24-36.
- [22] P. Paris, F. Erdogan. A critical analysis of crack propagation laws, *J. Basic Eng.* 85 (1963) 528-534.
- [23] Bueckner, H.J. In: *Methods of analysis and solutions of crack problems*, pp. 306-307, Sih, G.C. (Eds). Noordhoff International Publishing, Leyden (1973).

CORROSIÓN BAJO TENSIÓN EN BARRAS ESTRUCTURALES DE ACERO DE ALTA RESISTENCIA CON MICROESTRUCTURA MARTENSÍTICA DE BAJO CARBONO

P. Santos, M. Iordachescu, A. Valiente, M. de Abreu

RESUMEN

Las barras de acero de alta resistencia empleadas en la construcción son una solución muy versátil para satisfacer los modernos criterios de sostenibilidad y resiliencia que se están imponiendo en ingeniería estructural, pero su sensibilidad a la fisuración asistida pone en riesgo su integridad estructural y limita las potenciales aplicaciones. Uno de los tipos de barras existentes en el mercado internacional más evitadas por ese riesgo son las de acero con microestructura martensítica, pero las recientes mejoras introducidas en estos aceros para reducir su fragilidad mediante martensita de bajo carbono se han incorporado ya a la fabricación de barras. El objetivo de la investigación que se presenta en este trabajo es determinar el efecto de la microestructura martensítica mejorada en el comportamiento del acero de las barras frente a la corrosión bajo tensión. Para ello se han realizado ensayos de tracción lenta en un medio que propicia la fisuración asistida por hidrógeno y se han identificado los micromecanismos de fisuración subcrítica mediante microscopía electrónica de barrido, estableciendo su relación con los de fractura mecánica en ambiente inerte.

PALABRAS CLAVE: Martensita de bajo carbono, fisuración asistida, micromecanismos de corrosión bajo tensión

ABSTRACT

High-strength steel bars used in construction are a very versatile solution to meet the modern criteria of sustainability and resilience that are being imposed in structural engineering, but their sensitivity to assisted cracking poses its structural integrity at risk and limits the potential applications. One of the bar types commercially available but less used due to this risk are those made of steel with a martensitic microstructure, but the recent improvements made to these steels to reduce their brittleness by means of low-carbon martensite have already been incorporated into the bars fabrication. The objective of the research presented in this work is to determine the effect of the improved martensitic microstructure on the behavior of steel bars against stress corrosion cracking. For this, slow rate tensile tests have been carried out in an environment that favors hydrogen-assisted cracking that allowed the subcritical cracking micromechanisms identifying and establishing their relationship with the mechanical fracture in an inert environment by means of scanning electron microscopy.

KEYWORDS: Lath martensite, assisted cracking, stress corrosion micro-mechanisms

1. INTRODUCCIÓN

Las barras de acero de alta resistencia aportan versatilidad, sostenibilidad y resiliencia para la construcción y reparación de estructuras de gran responsabilidad en edificación e ingeniería civil. De acuerdo con la normativa que regula las características de estas barras cuando se emplean como armaduras activas en estructuras de hormigón pretensado el diámetro debe estar comprendido entre 15 y los 60 mm, la resistencia a tracción tiene que superar 1 GPa y la superficie puede ser lisa o corrugada [1, 2]. Sin embargo, su sensibilidad a la corrosión bajo tensión o fisuración ambientalmente asistida constituye una limitación que frena el aprovechamiento pleno de su potencial.

La gran capacidad resistente a tracción que caracteriza a estas barras es adquirida en el proceso de fabricación, mediante tratamiento térmico, determinante asimismo de la microestructura del acero. Atendiendo a dicha microestructura las barras comerciales se dividen en perlíticas y martensíticas. La sensibilidad de ambos tipos a la corro-

sión bajo tensión en agua de mar y en medio FIP [3] ha sido investigada previamente [4, 5], con el resultado de que ninguno de los dos tipos experimentaba fisuración asistida bajo unas condiciones umbral de daño y carga, pero una vez superado este umbral las barras perlíticas prácticamente no oponían resistencia a la fisuración y la que oponían las barras martensíticas era insuficiente para ser utilizada como base de diseño resiliente.

No obstante, las barras estructurales martensíticas estudiadas en [4, 5] no eran de última generación. Los modernos métodos de análisis metalúrgico han propiciado el diseño de tratamientos térmicos para producir aceros martensíticos de alta resistencia con microestructuras que mejoran su tenacidad y temperatura de transición dúctil-frágil [6]. Las mejoras, basadas en generar microestructuras constituidas por martensita de bajo carbono, han sido incorporadas a la fabricación de barras estructurales de acero de alta resistencia.

Las microestructuras mejoradas se caracterizan por presentar tres niveles de agregación de sus componentes [7],

lo que incrementa los micromecanismos potenciales de fallo en procesos de daño y modifica el comportamiento del acero frente a los mismos, en particular frente a procesos de corrosión bajo tensión. Por ello, en este trabajo se estudia dicho comportamiento junto con los micromecanismos asociados en barras comerciales estructurales de acero de alta resistencia con microestructura martensítica de bajo carbono. El objetivo de la investigación es establecer la relación entre el comportamiento macroscópico y los micromecanismos mediante la realización de ensayos de tracción lenta del acero en medio FIP [3] y el análisis fractográfico de la fisuración asistida y la rotura mediante microscopía electrónica de barrido.

2. MATERIALES Y EXPERIMENTACIÓN

2.1. Material

El material utilizado para llevar cabo la investigación es acero de alta resistencia y estructura martensítica, con la composición química dada en la tabla 1. Fue suministrado por el fabricante en barras lisas de 23 mm de diámetro por ser su forma final como producto comercial de construcción, principalmente para su uso en tendones estructurales y armaduras activas. Estas barras se conforman por laminado en caliente y adquieren sus características definitivas mediante un tratamiento térmico final de temple y revenido.

Tabla 1. Composición química del acero estudiado

C	Mn	Si	P	S	Cu	Ni	Cr	Fe
0,47	0,72	1,68	0,011	0,002	0,01	0,02	0,48	bal

Las propiedades mecánicas que indican el comportamiento del acero se han determinado mediante ensayos de tracción simple realizados con probetas cilíndricas de 5 mm de diámetro y cabezas roscadas que fueron extraídas de las barras haciendo coincidir las direcciones longitudinales respectivas. La medida de deformaciones se realizó con un extensómetro resistivo de 12,5 mm de base de medida. La figura 1 muestra las curvas tensión-deformación obtenidas en los cuatro ensayos efectuados, y la tabla 2 recoge los valores medios de las propiedades más indicativas.

La microestructura del acero se determinó mediante análisis metalográfico y microscopía electrónica de barrido (SEM). La fase esencialmente presente es martensita, si bien se observa una zona descarburada próxima al borde de la barra, cuyo espesor oscila entre 10 y 40 µm. La descarburación superficial es un proceso común en aceros que son sometidos a tratamientos térmicos con temperaturas elevadas, ya que éstas propician la reacción del oxígeno atmosférico y del carbono contiguo a la superficie, con la consiguiente pérdida de este último. Como consecuencia de la descarburación, la martensita se transforma en ferrita, que suelen adoptar la forma de granos alargados de gran tamaño. La figura 2 confirma la existencia de esta zona superficial descarburada en el acero en estudio y permite observarla en las secciones transversal y longitudinal de las barras. Sobre la cara exterior se han incrus-

tado depósitos de óxido que forman un recubrimiento discontinuo e irregular de las barras.

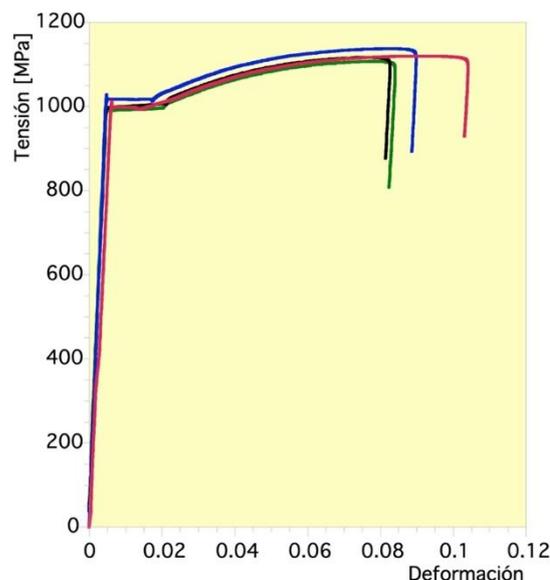


Figura 1. Curvas tensión-deformación del acero estudiado.

Tabla 2. Propiedades mecánicas del acero estudiado

Módulo elástico, [GPa]	Límite elástico [MPa]	Resistencia a tracción [MPa]	[%] máxima elongación uniforme
220	988	1138	8

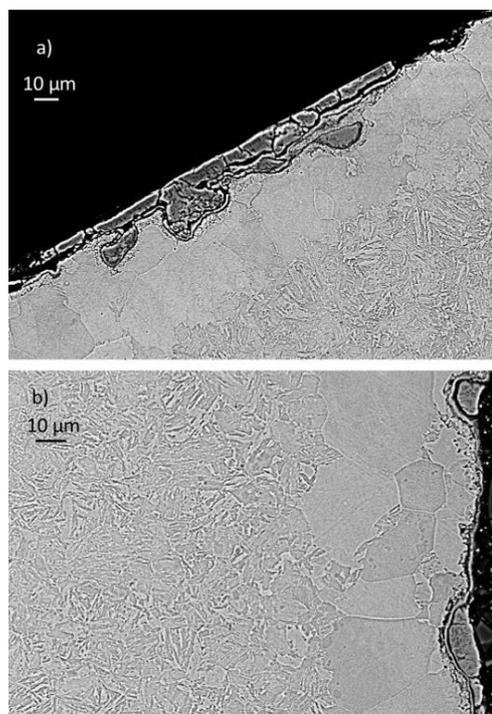


Figura 2. Microestructura del acero de las barras estudiadas en dirección: a) transversal; b) axial

En consonancia con su condición de martensita de bajo carbono, el constituyente cristalográfico básico de la matriz martensítica que sirve de sustrato a la capa de ferrita son los denominados listones o tiras de martensita, que pertenecen a una de tres variantes principales. La agregación de listones que constituye la microestructura del acero se genera a tres niveles dentro del grano austenítico previo, lo que amplía la gama de micromecanismos potenciales de rotura. El nivel primario son bloques de listones paralelos con alternancia entre las tres variantes mencionadas, el nivel intermedio son paquetes de bloques con pequeñas diferencias de orientación entre sí, y el nivel superior son los propios granos austeníticos, transformados generalmente en tres paquetes de distinta orientación [5, 6].

2.2. Ensayos de corrosión bajo tensión

La figura 3 muestra las probetas empleadas para los ensayos de corrosión bajo tensión, conforme al propósito de la investigación de explorar variantes del ensayo de tracción lenta con entalla que añadan más información sobre el comportamiento y sensibilidad de los aceros de alta resistencia para construcción frente al fenómeno de la corrosión bajo tensión. La configuración elegida es la de una probeta de tracción con cabezas roscadas y sección transversal rectangular en la zona de ensayo, de $2,5 \times 5,3 \text{ mm}^2$. Esta sección abarca 23 de los 60 mm comprendidos entre los extremos de las cabezas roscadas, transformándose sobre el resto en una sección circular de 5 mm de diámetro, con las transiciones correspondientes. Las probetas se extrajeron de las barras con el eje de tracción paralelo a la dirección longitudinal de las barras y con una de las caras menores de la zona de ensayo sobre la superficie externa de las mismas, de modo que conservara intacta la capa decarburada. A modo de entalla y con ayuda de una máquina-herramienta, en el centro de esta cara se ha practicado una incisión recta perpendicular al eje de tracción, de profundidad no superior a 0,2 mm.

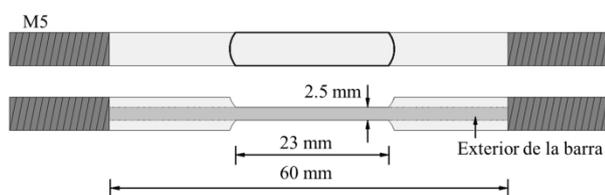


Figura 3. Geometría de las probetas empleadas en los ensayos para el estudio del tratamiento térmico superficial

Los ensayos realizados con estas probetas consistieron en someterlas a carga creciente de tracción con la zona rectangular sumergida en la solución acuosa de tiocianato amónico al 20% y a 50°C que la Federación Internacional del Pretensado (FIP) prescribe para evaluar la sensibilidad de los aceros de pretensado a la corrosión bajo tensión [6]. La velocidad de carga aplicada ha sido propia de un ensayo de tracción lenta, con el actuador de la máquina de ensayos desplazándose a $0,0005 \text{ mm/min}$. Para medir deformaciones en la zona rectangular se realizó una toma secuencial de imágenes digitales a lo largo de todo

el ensayo, cuyo posterior tratamiento mediante el sistema de análisis computerizado VIC-2D equivale a la utilización de un extensómetro virtual con base de medida elegida por el usuario.

En total se realizaron cuatro ensayos del tipo descrito, llegándose a la rotura de la probeta solamente en el primero de ellos a fin de inferir el proceso de daño y fisuración de la probeta mediante la evolución que la fuerza aplicada a través del desplazamiento impuesto experimenta con el tiempo de carga. Esta información permitió establecer el criterio para interrumpir los tres ensayos restantes, descargar las probetas y someterlas a un tratamiento de *tintado térmico de fisuras* consistente en trasladarlas a un horno y mantenerlas a 280°C durante 15 minutos. La coloración que adquieren las caras de la fisura con la oxidación las hace perfectamente distinguibles del resto de la superficie de rotura que se produce cuando el proceso de carga de la probeta se reanuda posteriormente en aire y a la velocidad de desplazamiento estándar de $0,05 \text{ mm/min}$.

3. RESULTADOS EXPERIMENTALES

3.1. Resultados de los ensayos

En la figura 4 puede verse la evolución de la carga con el tiempo en los 4 ensayos de corrosión bajo tensión realizados, separadas las fases en medio FIP y en aire para los tres ensayos con tintado térmico. Dado que el proceso de carga se efectuó a velocidad de desplazamiento constante en todos los casos, las siete curvas mostradas son equivalentes a registros carga-desplazamiento.

Las cuatro curvas correspondientes a las fases de carga en medio FIP presentan sendos tramos lineales con ligeras desviaciones iniciales hasta que tiene lugar el ajuste y alineación del dispositivo de amarre y sujeción de las probetas. En las cuatro curvas se observa una leve caída de carga con recuperación casi inmediata y superación del nivel de caída. En el caso ensayo no interrumpido (P2), la caída es apenas apreciable a las escalas empleadas y se produce inmediatamente antes de la que determina la carga máxima de ensayo. El máximo es muy abrupto y la curva de descarga muestra un primer tramo sin pendiente bien definida seguido de otro muy lineal que concluye con la rotura final.

La caída de carga previa al máximo fue la referencia adoptada para la interrupción y tintado de fisura en los ensayos P8, P3 y P6 como ponen de relieve las tres curvas correspondientes. Tras superar nítidamente la carga de caída, las probetas fueron descargadas y sometidas al tratamiento térmico descrito, para a continuación ser nuevamente cargadas a tracción en aire hasta la rotura. En los tres casos la rotura en aire se produjo tras superar el nivel de carga en la interrupción previa del ensayo en un porcentaje superior al 20%, pero con un comportamiento muy diferente de la probeta P8 respecto a las probetas P3 y P6. Las dos últimas alcanzaron la carga de colapso desencadenante de la descarga final de rotura

sin cambio de pendiente en las curvas carga-tiempo, mientras que la primera experimentó un cambio de pendiente prolongado antes de alcanzar la carga de colapso. La posterior descarga final también mostró diferencias importantes entre ambos grupos de probetas. La de la probeta P8 es breve e incluye un codo de transición, y

en cambio las de las probetas P3 y P6 empiezan abruptamente, incluso con leves oscilaciones de carga, para seguidamente suavizarse y concluir con un aumento de pendiente comparable al de la probeta P2, cuya rotura tuvo lugar en medio FIP sin interrupción del ensayo.

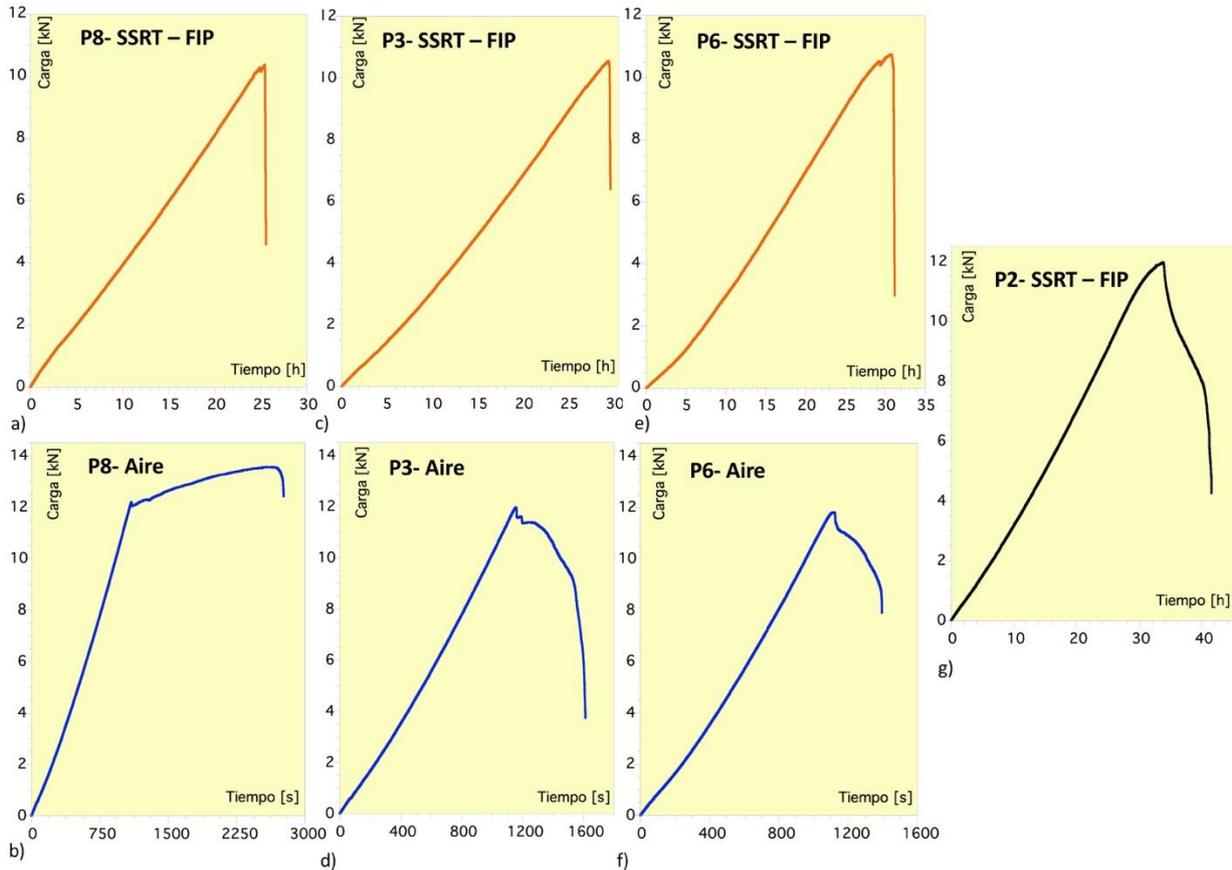


Figura 4. Evolución de la carga con el tiempo en los ensayos de corrosión bajo tensión, con separación de las fases realizadas en medio FIP y en aire.

3.2. Ensayos de corrosión bajo tensión: fractografía

En la figura 5 pueden verse las superficies de fractura de las cuatro probetas empleadas en los ensayos P8, P3, P6 y P2. El tintado térmico ha cumplido su función de delimitar el estado de fisuración subcrítica existente en las tres primeras al efectuar la descarga, es decir, tras la primera y leve caída de carga. Las tres fisuras subcríticas difieren en tamaño y en la forma del frente, pero permiten en conjunto inferir el desarrollo del proceso de fisuración durante la carga en medio FIP. El nivel de carga alcanzado en el caso de la probeta P8 antes de interrumpir el ensayo no difiere del de las probetas P3 y P6, pero apenas fue suficiente para iniciar la fisuración a partir del frente de la incisión, y de ahí que la rotura de la probeta tras la deshidrogenación requiriese el endurecimiento por deformación del ligamento resistente hasta el agotamiento plástico, con su posterior fallo a cortante según dos planos simétricos a 45°. No obstante, previamente se produjo la prolongación de la incipiente fisura subcrítica desde su centro con forma triangular y signos de desgarramiento dúctil estable activado por un nivel de

deformación plástica muy inferior al de agotamiento del ligamento. Los ensayos P3 y P6 fueron interrumpidos en una fase bastante más avanzada de la fisuración subcrítica como muestran las figuras 5b y 5c, pero la extensión triangular de la fisura por desgarramiento dúctil fue determinante para que el colapso y la rotura finales se produjese antes del agotamiento plástico del ligamento resistente conservado por la probeta tras la fisuración subcrítica. El factor determinante de las diferencias descritas entre la probeta P8 y las probetas P3 y P6 es la sensiblemente menor profundidad de la incisión inicial.

La forma triangular de crecimiento de la fisura subcrítica durante el colapso final se explica por la transición de la condición local de tensión plana a la de deformación plana que se produce a lo largo del frente de la fisura entre las caras y el centro de probeta. La mayor triaxialidad de los estados tensionales de deformación plana dificulta que la deformación plástica diluya la concentración de tensiones en el frente de la fisura y propicia que la rotura se produzca con menor ductilidad.

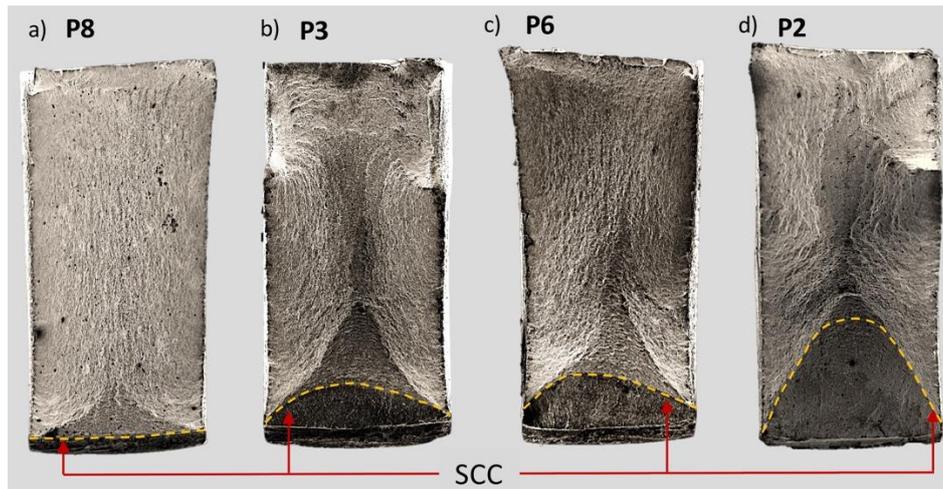


Figura 5. Superficies de fractura resultantes de los ensayos de corrosión bajo tensión.

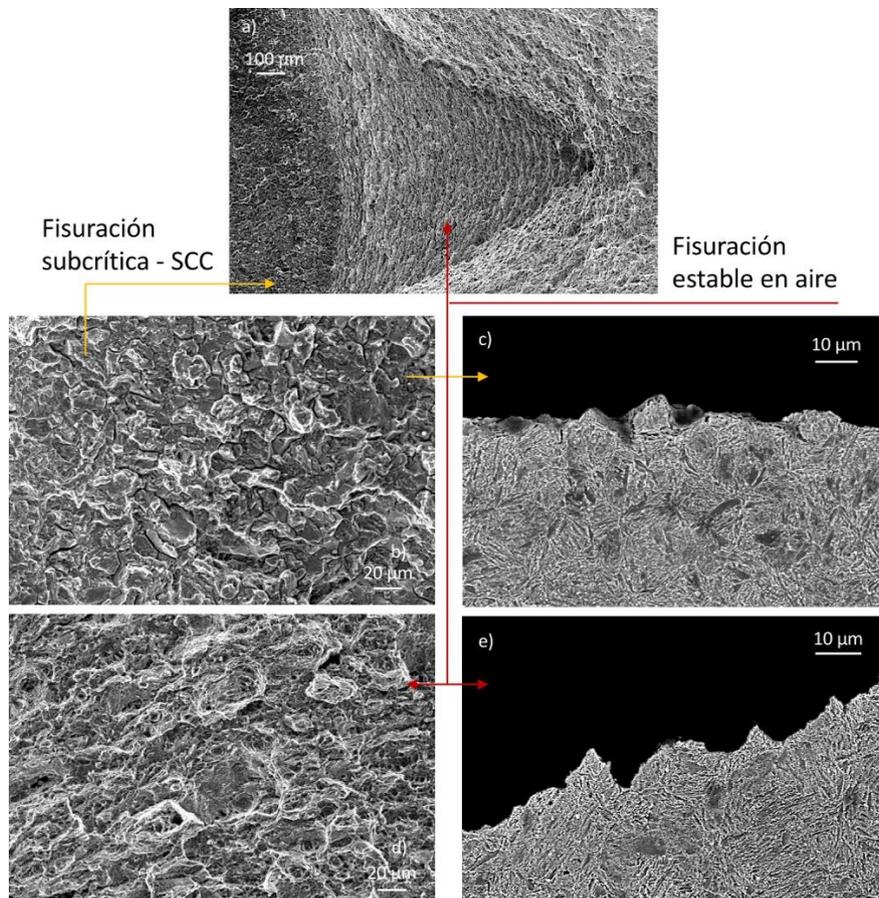


Figura 6. Superficie de fractura (a) y morfología de fisuración subcrítica (b,c) de desgarramiento dúctil (d, e).

3.3. Micromecanismos de fractura

La figura 6 revela los micromecanismos de fractura que dan lugar tanto a la fisuración subcrítica bajo carga lenta de tracción en medio FIP como al desgarramiento dúctil estable que inicia el colapso y rotura a tracción en aire de las probetas deshidrogenadas y debilitadas por las fisuras subcríticas. Lo que muestra la figura es la morfología microscópica de las caras y de los perfiles transversales de

las superficies de fisuración subcrítica y de desgarramiento dúctil, poniendo de manifiesto su vinculación con la microestructura de martensita de bajo carbono del acero.

La fisuración subcrítica se debe al fallo del nivel superior de agregación que origina dicha microestructura, ya que la fisura avanza separando los paquetes martensíticos formados dentro de los límites de los granos austeníticos previos. El proceso es muy afín al clivaje intergranular de los materiales policristalinos. Las sinuosidades microscópi-

cas del perfil transversal de la fisura se corresponden con los contornos de los paquetes arrastrados por una cara de la fisura y arrancados de la otra (Figura 6c). El hidrógeno que el medio FIP genera y es atraído por los concentradores locales de tensión de la probeta debilita con su acción fragilizadora las fronteras de los paquetes martensíticos hasta convertirlas en el eslabón resistente más débil de la microestructura.

El crecimiento estable de fisuras pre-existentes por desgarramiento dúctil tras la deshidrogenación del acero se origina en el nivel intermedio de agregación de la microestructura martensítica, cuando los haces de listones que forman los bloques martensíticos de un paquete contiguo al frente de fisura se rompen transversalmente por exceso de deformación. La rotura sucesiva de paquetes produce el avance de la fisura, pero la separación de sus dos caras entre paquetes conlleva la formación de microhuecos que posibilitan los cambios de dirección de la fisura a escala microscópica y explican tanto la morfología de ductilidad limitada que muestra la figura 6c como el perfil transversal en diente de sierra de la figura 6e. Una contribución adicional a esta ductilidad limitada proviene de los huecos nucleados en las inclusiones y precipitados que los aleantes del acero generan en las fronteras de los granos austeníticos previos. Este micromecanismo de fallo, que traslada el papel de eslabón resistente más débil de la microes-

tructura a los bloques martensíticos, guarda una notable semejanza con el pseudo-clivaje transgranular de los materiales policristalinos.

4. CONCLUSIONES

La singular microestructura de los aceros martensíticos con martensita bajo carbono es la causa de que las barras estructurales de alta resistencia fabricadas con este material tengan un comportamiento frente a la corrosión bajo tensión determinado por micromecanismos de daño propios y no por la mayor facilidad de activación de los micromecanismos que determinan su comportamiento en fractura, a diferencia de lo que ocurre con las barras estructurales fabricadas con la misma finalidad, pero con aceros de otro tipo.

Los ensayos de fragilización por hidrógeno bajo tracción lenta realizados sin llegar a rotura, seguidos de la deshidrogenación y tintado térmico de las probetas, y concluidos con la rotura a tracción simple, han revelado que la fisuración asistida por hidrógeno se produce por debilitamiento de la cohesión entre los paquetes martensíticos, mientras que la propagación mecánica de una fisura pre-existente tiene su origen en la rotura los bloques martensíticos, que constituyen el nivel anterior de agregación de la estructuras martensíticas de bajo carbono.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen la ayuda recibida a través del proyecto RTI-2018-097221-B-I00 financiado por MCIN/AEI/10.13039/501100011033 y “FEDER Una manera de hacer Europa” de la “Unión Europea”, así como por el proyecto PRE-2019-088263 financiado por MCIN/AEI/10.13039/501100011033 y “FSE Invierte en tu futuro” de la “Unión Europea NextGenerationEU/ PRTR”.

REFERENCIAS

- [1] Comité Europeo de Normalización, *prEN10138-4: Prestressing steels-Part 4: Bars*, CEN 2005.
- [2] American Society for Testing and Materials, *E722: Standard Specification for Uncoated-High Strength Steel Bars for Prestressing Concrete*, ASTM 2003.
- [3] International Organization for Standardization, *UNE-EN ISO 15630-3 Steel for the reinforcement and prestressing of concrete — Test methods — Part 3: Prestressing steel*, ISO, 2019.
- [4] A. Valiente, M. Pérez-Guerrero, M. Iordachescu, *New testing method for assessing the cracking sensitivity of stressed tendon rods in aggressive environments*, *Engineering Failure Analysis*, 68, 244-253, 2016.
- [5] M. Iordachescu, A. Valiente, M. Pérez-Guerrero, M. Elices, *Environment-assisted failure of structural*

tendons for construction and building applications, 159, 499-507, 2018.

- [6] J. W. Morris, *On the Ductile-Brittle Transition in Lath Martensitic Steel*, *ISIJ International*, 51 No. 10, 1569-1575, 2011.
- [7] J. W. Morris, C. Kinney, K. Pytlewski, Y. Adachi, *Microstructure and cleavage in lath martensitic steels*, *Sci. Technol. Adv. Mater.* 14 (2013) 014208 (9pp), doi:10.1088/1468-6996/14/1/014208.

INCEFA-SCALE: INcreasing Safety in NPPs by Covering Gaps in Environmental Fatigue Assessment – Focusing on Gaps between Laboratory Data and Component-SCALE

S. Arrieta^{1*}, S. Cicero¹, K. Mottershead², R. Cicero³, A. McLennan², S. Courtin⁴, Z. Que⁵

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 Jacobs, Faraday Street, Birchwood Park, Warrington WA3 6GA, Reino Unido

³ Inesco Ingenieros, CDTUC, Fase B, Av. Los Castros 44, 39005 Santander, España

⁴ EDF R&D MMC, Avenue des Renardières-Ecuelles, 77250 Moret-Loing et Orvanne, Francia

⁵ VTT Technical Research Centre of Finland Ltd., Nuclear Reactor Materials, Kivimiehentie 3, 02150 Espoo, Finlandia

*Contacto: sergio.arrieta@unican.es

RESUMEN

INCEFA-SCALE es un proyecto de cinco años financiado por el programa Horizonte 2020 de la Comisión Europea, sucesor del proyecto INCEFA-PLUS. El objetivo de este proyecto es mejorar la capacidad para pronosticar la vida útil de los componentes de centrales nucleares sometidos a fatiga asistida por el ambiente. El proyecto avanza en el análisis de datos existentes y en la generación de nuevos datos de fatiga asistida por ambiente que permitan aplicar los resultados de los ensayos en laboratorio a componentes con geometría y cargas reales. En este aspecto, se ha llevado a cabo la minería de datos de distintos proyectos anteriores (INCEFA-PLUS, USNRC, EPRI, MHI y AdFaM) y se han definido los tipos de ensayos que cubren los déficits de información encontrados. Además, se ha definido la matriz de ensayos planeados para realizar durante 2022. Los ensayos de esta primera fase se centran en generar datos de referencia, y en analizar el efecto de ondas complejas (amplitud variable) y del acabado superficial de las probetas. En las siguientes fases, los ensayos se centrarán en condiciones particulares: ensayos multiaxiales, entallas, gradientes de tensión-deformación, efecto del tamaño. Por otro lado, se está llevando a cabo el análisis microestructural del material común de ensayos y el desarrollo de un procedimiento conjunto que permita el análisis de las estriaciones por fatiga de la superficie de fractura. Este artículo proporciona una actualización del estado del proyecto y de los trabajos realizados en el análisis de datos, comportamiento mecánico y condiciones de ensayo.

PALABRAS CLAVE: fatiga asistida por el ambiente, reactor de agua presurizada, centrales nucleares, operación a largo plazo, acero inoxidable

ABSTRACT

INCEFA-SCALE is a five-year project funded by the EC Horizon2020 programme, successor of the INCEFA-PLUS project. INCEFA-SCALE started in October 2020. The objective of this project is to improve the ability of predicting the lifetime of Nuclear Power Plants (NPPs) components subjected to environmental assisted fatigue. The project progresses in the analysis of existing data and producing new environmentally assisted fatigue data which allow to apply the laboratory test outcomes to components with real geometry and loads. So far, the data mining of different finished projects (INCEFA-PLUS, USNRC, EPRI, MHI and AdFaM) has been carried out, and test conditions for filling the knowledge gaps have been established. Moreover, the test matrix for 2022 has been defined. In this first phase, tests are focused on producing reference data, analysing complex waveforms (variable amplitude) and the effect of the surface finish. Next testing phases will focus on particular conditions: multi-axial tests, notches, stress/strain gradient effect and size effect. Furthermore, the microstructural analysis of common material and a guideline for fatigue striations measurement on the fracture surface have been developed. This article provides an update to the project status and the advances made in data analysis, mechanical understanding and testing conditions.

KEYWORDS: environmentally assisted fatigue, pressurized water reactor, nuclear power plants, long-term operation, stainless steel

1. INTRODUCCIÓN

INCEFA-SCALE es un proyecto de cinco años de duración financiado por el programa Horizonte 2020 de la Comisión Europea. Este proyecto es el sucesor del INCEFA-PUS, proyecto que se desarrolló entre 2015 y 2020. INCEFA-SCALE comenzó en octubre de 2020 y su objetivo es continuar con el estudio de la fatiga asistida por el ambiente (EAF), progresando en la capacidad de predecir el tiempo de vida de los componentes afectados por este fenómeno instalados en centrales nucleares.

Los operadores de centrales nucleares han observado que los fallos atribuibles a EAF son menores que los estimados por los métodos de cálculo empleados hasta ahora [1]. Una de las posibles causas de esta discrepancia es la transferencia de los resultados de los ensayos de laboratorio a los componentes reales. Además, la capacidad de abordar la transferibilidad entre las escalas de laboratorio y de componente, tanto en geometría como en cargas, sigue estando limitada por la disponibilidad de datos. Este déficit de conocimiento es el que aborda INCEFA-SCALE. La estrategia del proyecto es, por un lado, el desarrollo de un conocimiento sobre el comportamiento mecánico mediante el análisis exhaustivo de probetas ensayadas y minería de datos, y, por otro lado, la realización de ensayos centrados en aspectos particulares de las condiciones de carga cíclicas de los componentes reales.

Actualmente, se ha finalizado la fase de análisis de gran cantidad de datos previos recopilados en la base de datos MatDB, gestionada por el JRC (procedentes del proyecto INCEFA-PLUS [2] y de otras fuentes externas, como USNRC, EPRI, MHI y el proyecto AdFaM). El programa experimental ha sido definiendo y se desarrollará durante los próximos tres años. Además, se han establecido una serie de protocolos para la gestión de datos experimentales, ejecución de ensayos y análisis de las probetas ensayadas. Finalmente, el proyecto generará una guía para aplicar los datos obtenidos en laboratorio a componentes a escala real.

2. NOMENCLATURA

AdFaM	Proyecto Advance Fatigue Methodologies
CEA	Commissariat à l'Énergie Atomique et aux Énergies Alternatives
CIEMAT	Centro de Investigaciones Energéticas, Medioambientales y Tecnológicas
DoE	Diseño de experimentos
EAF	Fatiga asistida por el ambiente
EDF	Electricité de France
EPRI	Electric Power Research Institute
FEA	Análisis por elementos finitos
FAP	Procedimiento para la evaluación de la fatiga
FRF	Framatome (Francia)

INI	Inesco Ingenieros
IRSN	Institut de Radioprotection et de Sûreté Nucléaire
JRC	Joint Research Center (EC)
KAERI	Korea Atomic Energy Research Institute
MatDB	Base de datos online de materiales
MHI	Mitsubishi Heavy Industries
NNL	Naval Nuclear Laboratory
NPP	Nuclear Power Plant
NRA	Nuclear Regulation Authority
PSI	Paul Scherrer Institute
PWR	Pressurised Water Reactor
RR	Rolls-Royce
SEM	Microscopía óptica de barrido
UC	Universidad de Cantabria
UOM	University of Manchester
USNRC	US Nuclear Regulatory Commission
UJV Rez	Nuclear Research Institute Rez
VTT	Technical Research Centre of Finland
WDD	Jacobs
WP	Paquete de trabajo

3. OBJETIVOS

El proyecto INCEFA-SCALE pretende profundizar en el conocimiento de los mecanismos que intervienen en el fenómeno de la fatiga asistida por el ambiente, mejorando la aplicación de los datos obtenidos mediante ensayos de laboratorio al comportamiento y las condiciones reales de carga de los componentes en centrales nucleares para predecir su tiempo de vida a fatiga. El déficit de conocimiento al respecto ha sido reconocido internacionalmente y es de gran importancia, por lo que una serie ensayos de EAF a escala de componente está siendo llevando a cabo por EPRI [3] para proporcionar un avance significativo en el número de datos disponibles. Es de esperar que estos ensayos mejoren la disponibilidad de datos en condiciones de componente (o reales) y que puedan ser relacionados con los datos obtenidos en laboratorio.

La estrategia de INCEFA-SCALE es:

- 1) Desarrollar un profundo conocimiento del comportamiento mecánico mediante una extensa caracterización de probetas ensayadas en condiciones EAF, junto a una minuciosa minería de datos.
- 2) Un programa de ensayos centrado en aspectos característicos de las cargas cíclicas en los componentes reales.

Finalmente, el proyecto facilitará una guía para el uso de los datos obtenidos en laboratorio en condiciones de carga y componentes reales.

4. ANTECEDENTES

Los aceros inoxidables austeníticos son el material elegido para muchas de las tuberías de refrigeración del circuito primario de los reactores de agua a presión (PWR) de las centrales nucleares. En servicio, se exponen a alta temperatura y presión, así como al agua de refrigeración acondicionada químicamente. Estos materiales experimentan condiciones de cargas dinámicas no uniformes.

Los códigos de diseño [4] y los métodos experimentales empleados en laboratorio para calcular las curvas de vida a fatiga de los componentes emplean datos simplificados para proporcionar factores ambientales que definen la fatiga acumulada [5]. La comparación de estos métodos con las pruebas realizadas en componentes a escala sugiere que estos factores pueden ser conservadores debido, probablemente, a la transferencia de los datos de laboratorio a cargas y componentes reales. La transferibilidad de estos resultados al comportamiento a escala de componente en planta continúa siendo un tema de interés e insuficiente conocido [1].

Recientemente, distintos estudios han proporcionado una mejor predicción de la vida a fatiga de probetas de acero inoxidable sometidas a transitorios térmicos [6], o han definido la influencia de los acabados superficiales característicos de los componentes [7]. De este modo, se reduce el conservadurismo reproduciendo más fielmente las condiciones reales de operación. Sin embargo, sigue siendo necesario aumentar el conocimiento del comportamiento del acero inoxidable sometido a EAF y avanzar en la transferencia de los datos obtenidos en laboratorio al comportamiento de los componentes. El proyecto INCEFA-SCALE aborda esta cuestión.

El antecesor de INCEFA-SCALE, el proyecto INCEFA-PLUS, evaluó el efecto en la vida a fatiga de aceros austeníticos de los siguientes factores: rango de deformación, ambiente, rugosidad superficial, deformación media, tiempos de mantenimiento de carga (*hold times*) y velocidad de deformación, así como sus interacciones. Se realizaron más de 250 ensayos en aire y en ambiente PWR. Como resultado de este proyecto, se describió un modelo experimental que identificaba como factores significativos el rango de deformación, el ambiente y la rugosidad superficial, así como las interacciones estadísticamente significativas entre el ambiente y la rugosidad superficial, y el ambiente y el rango de deformación [8]. No se observó ningún efecto en la aplicación de deformación media o de *hold times*.

A continuación, se explicarán los objetivos del proyecto INCEFA-SCALE, describiendo el proyecto y haciendo una revisión del estado actual del mismo.

5. ORGANIZACIÓN DEL PROYECTO

El proyecto se compone de seis paquetes de trabajo (WPs): WP1: Gestión del Proyecto; WP2: Minería e interpretación de datos; WP3: Ensayos; WP4: Modelado; WP5: Comprensión mecánica; y WP6: Difusión y formación.

El consorcio del proyecto INCEFA-SCALE está formado por diecisiete organizaciones: Jacobs (Reino Unido, coordinador del proyecto), PSI (Suiza), UJV Rez (República Checa), VTT (Finlandia), CIEMAT (España), IRSN (Francia), Universidad de Cantabria (España), CEA (Francia), JRC (Países Bajos), Framatome (Francia), EDF (Francia), Inesco Ingenieros (España), Rolls-Royce (Reino Unido), Framatome GmbH (Alemania), Universidad Tecnológica de Kaunas (Lituania), KAERI (Corea del Sur), y Universidad de Manchester (Reino Unido).

La buena cooperación y comunicación entre organizaciones, que caracterizó el proyecto INCEFA-PLUS, es muy importante que se desarrolle en INCEFA-SCALE, ya que hay una importante interdependencia entre las actividades de minería de datos, ensayo, modelado y comprensión mecánica.

Otra característica de INCEFA-SCALE es su relación con entidades externas (USNRC, EPRI, MHI, NRA y NNL), con lo que se quiere garantizar la máxima relevancia para los resultados del proyecto.

6. DETALLES DEL PROYECTO

La mayoría de los ensayos se llevarán a cabo en un material común de las centrales, el acero inoxidable 316L, suministrado por EDF. Además, algunos participantes ensayarán un acero inoxidable de la serie 300 específico por su propio interés nacional. Esto permitirá estudiar las diferencias entre el anterior material ensayado en el proyecto INCEFA-PLUS (304L) y el nuevo material que se va a caracterizar.

Siguiendo la práctica desarrollada en INCEFA-PLUS, las organizaciones participantes se organizarán en comités para definir métodos y protocolos de ensayo comunes. Además, hay un comité denominado Panel de Expertos, que revisará los datos generados para definir su calidad. Finalmente, todas las organizaciones siguen comprometidas en acordar un formato común para los datos generados, en la medida de lo posible, ya que INCEFA-SCALE tendrá diversos métodos de ensayo, así como en publicar los datos en el sistema MatDB, administrado por el JRC. Como resultado de este compromiso, ya han sido acordados cuatro procedimientos comunes para todas las organizaciones: plan de gestión de datos, protocolo de ensayos, procedimiento para la evaluación del espaciado entre estrías, procedimiento para la publicación en acceso abierto.

6.1. Minería de datos

Se ha completado el análisis de los datos de ensayos realizados previamente. Las fuentes de estos datos han sido: el proyecto INCEFA-PLUS, los distintos materiales de programas nacionales y MHI (todos ellos disponibles en la base de datos MatDB), además de datos provenientes del VTT, USNRC, ANL y EPRI. Estos datos provienen tanto de ensayos de fatiga en aire como en ambiente PWR. La Figura 1 muestra una selección de los datos de ensayos a fatiga en condiciones PWR provenientes de las distintas fuentes.

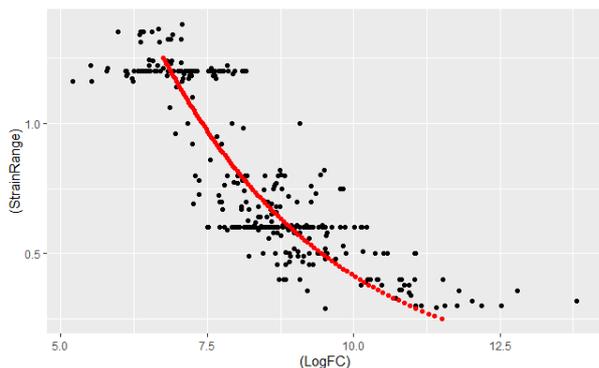


Figura 1. Selección de datos de ensayos a fatiga en ambiente PWR (en rojo, modelo teórico).

De los análisis realizados, se ha identificado una falta de datos a bajas deformaciones y un efecto de la forma de onda en la vida a fatiga.

6.2. Campaña experimental

Además de los ensayos uniaxiales en probetas cilíndricas sólidas y huecas, en este proyecto habrá un incremento de métodos experimentales, como por ejemplo el ensayo en probetas tipo membrana, el uso de carga biaxiales, o probetas ensayadas con ondas complejas. El objetivo es explorar respuestas particulares que diferencian el comportamiento entre los ensayos de laboratorio y los componentes reales frente al fenómeno de EAF. La composición concreta de los ensayos a desarrollar ha sido definida en el WP3:

- WP3.3: define ensayos con geometrías de probetas estándar (sólidas y huecas). Estudiarán los efectos del acabado superficial, la carga de amplitud variable y el ambiente. Estos ensayos comenzaron en noviembre de 2021.
- WP3.4: define ensayos con probetas no estándar. Estudiará el efecto de la carga en la vida a fatiga a través de particularidades incorporadas al diseño de la probeta, tanto en aire como en PWR. Por ejemplo, probetas tipo membrana en ambiente PWR [9], cruciforme [10] y probetas sólidas con entallas. Los ensayos de este tipo comenzarán en noviembre de 2022.

En esta primera fase, los ensayos se centran en definir los efectos de la amplitud variable y el acabado superficial en la vida a fatiga del acero inoxidable 316L. Los ensayos de amplitud variable presentan sobrecargas periódicas respecto a una línea base de ciclos de amplitud constante, como muestra la Figura 2.

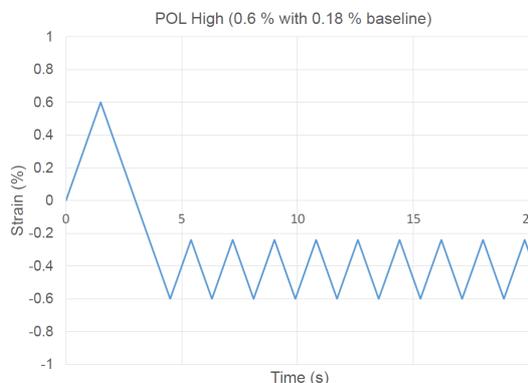


Figura 2. Ensayo de fatiga de amplitud variable.

La amplitud y la complejidad de los ensayos disponibles implica que se debe ser cuidadosos para evitar estudiar más fenómenos de los que se puedan abordar con los recursos disponibles y que los resultados sean relevantes desde un punto de vista estadístico. Por otro lado, dado que algunos de los métodos que se emplearán no son estándar, es importante comprender cómo se pueden combinar estos resultados con los obtenidos de forma estandarizada. Para mitigar estos riesgos, se realizó una evaluación de los temas de estudio por dificultad y beneficio potencial. Además, un Panel de Expertos y un Consejo Asesor independiente asesoran y evalúan los ensayos del proyecto. Estas medidas mantendrán el control sobre el alcance y la calidad de los ensayos.

6.3. Comprensión mecánica

Tradicionalmente, la evaluación de la EAF ha tenido una base experimental, simplificando las relaciones experimentales para desarrollar las curvas de vida a fatiga y calcular los factores de uso acumulado. Una razón para estas simplificaciones en la evaluación de la fatiga es que obtener los datos con los que desarrollar un modelo mecánico sería excesivamente complejo y costoso. Aunque los modelos mecánicos pueden no ser ampliamente aceptables desde la perspectiva de una aplicación ingenieril, se requieren para respaldar el uso de modelos simplificados en las evaluaciones y pueden llevar a nuevos enfoques, menos conservadores, que pueden ser beneficiosos para limitar las ubicaciones críticas en planta. Por tanto, un objetivo de INCEFA-SCALE será el avanzar en el desarrollo de modelos mecánicos para EAF y su aplicación en ingeniería.

Para respaldar el desarrollo de modelos mecánicos de fatiga es esencial una mejor comprensión del mecanismo de EAF. Dado que la fatiga asistida por el ambiente se ve muy afectada por la condición del material y por la

distribución de las cargas, se realizará un análisis de la microestructura, junto con un análisis de elementos finitos (FEA). Estas actividades se realizarán mediante métodos comúnmente acordados para el análisis microestructural. En el marco del WP5 ha finalizado uno de estos procedimientos para calcular de forma coordinada el espacio entre estrías causadas por fatiga (ver Figura 3, [11]). La caracterización incluirá el examen de probetas antes y después de los ensayos. Se intentará definir el daño causado durante la fabricación de las probetas y su evolución durante el ensayo de fatiga. Esto proporcionará información sobre aspectos mecanísticamente relevantes de la fatiga, como el espaciado entre estrías o la acumulación de daño. La caracterización microestructural, en combinación con los distintos tipos de ensayo de fatiga, mejorará la comprensión mecanística de la fatiga para una carga característica de las plantas nucleares.

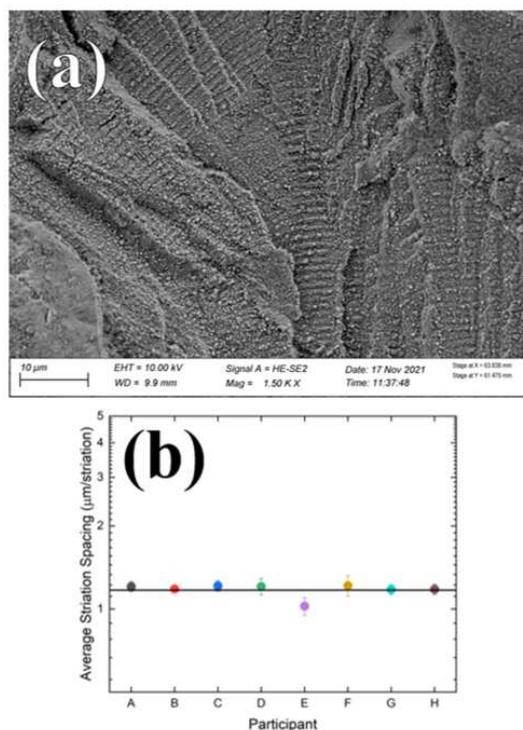


Figura 3. Imagen SEM de superficie de fractura por fatiga. a) Área analizada con estrías por fatiga; b) Medidas realizadas por los distintos laboratorios.

La definición y el desarrollo de un modelo de evaluación propio comenzará a finales de 2022. Mientras INCEFA-SCALE avanza hacia la estandarización de los ensayos de fatiga, los resultados se seguirán evaluando según la normativa de fatiga actual, aunque sin dejar de lado las evidencias y la comprensión mecanística adquiridas hasta ahora. Apoyándose en la experiencia adquirida durante INCEFA-PLUS [12], los socios analizarán sus datos individualmente en un primer momento. Durante el anterior proyecto, este fue un excelente método para asegurar la creatividad del análisis. Después, los miembros del Panel de Expertos se reúnen

periódicamente para analizar las ideas y conformar un conjunto uniforme de conclusiones. A partir de los datos generados en los proyectos INCEFA-PLUS e INCEFA-SCALE, junto con la incorporación de datos externos, se desarrollarán nuevas curvas S-N (tensión frente a número de ciclos) de vida a fatiga para diferentes condiciones. La comprensión mecanística incluirá el efecto de los factores de la fatiga ambiental. El propósito último es dar un importante paso hacia adelante en la evaluación de la fatiga de los componentes de centrales nucleares en condiciones reales. Para ello, los resultados obtenidos en INCEFA-SCALE se usarán para desarrollar un procedimiento de evaluación de la fatiga (FAP).

6. PROCEDIMIENTO DE EVALUACIÓN DE LA FATIGA

Al finalizar el proyecto, el conocimiento obtenido permitirá desarrollar un procedimiento de evaluación de la vida a fatiga asistida por el ambiente, que incluirá la siguiente información:

- Parámetros que afectan al envejecimiento de los componentes en comparación con las probetas empleadas en laboratorio.
- Curvas de fatiga obtenidas a partir del programa experimental y del análisis de datos existentes.
- Ecuaciones que incluyan los diferentes parámetros analizados y expresiones del factor corrector ambiental.
- Metodología para la evaluación de la fatiga.
- Informe de lecciones aprendidas.

Se pretende redactar un documento que pueda complementar a las normas internacionales de diseño. El FAP se aplicará a un componente industrial para comparar su resultado. Un ejemplo de lo que se puede esperar puede encontrarse en el documento de acceso abierto equivalente del proyecto INCEFA-PLUS [2].

7. ESTADO DEL PROYECTO

El proyecto comenzó en octubre de 2020. Desde su inicio se han celebrado cuatro reuniones virtuales con los miembros del proyecto por completo, y multitud de reuniones virtuales de distintos subgrupos con intereses en la comprensión mecanística de la fatiga, en las tareas experimentales, en análisis de datos existentes y en el modelado. Los logros hasta el momento (marzo de 2022) han sido:

- Se ha acordado la colaboración con EPRI, bajo acuerdo de confidencialidad (en desarrollo).
- WP2 ha completado el desarrollo de un *software* que facilitará las actividades de minería de datos utilizando la información almacenada en MatDB. Además, datos externos estarán disponibles para su examen (EPRI, USNRC y NRA).
- Los miembros de los WP3, WP4 y WP5 han compartido ideas sobre los objetivos de los respectivos WPs y la prioridad de estudio.

- Los ensayos uniaxiales pertenecientes al WP3 han comenzado, con el apoyo del Panel de Expertos.
- Los ensayos en condiciones particulares del WP3 están siendo definidos por un grupo de trabajo.
- El modelado y la evaluación contenidos en el WP4 se han iniciado y se ha definido su alcance.
- Los trabajos de caracterización propios del WP5 continúan. Se ha completado una colaboración para el recuento de estrías por fatiga y se ha definido un método común para calcular su espaciado. Un subgrupo de este WP está en proceso de analizar el estado del material en muestras sin ensayar.
- Las vías de divulgación ya están disponibles: página web pública (<https://incefascale.unican.es>) y perfiles en ResearchGate, Twitter y LinkedIn.

8. RESUMEN

El proyecto INCEFA-SCALE se ha cimentado sobre los satisfactorios resultados del proyecto INCEFA-PLUS. Frecuentes reuniones virtuales se están llevando a cabo con el fin de planificar y gestionar el desarrollo de los distintivos paquetes de trabajo, así como seguir la evolución de la campaña experimental, con el fin de alcanzar los objetivos establecidos en el proyecto. Se han realizado tareas de análisis de datos existentes y la definición de las necesidades de estudio para mejorar el conocimiento sobre el comportamiento mecánico. La fabricación de las probetas de ensayo, su distribución entre los socios y los ensayos comenzaron a finales de 2021. Se han establecido colaboraciones con EPRI y NNL (pendientes de la ratificación) para la realización de ensayos a escala de componente.

AGRADECIMIENTOS

 Este proyecto ha recibido financiación del programa de investigación y formación de Euratom 2019-2020, bajo el acuerdo de subvención nº 945300. También se reconoce la significativa contribución de los miembros del proyecto INCEFA-SCALE.

REFERENCIAS

- [1] D. Tice, A. McLennan, and P. Gill, "Environmentally assisted fatigue (EAF) knowledge gap analysis: Update and revision of the EAF knowledge gaps," Palo Alto, CA, Tech. Rep. 3002013214, 2018.
- [2] INCEFA-PLUS Consortium *et al.*, *INCEFA-PLUS findings on Environmental Fatigue*. INCEFA-PLUS Project, 2020.
- [3] D. A. Steininger *et al.*, "Component Testing Proposal to Quantify Margins in Existing Environmentally Assisted Fatigue (EAF) Requirements," in *Volume 3B: Design and Analysis*, 2017, doi: 10.1115/PVP2017-65995.
- [4] ASME, "Section III Division 1, Rules for Construction of Nuclear Power Plant Components," in *Boiler and Pressure Vessel Code*, New York: American Society of Mechanical Engineers, 2021.
- [5] 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.
- [6] C. Currie, A. Morley, D. Leary, N. Platts, M. Twite, and K. Wright, "Further Validation of the Strain-Life Weighted (SNW) Fen Method for Plant Realistic Strain and Temperature Waveforms," in *Volume 1A: Codes and Standards*, 2018, doi: 10.1115/PVP2018-84879.
- [7] A. McLennan, A. Morley, and S. Cuvilliez, "Further Evidence of Margin for Environmental Effects, Termed Fen-Threshold, in the ASME Section III Design Fatigue Curve for Austenitic Stainless Steels Through the Interaction Between the PWR Environment and Surface Finish," in *Volume 1: Codes and Standards*, 2020, doi: 10.1115/PVP2020-21262.
- [8] M. Bruchhausen *et al.*, "Characterization of Austenitic Stainless Steels with Regard to Environmentally Assisted Fatigue in Simulated Light Water Reactor Conditions," *Metals (Basel)*, vol. 11, no. 2, p. 307, Feb. 2021, doi: 10.3390/met11020307.
- [9] H. Dhahri, C. Gourdin, G. Perez, S. Courtin, J.-C. Le Roux, and H. Maitournam, "PWR effect on crack initiation under equi-biaxial loading: Development of the experiment," *Procedia Eng.*, vol. 213, pp. 571–580, 2018, doi: 10.1016/j.proeng.2018.02.052.
- [10] P. Gill *et al.*, "A Method for Investigating Multi-Axial Fatigue in a PWR Environment," in *Volume 1: Codes and Standards*, 2021, no. PVP2021-62429, doi: 10.1115/PVP2021-62429.
- [11] B. Howe, J. Mann, Z. Que, C. Houtilainen, F. Scenini, and G. Burke, "Development of a robust Procedure for the Evaluation of Striation Spacings in Low Cycle Fatigue Specimens tested in a simulated PWR environment," in *American Society of Mechanical Engineers, Pressure Vessels and Piping Division (Publication) PVP*, 2022, no. PVP2022-84027, doi: 10.1115/PVP2022-84027.
- [12] M. Vankeerberghen *et al.*, "Ensuring data quality for environmental fatigue – INCEFA-Plus testing procedure and data evaluation; PVP2018-84081," *Am. Soc. Mech. Eng. Press. Vessel. Pip. Div. PVP*, vol. 1A-2018, 2018, doi: 10.1115/PVP201884081.

EFFECTO DE LA FRAGILIZACIÓN INDUCIDA POR HIDRÓGENO INTERNO EN LA VELOCIDAD DE CRECIMIENTO DE GRIETA POR FATIGA DE LA ZONA DE GRANO GRUESO EN UNA SOLDADURA DE ACERO 2.25Cr1Mo

G. Álvarez¹, A. Zafra¹, F.J. Belzunce¹, C. Rodríguez^{1*}

¹Grupo SIMUMECAMAT, Escuela Politécnica de Ingenieros de Gijón, Campus universitario, 33203, Gijón, Spain.

*email: cristina@uniovi.es

RESUMEN

Utilizando la microestructura de la zona de grano grueso de la soldadura de un acero 2.25Cr1Mo, en este trabajo se analiza el efecto de la presencia de hidrógeno en la velocidad de crecimiento de grieta por fatiga. La microestructura de la zona de grano grueso se ha simulado utilizando un tratamiento térmico que proporcionó un acero con un tamaño de grano y dureza similares a los medidos en una soldadura real. La velocidad de crecimiento de grieta se ha medido utilizando probetas compactas (CT) que se ensayaron tanto en ausencia de hidrógeno (CG_Air) como tras la realización de una precarga de hidrógeno en un reactor a presión (19.5 MPa y 450°C durante 21 horas). La influencia de la frecuencia se analizó comparando los resultados obtenidos utilizando distintos valores ($f = 10\text{Hz}$, $f = 0.1\text{Hz}$ y $f = 0.05\text{Hz}$). Asimismo, se utilizaron dos relaciones de carga ($R = 0.1$ y $R = 0.5$) para analizar su influencia. La fragilización producida por el hidrógeno interno se advierte sobre todo al inicio del ensayo, obteniéndose valores de la velocidad de crecimiento de grieta por fatiga mucho mayores que en el acero sin hidrógeno. Además, este efecto se agudiza conforme disminuye la frecuencia de ensayo o aumenta la relación de carga.

PALABRAS CLAVE: Fragilización por hidrógeno, velocidad de crecimiento de grieta por fatiga, precarga de hidrógeno a presión, zona de grano grueso de soldadura.

ABSTRACT

The effect of hydrogen in the fatigue crack growth rate of the coarse grain zone of a 2.25Cr1Mo steel weld is analysed in this work. The microstructure of the coarse grain zone was simulated using a heat treatment able to provide a steel with a grain size and hardness similar to the ones of a real weld. The crack growth rate was measured using compact tension (CT) specimens that were tested both in the absence of hydrogen (AR: as received) and after hydrogen pre-charging using a pressure reactor (19.5 MPa and 450°C for 21 hours). The influence of frequency was analysed using different values ($f = 10\text{Hz}$, $f = 0.1\text{Hz}$ and $f = 0.05\text{Hz}$). Also, two load ratios ($R = 0.1$ and $R = 0.5$) were used to assess their influence. The embrittlement produced by the internal hydrogen is clearly noticed at the beginning of the fatigue growth rate test ($\Delta K = 30\text{MP}\sqrt{\text{m}}$), obtaining higher values than without hydrogen. In addition, this effect becomes more notorious as the test frequency decreases or the load ratio increases.

KEYWORDS: Hydrogen embrittlement, fatigue crack growth rate, pre-charging methods, coarse grain heat affected zone.

INTRODUCCIÓN

La búsqueda de energías alternativas a las fósiles ha puesto su foco en el uso del hidrógeno como vector energético, pudiendo utilizarlo tanto como producto intermedio en la generación de otras energías o directamente como combustible. Independientemente del modo como finalmente se utilice el hidrógeno, es obvio que será necesario almacenarlo y transportarlo, por lo que deberán desarrollarse las infraestructuras más adecuadas para ello. En este sentido, el acero se perfila como el material más adecuado en la mayoría de los casos, ya que puede combinar elevados valores de resistencia y tenacidad. No obstante, el uso de aceros en presencia de hidrógeno se puede ver limitado por el conocido problema de fragilización por hidrógeno, que puede llegar a causar una disminución significativa en sus propiedades mecánicas, especialmente a fractura y fatiga

[1,2], llegando a transformar el comportamiento mecánico del acero de dúctil a frágil en función de las condiciones en las que deba trabajar, como presión, temperatura, presencia de concentradores, velocidad de carga, frecuencia de ensayo, etc. Será por lo tanto necesario estudiar la influencia de todas esas variables en el comportamiento de los aceros mediante ensayos de laboratorio que reflejen dichas condiciones de la forma más adecuada.

En el caso de la velocidad de crecimiento de grieta por fatiga, la mayor parte de los estudios realizados hasta el momento han sido utilizando probetas precargadas que posteriormente se ensayaron al aire (ensayos ex-situ). Los diferentes investigadores coinciden en señalar que la presencia de hidrógeno interno aumenta visiblemente dicha velocidad, pero dicho incremento no sólo depende del tipo de acero analizado y de la cantidad de hidrógeno

introducido sino de otros factores, como la frecuencia de ensayo o la relación de cargas [3]. Además, la aceleración de la velocidad de la grieta debido a la presencia de hidrógeno interno suele disminuir conforme el ensayo progresa, debido a la continua pérdida de hidrógeno que se escapa por difusión hacia el exterior de la probeta en el curso del ensayo. No obstante, este comportamiento depende mucho del material analizado.

En este sentido, y dado que todos los sistemas de almacenamiento y transporte suelen contar con juntas soldadas, y sabiendo que la zona de grano grueso de la soldadura es la zona más propensa a mostrar un comportamiento frágil, es obvio que cualquier estudio de fragilización deberá realizarse contemplando esta microestructura concreta. El problema que surge es el reducido tamaño de esa zona, que hará necesario recurrir a tratamientos térmicos que permitan reproducir su microestructura en un volumen de material suficientemente grande como para obtener las probetas normalizadas necesarias para el ensayo.

En base a todo lo anterior, en este trabajo se analiza el efecto del hidrógeno interno, precargado a presión, en la velocidad de crecimiento de grieta por fatiga de la zona de grano grueso (CG) de una soldadura de un acero 2.25Cr1Mo. Para ello se ha aplicado al material base un tratamiento térmico capaz de conseguir una microestructura idéntica a la de la soldadura real (CG_Simulated). También se ha analizado el efecto de la frecuencia de ensayo y la relación de cargas aplicando diferentes valores de estas variables.

El efecto del hidrógeno en las curvas da/dN vs ΔK se ha cuantificado a través de un índice de fragilización por hidrógeno (HEF), que para un determinado valor de ΔK , compara los valores de la velocidad de crecimiento de grieta en presencia de hidrógeno y en ausencia de este elemento [1]:

$$HEF = (da/dN)_H / (da/dN)_{Air} \quad (1)$$

MATERIALES Y MÉTODOS

2.1. Materiales

Utilizando como material base un acero 2.25Cr1Mo, habitualmente utilizado en la fabricación de recipientes a presión, templado y revenido, con una microestructura de bainito-martensita revenida y un tamaño de grano de unas 21 ± 4 micras, se realizó una soldadura por arco sumergido con los parámetros normalmente utilizados en este tipo de uniones ($V = 30V$, $I = 200A$, velocidad de soldadura $v_s = 65$ mm min, temperatura de precalentamiento $T_p = 150^\circ C$ y tratamiento térmico post-soldeo de $600^\circ C$ durante 2 h). La tabla 1 muestra la composición química del acero base.

Tras el análisis macrográfico de la soldadura, el análisis microestructural de la zona de grano grueso (CG) detalló una microestructura mayoritariamente bainítica cuyo aspecto general se refleja en la figura 1.a), con un tamaño de grano austenítico de 117 ± 30 micras y una dureza de

350 HV30. A partir de esta microestructura, y con objeto de obtener un mayor volumen de la misma, el material base fue sometido a varios tratamientos térmicos hasta obtener la microestructura que proporcionó una zona de grano grueso simulada (CG-Simulated) semejante a la real. El proceso llevado a cabo para conseguirlo se describe en el trabajo de A. Zafra et al. [4] y consiste en una austenización a $1200^\circ C$ durante 20 minutos, seguida de un temple en aceite y revenido a $600^\circ C$ durante 2 horas (éste último tratamiento es igual que el tratamiento térmico post-soldeo que se había aplicado en la soldadura). De este modo se obtuvo la microestructura mostrada en la figura 2.b), mayoritariamente bainítica, con un tamaño de grano austenítico medio (342 ± 101 micras) y dureza (321 HV30) muy similares a los medidos en la soldadura real. Las figuras 1 c) y d) muestran detalles de las microestructuras de ambos aceros, en las que pueden apreciarse gran cantidad de pequeños carburos de cromo precipitados en las intercaras bainíticas.

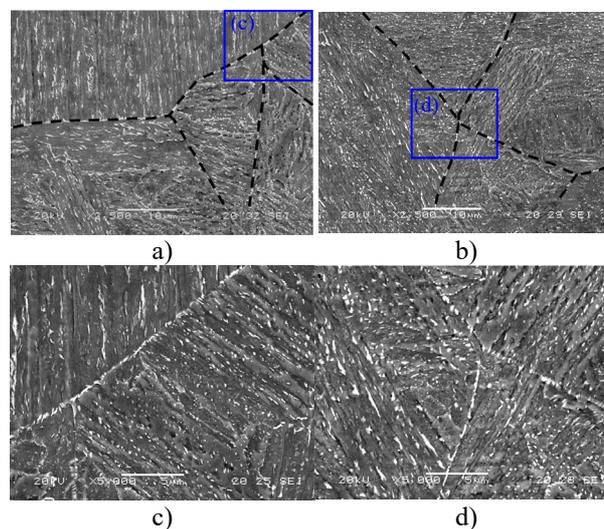


Figura 1. Microestructuras de las zonas de grano grueso. (a-c) Soldadura real; (b-d) simulada.

Las propiedades mecánicas tanto del BM como de la CG-Simulated se determinaron mediante ensayos de tracción realizados con probetas de 5 mm de diámetro a temperatura ambiente y siguiendo las recomendaciones de la norma ASTM E8. Los parámetros obtenidos, límite elástico, S_y , Resistencia a la tracción, S_u , Alargamiento, A , y estricción, Z , se recogen en la tabla 1. Esta tabla también muestra la dureza de los materiales obtenida mediante ensayo Vickers con 30 kg de carga. Como puede observarse, las propiedades resistentes de la CG-Simulated son superiores a las del metal base, lo que también se refleja en los resultados de dureza.

Con objeto de calcular el coeficiente de difusión de hidrógeno, D_{app} (m^2/s), se utilizaron ensayos de permeación, que se realizaron de acuerdo con la norma ASTM G148 y utilizando el equipo y la metodología descritos con detalle en trabajos anteriores [2]. En estecaso, para el cálculo de D_{app} , se ha considerado únicamente el primer transitorio de carga.

Tabla 1. Propiedades y concentraciones de hidrógeno en los materiales

Material	S_y [MPa]	S_u [MPa]	A [%]	Z [%]	$HV30$ [-]	Grain Size [μm]	D_{app} [m^2/s]	C_0 [ppm]	C_{dif} [ppm]
Base Metal	761	887	19	75	298	21	$3.4 \cdot 10^{-11}$	1.30	0.67
CG -Simulated	931	1036	16	72	321	342	$2.3 \cdot 10^{-11}$	1.40	0.45

La figura 2 muestra las curvas de permeación obtenidas, donde los valores del tiempo e intensidad se muestran normalizados, respectivamente, por el espesor de la muestra al cuadrado y el valor máximo de intensidad. Los valores D_{app} obtenidos utilizando la metodología t_{lag} se recogen en la tabla 1. Se puede ver que la difusión de hidrógeno en el metal base es ligeramente mayor que en la CG-Simulated.

Para introducir el hidrógeno en el interior de las muestras se utilizó un reactor a presión, sometiendo las muestras a la acción de hidrógeno puro a una presión de 19.5 MPa a una temperatura de 450°C durante 21 horas. Una vez cargadas, e inmediatamente después de extraerlas del reactor, las probetas se introdujeron en nitrógeno líquido (-196°C) para evitar en lo posible la salida de hidrógeno. Con objeto de conocer la cantidad de hidrógeno introducido en las probetas tras el proceso de carga, C_0 , se utilizó un análisis de desorción térmica (TDA), por medio de un analizador de hidrógeno LECO DH603. Este equipo también se utilizó para conocer la cantidad de hidrógeno difusible en el material, C_{dif} , calculado como la diferencia entre la concentración inicial y final de hidrógeno, tras dejar las muestras durante 15 días en el ambiente normal del laboratorio. Los resultados obtenidos tras el análisis TDA, recogidos en la tabla 1, muestran que la cantidad inicial de hidrógeno introducido en el reactor en ambos materiales es bastante similar, mientras que la cantidad de hidrógeno difusible es un poco mayor en el BM (0.67 ppm) que en el CG-Simulated (0.45 ppm).

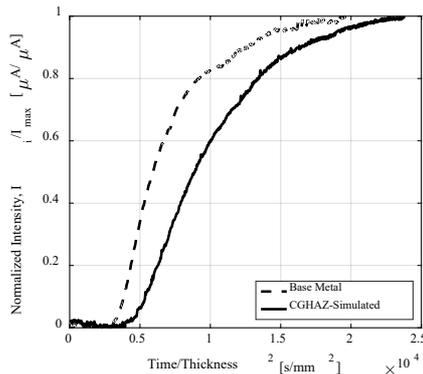


Figura 2. Curvas de permeación (entrada de H)

2.2. Ensayos de crecimiento de grieta por fatiga

El ensayo de crecimiento de grieta por fatiga se ha realizado en una máquina servohidráulica MTS equipada con una célula de carga de 250 kN y provista de un extensómetro COD que permitió determinar la evolución del tamaño de la grieta en el curso del ensayo utilizando el método de la flexibilidad. La metodología empleada se adecuó a la norma ASTM E647 [5]. Se utilizaron probetas compactas (CT) de 48 mm de ancho y 10 mm

de espesor, y fueron pre-agrietadas de acuerdo con las recomendaciones de la normativa. Por su parte, los ensayos de velocidad de crecimiento de grieta se realizaron utilizando distintos valores de la frecuencia (10 Hz en las probetas sin hidrógeno y 0.1 y 0.05 Hz en el caso de las probetas precargadas con hidrógeno) y con dos relaciones de carga distintas ($R = 0.1$ y 0.5). Concluidos los ensayos, las superficies de fractura de las probetas fueron analizadas mediante microscopía electrónica de barrido, determinando de forma precisa tanto la longitud inicial y final de las grietas como los diferentes micromecanismos de fallo implicados.

RESULTADOS

La figura 3 muestra, de forma conjunta, las curvas de velocidad de crecimiento de grieta por fatiga (da/dN vs ΔK) en la zona de crecimiento estable (zona de Paris) obtenidas a diferentes frecuencias para una relación de cargas $R = 0.1$ (Figura 3.a) y $R = 0.5$ (Figura 3.b). En dichas figuras también se incluye, como comparación, las curvas correspondientes al material base (BM) y a la CG simulada sin precarga de hidrógeno (símbolos huecos).

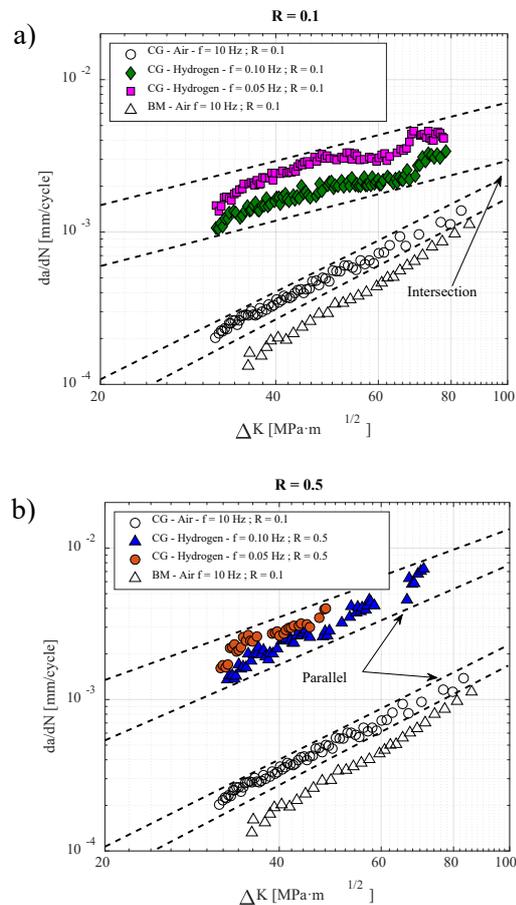


Figura 3. Curvas de crecimiento de grietas por fatiga en la CGHAZ-Simulated. (a) $R = 0.1$; (b) $R = 0.5$.

Comparando, en primer lugar, las curvas relativas a BM y a CG sin hidrógeno (símbolos huecos), se observa la mayor velocidad de crecimiento de grieta (entre 1.5 y 2 veces superior) en el acero con grano grueso para cualquier valor de ΔK , lo que se explica en virtud del mayor tamaño de grano y dureza (resistencia) de este acero respecto al original. No obstante, esta diferencia no se aprecia en los micromecanismos de fractura observados (figura 4), que son muy similares en ambos casos, con presencia de las características estrías, que son la evidencia de una considerable plastificación durante el crecimiento de la grieta. La presencia de micromecanismos de fractura dúctil (MVC) ya había sido advertida durante los ensayos de fractura de ambos materiales exentos de hidrógeno [1].

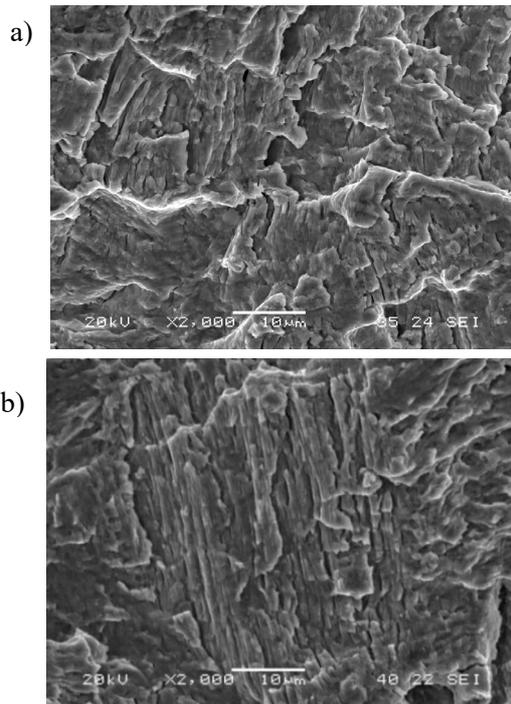


Figura 4. Superficies de fractura de los aceros sin precarga de hidrógeno. $\Delta K = 35 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$: (a) BM, (b) CG

Si se analiza ahora el efecto del hidrógeno en CG_simulated, se aprecia la enorme influencia de este elemento en el comportamiento a fatiga del acero. Para la misma relación de carga ($R = 0.1$) a una frecuencia $f=0.1$ Hz (figura 3.a), la velocidad de crecimiento de grieta por fatiga del acero con hidrógeno se eleva, al inicio del ensayo, en casi un orden de magnitud y, aunque la diferencia de velocidades entre el acero con o sin hidrógeno se va haciendo más pequeña conforme el ensayo progresa, la da/dN del acero con hidrógeno interno sigue siendo apreciablemente más elevada incluso para $\Delta K = 80 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. El incremento de la velocidad de crecimiento de grietas provocado por el hidrógeno, es todavía mayor cuando, aún manteniendo la misma relación de carga ($R = 0.1$), se utiliza una frecuencia más baja ($f = 0.05$ Hz), si bien el nuevo incremento no es muy grande. Conviene señalar, no obstante, que la diferencias entre las da/dN del acero con o sin hidrógeno van reduciéndose progresivamente

conforme el ensayo avanza, al ser la pendiente de las curvas con hidrógeno menor que la del acero de partida.

Cuando la relación de cargas utilizada es superior a la vista anteriormente ($R=0.5$, figura 3.b), el incremento de velocidad de crecimiento de grieta en presencia de hidrógeno a una frecuencia de 0.1 Hz es aún más notorio, y además, ese incremento se mantiene constante en todo el rango del factor de intensidad de tensión evaluado, ya que las pendientes de las curvas da/dN de los aceros con y sin hidrógeno interno, son prácticamente iguales. Por su parte, aunque también en este caso la utilización de una frecuencia menor ($f = 0.05 \text{ Hz}$), produce un nuevo aumento de la velocidad de crecimiento al inicio del ensayo, conforme éste progresa, la aceleración introducida se ralentiza, hasta que las curvas obtenidas a ambas frecuencias prácticamente se superponen.

El incremento de velocidad de crecimiento de grieta debido al hidrógeno también queda reflejado en el aspecto de las superficies de fractura de las probetas ensayadas. La Figura 5 recoge imágenes representativas de las superficies de fractura de probetas CG con hidrógeno, para $R = 0.1$, al inicio del ensayo ($\Delta K = 35 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$) y a las dos frecuencias utilizadas.

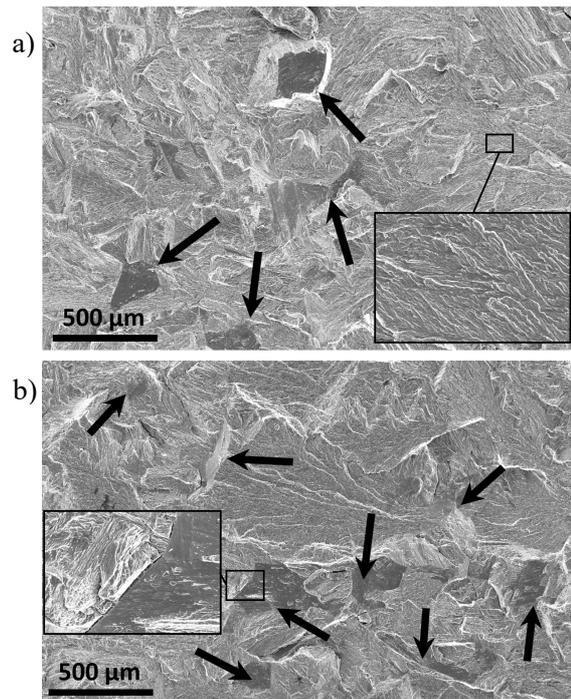


Figure 5. Superficies de fractura de probetas precargadas de H ensayadas a $R=0.1$. (a) $f=0.1 \text{ Hz} - \Delta K=35 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$; (b) $f=0.05 \text{ Hz} - \Delta K=35 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$

Como puede observarse, incluso utilizando la frecuencia más elevada (figura 5.a), las probetas con hidrógeno interno muestran, una superficie de fractura claramente diferente a la del acero sin hidrógeno. Ya no se observa la plastificación del frente de grieta inherente a la presencia de estrías de fatiga (este mismo efecto ya había sido constatado por Murakami y colaboradores [6,7]), sino que el micromecanismo mayoritariamente presente es el provocado por la decohesión de las lajas bainíticas (bainite lath decohesion, BLD) que es el mismo que actúa

bajo cargas estáticas en presencia de hidrógeno [4] y, aunque de forma más minoritaria, también se advierten fracturas intergranulares (IG), señaladas mediante flechas negras en la figura, micromecanismo representativo de una fuerte fragilización por hidrógeno. Cuando la frecuencia disminuye (figura 5.b), la presencia de fracturas intergranulares (IG) es aún más notable y, además, se mantiene durante todo el ensayo para cualquier valor de ΔK .

Las imágenes de las superficies de fractura de probetas precargada con hidrógeno pero ensayadas con una relación de cargas $R = 0.5$ y frecuencias de 0.1 Hz y 0.05 Hz se muestran en las figuras 6.a) y 6.b), respectivamente. De nuevo, los micromecanismos de fractura presentes en toda la superficie evaluada son los observados anteriormente (BLD e IG), pero ahora, desde el inicio hasta el final del ensayo el micromecanismo mayoritario pasa a ser la fractura intergranular (IG), lo que denota el mayor poder fragilizador del hidrógeno bajo estas condiciones de ensayo. Este acero es algo susceptible a la fragilidad al revenido que consiste en la precipitación de impurezas en las juntas de grano austeníticas y este hecho cobra especial importancia en las microestructuras de grano grueso, promoviendo la fractura intergranular.

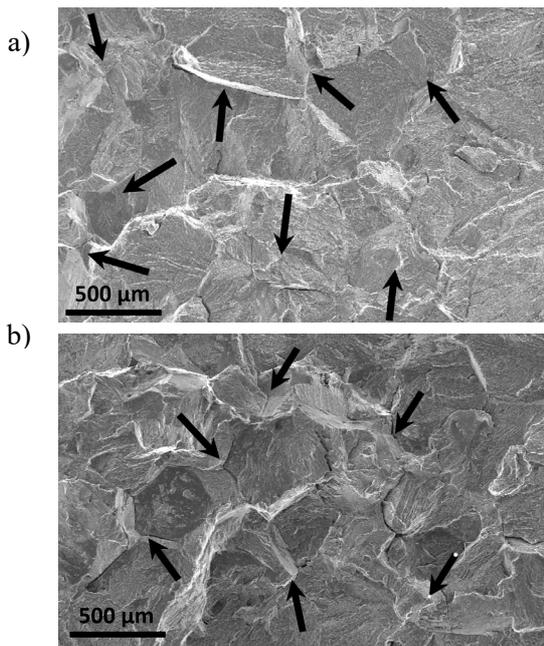


Figure 6. Superficies de fractura de probetas precargadas de H ensayadas a $R=0.1$. (a) $f=0.1$ Hz ; (b) $f=0.05$ Hz

La tabla 2 resume los micromecanismos de fractura observados en función de las condiciones de ensayo.

Tabla 2. Micromecanismos de fractura observados

Acero	Parámetros de fatiga			Mecanismos de fallo
	Ambiente	R	f [Hz]	
BM	Aire	0.1	10	MVC
	Aire	0.1	10	MVC
CG	Hidrógeno	0.1	0.1	BLD + IG
		0.1	0.05	BLD + IG
		0.5	0.1	IG + BLD
		0.5	0.05	IG + BLD

DISCUSIÓN DE RESULTADOS

Los resultados obtenidos reflejan el grado en el que la presencia de hidrógeno en el acero analizado provoca el conocido fenómeno de fragilización, que además, se ve incrementado con el uso de bajas frecuencias de ensayo, y mayores relaciones de carga.

Al objeto de tener una comparación cuantitativa del efecto de las diferentes variables de ensayo en el comportamiento de la grieta bajo cargas de fatiga, se determinó el índice de fragilización por hidrógeno definido en la expresión (1) comparando la velocidad de crecimiento de grieta por fatiga con hidrógeno y sin hidrógeno a lo largo del ensayo en las distintas condiciones. Los resultados obtenidos se muestran en la Figura 7. Como puede verse, cuando se utiliza una relación de cargas $R = 0.1$, los índices de fragilización, al inicio del ensayo son de 5 y 7 cuando se utilizan frecuencias de 0.1 Hz y 0.05 Hz, respectivamente. No obstante, en este caso, el índice de fragilización, y, por tanto, el efecto del hidrógeno en la velocidad de crecimiento de grieta, disminuye a medida que crece la grieta (aumenta ΔK) y esta disminución es algo más acentuada para la frecuencia más baja.

Cuando la relación de cargas utilizada es mayor ($R = 0.5$), el índice de fragilización obtenido al inicio del ensayo es de algo más de 7 para la frecuencia más elevada ($f = 0.1$ Hz) y llega a 8 para la más baja. Bajo estas condiciones de ensayo el índice de fragilización se mantiene aproximadamente constante durante todo el ensayo, independientemente del tiempo transcurrido (y de ΔK).

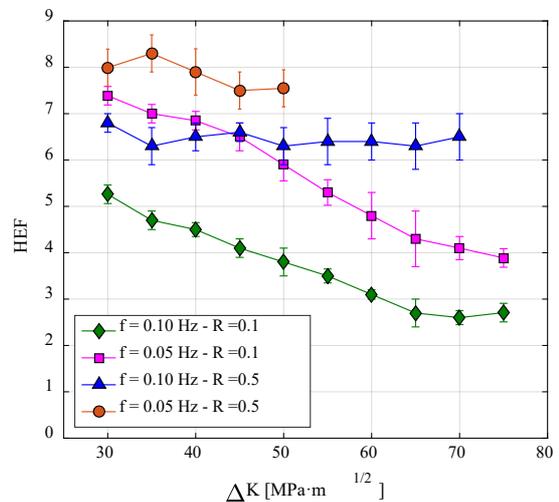


Figura 7. Evolución del HEF con el tiempo de ensayo

Cuando se utilizan probetas precargadas con hidrógeno pero el ensayo mecánico se ejecuta en condiciones ambientales normales (ensayos ex-situ), durante todo el proceso se está produciendo la competición de dos fenómenos de difusión opuestos, que se disputan el hidrógeno interno. Por un lado está la triaxialidad asociada a la presencia de la grieta, que concentra las tensiones y atrae el hidrógeno hacia la zona de proceso. De este modo, al aumentar ΔK (y simultáneamente K_{max}), la concentración de hidrógeno en esta región también se incrementará al hacerlo σ_H . Por otro lado, el desequilibrio

entre la alta concentración de hidrógeno en el interior de la probeta y el ambiente, hace que éste difunda hacia la superficie para salir al exterior.

Cuando se utiliza una relación de tensión baja ($R = 0.1$), aunque la tensión hidrostática en el frente de grieta es capaz de captar, al inicio del ensayo, una gran cantidad de hidrógeno, con el transcurso del tiempo (a frecuencias bajas este efecto es más notable), el efecto de atracción de la tensión hidrostática va perdiendo terreno frente a la salida del hidrógeno hacia el exterior y consecuentemente, el efecto fragilizador va disminuyendo, lo que se refleja en una menor pendiente de la curva da/dN vs ΔK . Por otro lado, cuando se emplea una relación R mayor, la tensión hidrostática en la región de proceso situada delante de la grieta aumenta, con lo que se alcanza una concentración de hidrógeno mayor en esa zona, y consecuentemente, una mayor fragilización. En este caso la atracción del hidrógeno hacia la zona de proceso, que se incrementa a medida que ΔK aumenta, es suficiente para compensar las pérdidas de hidrógeno que tienen lugar a lo largo del ensayo, de manera que el efecto fragilizador se mantiene hasta el final sin advertirse la ralentización del proceso, como ocurría en las probetas ensayadas con la relación $R = 0.1$.

Este hecho ya había sido observado por otros investigadores en otros grados de acero [1,3], y todos coinciden en señalar la existencia de determinadas condiciones en el que se llega a alcanzar una concentración de hidrógeno crítica en la región de proceso material que ocasiona la máxima fragilización. No obstante, el mantenimiento de esa concentración de hidrógeno dependerá de las variables de ensayo utilizadas, en una lucha constante contra la difusión del hidrógeno interno hacia el exterior de la probeta que reduciría la cantidad de hidrógeno disponible y con ello, su efecto fragilizador.

CONCLUSIONES

Tras la definición y aplicación de un tratamiento térmico adecuado, se ha conseguido obtener un acero con la misma microestructura y dureza que la zona de grano grueso existente en la zona afectada térmicamente de una soldadura de acero 2.25Cr1Mo.

Mediante precarga térmica gaseosa de hidrógeno se ha conseguido introducir en la microestructura de este acero una concentración de hidrógeno de 1.4 ppm. Luego, utilizando un valor de $R = 0.1$ y una frecuencia de ensayo de 0.1 Hz, al inicio del ensayo de crecimiento de grieta por fatiga se ha medido una velocidad de crecimiento de grieta 5 veces superior a la obtenida al aire, pero esta diferencia disminuye progresivamente conforme progresa el ensayo. Esta disminución también se advierte cuando la frecuencia disminuye a 0.05 Hz, si bien en este caso, la velocidad de crecimiento al inicio del ensayo llega a ser más de 7 veces superior a la medida en el acero sin hidrógeno.

Sin embargo, cuando la relación de carga utilizada es igual a 0.5, la diferencia entre la velocidad de crecimiento

observada al inicio del ensayo (en torno a 7-8 veces superior con hidrógeno, para cualquier frecuencia), se mantiene constante durante todo el ensayo, lo que hace pensar que, bajo estas condiciones, la triaxialidad alcanzada en la zona de proceso es suficiente para garantizar una concentración de hidrógeno que se mantiene durante todo el ensayo, compensando la salida natural del hidrógeno de la probeta.

Estos fenómenos de fragilización debidos a la presencia de hidrógeno se manifiestan también en modificaciones en el mecanismo de fallo, predominando en estos casos la descohesión entre laminas bainíticas (BLD) y, cuando la concentración de hidrógeno alcanza los valores mayores, la fractura intergranular.

AGRADECIMIENTOS

Al Ministerio de Economía y Competitividad por la financiación recibida a través del proyecto RTI2018-096070-B-C31. G. Álvarez y A. Zafra agradecen al Principado de Asturias las ayudas Severo Ochoa PA-20-PF-BP19-087 y PA-18-PF-BP17-038 respectivamente. Expresar también nuestro agradecimiento a los servicios científico-técnicos de la Universidad de Oviedo por el uso del MEB SEM JEOL-JSM5600.

REFERENCIAS

- [1] L.B. Peral, A. Zafra, S. Blasón, C. Rodríguez, J. Belzunce, Effect of hydrogen on the fatigue crack growth rate of quenched and tempered CrMo and CrMoV steels, *Int. J. Fatigue*. 120 (2019) 201–214.
- [2] G. Álvarez, L.B. Peral, C. Rodríguez, T.E. García, F.J. Belzunce, Hydrogen embrittlement of structural steels: Effect of the displacement rate on the fracture toughness of high-pressure hydrogen pre-charged samples, *Int. J. Hydrogen Energy*. (2019).
- [3] T. Shinko, G. Hénaff, D. Halm, G. Benoit, G. Bilotta, M. Arzaghi, Hydrogen-affected fatigue crack propagation at various loading frequencies and gaseous hydrogen pressures in commercially pure iron, *Int. J. Fatigue*. 121 (2019) 197–207.
- [4] A. Zafra, G. Álvarez, J. Belzunce, J.M. 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.
- [5] ASTM, ASTM E647 - Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates.
- [6] Y. Murakami, S. Matsuoka, Effect of hydrogen in fatigue crack growth of Metals, *Eng. Frac. Mech.*, 77 (2010) 1926-1940.
- [7] S. Matsuoka, H. Tanaka, N., Homma, Y. Murakami, Influence of hydrogen and frequency on fatigue crack growth behaviour of Cr-Mo steel, *Int. J. Fract.*, 168 (2011) 101-112.

RETROFITTING OF WELDED STRUCTURES BY TIG AND PLASMA DRESSING

A.L. Ramalho^{1,2,*}, F. Antunes², J.A.M. Ferreira²

¹ Polytechnic Institute of Castelo Branco, 6000-767 Castelo Branco, Portugal.

² CEMMPRE, Department of Mechanical Engineering, University of Coimbra, 3004-516 Coimbra, Portugal.

* Persona de contacto: aramalho@ipcb.pt

RESUMEN

Debido a las limitaciones económicas y medioambientales, la tendencia actual es utilizar las estructuras soldadas más allá de su vida útil de diseño. La causa predominante de falla en servicio de estas estructuras envejecidas es la fatiga de las uniones soldadas. El uso de técnicas de mejora en uniones soldadas, como técnica de reparación, viene siendo sugerido por varios autores. El refundición TIG es una de las técnicas de reparación más prometedoras. Sin embargo, la eficacia de la refundición TIG está estrechamente relacionada con la profundidad de la fisura reparada. El uso de galgas extensiométricas puede ser eficaz para detectar la presencia de fisuras por fatiga en su fase inicial de propagación, sin embargo, es necesario demostrar su eficacia en los programas de inspección en obra. Algunas variantes TIG asociadas a las recientes innovaciones tecnológicas de la soldadura por arco de fusión, están destinadas a mejorar la penetración y la sostenibilidad del proceso de refundición.

En este artículo se presentan algunos resultados del trabajo desarrollado por los autores en los últimos años, relevantes para evaluar la eficiencia de la reparación sostenible, por refundición TIG y plasma, de estructuras soldadas. Se da relevancia a la reparación, completa o defectuosa, de grietas profundas, así como la posible ventaja de utilizar variantes TIG.

PALABRAS CLAVE: Reequipamiento de juntas soldadas, refundición TIG, refundición plasma, juntas soldadas, Fatiga

ABSTRACT

Due to economic and environmental constrains, the currently trend is to use the welded structures beyond their design lives. The predominant cause of in service failure of these aged structures is the fatigue of the welded joints. The use of improvement techniques in welded joints, as a repair technique, has been suggested by several authors. TIG dressing is one of the most promising of these repair techniques. However, the effectiveness of TIG remelting is closely linked to the depth of the repaired crack. The use of strain gauges can be effective to detect the presence of fatigue cracks in their initial phase of propagation, however their effectiveness in inspection programs on jobsite needs to be proven. Some TIG variants associated to recent technological innovations of fusion arc welding, are appointed to improve the penetration and the sustainability of the remelting process.

In this article are presented some results of the work developed by the authors in the last years, relevant to assess the efficiency of sustainable repair, by TIG and plasma dressing, of welded structures. Relevance is given to the repair, complete or defective, of deep cracks, as well as the possible advantage of using TIG variants.

KEYWORDS: Retrofitting of welded joints, TIG dressing, Plasma dressing, Welded joints, Fatigue

INTRODUCTION

Currently, due to economic and environmental constrains, the trend to use the welded structures beyond their design lives is increasingly frequent [1, 2]. So that this situation is not catastrophic and can be within the regulatory framework, an extra effort should be paid to inspection, monitoring and rehabilitation of damaged details.

The predominant cause of failure in service of these aged structures is the fatigue of the welded joints [1]. Fatigue

life of welded joints is mainly influenced by pre-existing cracks in the weld toe. The presence of such defects, together with the stress concentration at the weld toe and the existing residual stress fields induced by welding, explains the poor fatigue strengths of welded joints [3]. Post weld treatments can be applied to the weld fillet in medium and high-strength steels, to improve the fatigue performance of welded joints [4]. The use of these improvement treatments, as a repair techniques, has been reported by some authors: C.M. Branco *et al.* [5], used hammer peening; A. Ramalho *et al.* [3], used TIG and

plasma dressing; M. Edgren *et al.* [6], used High Frequency Mechanical Impact; H. Al-Karawi *et al.* [7], used TIG remelting followed by High Frequency Mechanical Impact.

Maintenance programmes using the improvement treatments in welded joints as a repair technique, have been considered in some manuals and reports [2, 8].

The effectiveness of using TIG remelting as a repair technique for pre-cracked welded joints by fatigue loading has been reported by several authors [3, 9, 10]. A. Manai [9], proposes a methodology to assess and improve the performance of these damaged structures using TIG dressing, including procedures for the inspection, monitoring and rehabilitation processes. However, the effectiveness of TIG remelting is closely linked to the depth of the repaired crack [3], and the penetration level associated to the welding parameters and the variant of TIG technique [11]. K.P. Mehta [11] identifies three variants of TIG associated to recent technological innovations of fusion arc welding, the activated TIG (A-TIG) welding, the hot wire TIG (HW-TIG) welding and the keyhole TIG (K-TIG) welding. The TIG variants improve the penetration and the sustainability of the welding process. A. Loureiro and A. Rodrigues [12], reports a substantial increasing of penetration of the A-TIG (activated with TiO2 commercial flux) in austenitic steels.

In inspection and monitoring programs, it is crucial to have a process that allows assessing the depth of cracks, in order to decide on the timing to carry out a TIG refusion that promotes their efficient repair. Many of the non-destructive methods used in inspection programs on jobsite, to assess cracks in welded joints, are not suitable for real-time monitoring of crack growth [13, 14]. However, the use of strain gauges can be effective for this purpose [8, 15]. H. Al-Karawi *et al.* [15] reports the use of strain gauges to detect cracks deeper less than 1 mm. When the cracks are shallow the usual TIG repair is effective [1, 3, 10], however, when the cracks are deeper, some TIG variants should be required. Even using these variants, when the pre-existing cracks are deeper, their complete repair is often not achieved and some residual cracks may remain in the deeper layers.

The repair efficiency by TIG remelting is usually evaluated using the simulation of crack growth at the weld toe, through numerical finite element models [9].

In this article is presented the results of the work developed by the authors in the last years, relevant to assess the efficiency of sustainable repair, by TIG remelting, of welded structures. Relevance is given to the repair, complete or defective, of deep cracks, as well as the possible advantage of use of TIG variants.

MATERIALS AND METHODS

2.1. Materials and specimens

The base material used in this study was medium strength steel, St 52-3 DIN 17100, in the form of plates with 12.5

mm of thickness, and with the chemical composition presented in table 1.

Table 1. Chemical composition of used S355 AR steel (wt %).

C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Ti
0.131	0.413	1.44	0.063	0.024	0.034	0.009
Al	V	Cu	Co	Nb	P	S
0.029	0.043	0.018	0.013	0.005	0.011	0.005

The welds were made by covered electrode process, electrode ESAB OK 75.75. The chemical composition of the weld metal is presented in table 2.

Table 2. Chemical composition of the used weld metal (wt %).

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	P	S
0.08	0.45	1.28	0.5	1.87	0.37	0.017	0.01

The welding T specimens were produced from main plates with 12.5 mm thickness and low penetration fillet welded with an attachment of equal thickness. From this plate, specimens with 70 mm width and 270 mm length were cut. The weld leg length presented a medium value of 9 mm. The specimens were made with the geometry shown in Fig. 1.

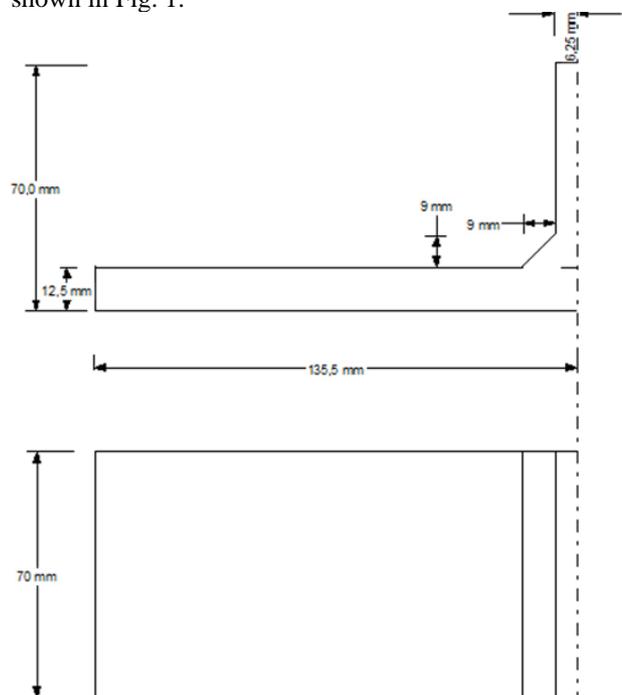


Figure 1. Geometry of T-welded specimens.

2.2. Rehabilitation techniques

The welded joints with fatigue cracks at the weld toe were re-habilitated by TIG and plasma dressing techniques, using the parameters indicated in table 3. For the TIG dressing were used two sets of welding parameters, and one of them, with more 50% of power, produced deeper penetration. For the plasma dressing was used the keyhole variant in order to obtain a deeper penetration. The pre-cracks were previously induced by fatigue loading carried out in three-point bending.

Table 3. TIG and plasma dressing parameters.

TIG dressing (TR)	Deeper TIG dressing (TR-D)	Plasma keyhole dressing (PR)
Argon flux; Current intensity 110 A; Tension DC 19 V; Linear rate 1.08 mm/s.	Argon flux; Current intensity 135 A; Tension DC 15 V; Linear rate 0.66 mm/s.	Argon flux; Current intensity 200 A; Tension DC 30 V; Linear rate 2.47 mm/s.

2.3. Fatigue tests

The fatigue tests were carried out in the servo-hydraulic Instron machine with a load control (R=0), frequency of 7 Hz with a sinusoidal wave loading. The tests were carried out in three-point bending as shown in Fig. 2.

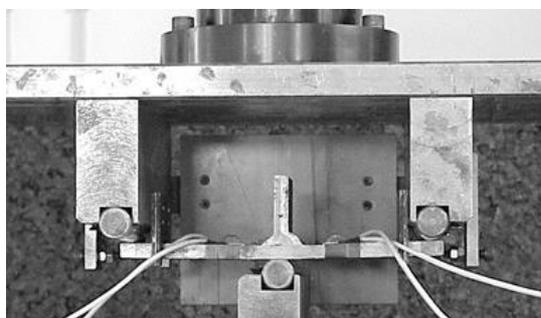


Figure 2. Fatigue loading setup.

Twenty specimens were tested distributed in three series: the TR, the TR-D and the PR.

The TR set was formed by specimens that were obtained by the following procedure:

As welded specimens are submitted to a fatigue loading until the generation of big deep cracks; this loading is performed in load or in displacement control; The process of detecting cracks was not rigorous, and the loading was conducted without accurate record of the number of cycles until registering an increase of 10% of the initial deformation; After this initial fatigue loading, the specimens are repaired by TIG re-melting using the welding parameters presented in table 3.

The TR-D set was formed by a specimen that was obtained by the same procedure of the TR specimens, but the re-melting repair was done with the welding

parameters presented in table 3. In this specimen the pre-crack procedure was controlled by strain-gauges, having a deeper lesser than 2.5 mm.

The PR set was formed by specimens that are obtained by the following procedure:

The same as the TR specimens, but the re-melting repair was done by plasma; For the plasma re-melting, in order to improve the depth of fusion, was adopted the keyhole technique and the welding parameters are presented in table 3.

The curvature radius at the weld toe of the welded joints was measured using a Mextascan model micrometry table XY, with an accuracy of 0.01 mm.

RESULTS AND DISCUSSION

The fatigue results are presented in tables 4, 5 and 6, for the TR, TR-D and PR series respectively.

The crack depth before the reparation is represented by a_r .

The S-N curves for the TR, PR series and for the as welded specimens (AW) was been published in A. Ramalho et al. 2011 and are represented by equation (1).

$$\begin{aligned}
 AW: & \quad \Delta\sigma = 4848.6N_r^{-0.210} \\
 TR: & \quad \Delta\sigma = 3744.5N_r^{-0.236} \\
 PR: & \quad \Delta\sigma = 5566.2N_r^{-0.233}
 \end{aligned}
 \tag{1}$$

where $\Delta\sigma$ is the stress range at the weld toe, applied to the specimen and N_r is the fatigue life. For comparison purposes, in tables 4 to 6, are presented the lives obtained by the S-N curve for the AW Serie, designated by $N_{AW\ S-N}$. The fracture surfaces of the specimens are also presented.

From the results presented in table 4 for the TR specimens, the rehabilitation of deep fatigue cracks at the weld toe (a_r greater than 4 mm) by TIG dressing, leads to very small post-repair fatigue lives (varies from 4% to 10%), when compared to the lives of as welded specimens. Therefore, it can be drawn that TIG remelting is not suitable for promoting the repair of deep cracks.

From the results presented in table 5 for the TR-D specimen, the rehabilitation of shallow fatigue cracks at the weld toe (a_r lesser than 2.5 mm) by TIG dressing, leads to higher post-repair fatigue life (245%), when compared to the life of as welded specimens. Therefore, it can be drawn that TIG remelting is suitable for promoting the repair of shallow cracks.

The use of TIG remelting as a fatigue crack repair technique must be associated with an adequate monitoring technique to ensure that the repair is carried out at an early stage of propagation, when the cracks are still shallow. When try to extend the lifespan of aged welded structures, or in other repairs, may come across deeper cracks. In this case, TIG variants associated to higher penetration may be considered, like the activated TIG (A-TIG) welding, the hot wire TIG (HW-TIG) welding or the keyhole TIG (K-TIG). However, there are no studies that support the use of these TIG remelting variants in the repair of fatigue cracks.

Table 4. Fatigue results for the TR series.

Specimen	a_r [mm]	$\Delta\sigma$ [MPa]	N_r	$N_{AW\ S-N}$	Fracture surface
TR1	6.50	354.2	22680	251134	
TR2	5.10	151.2	329711	14343932	
TR3	4.80	204.7	361890	3400004	
TR4	5.40	122.0	1998624	39765559	
TR5	5.90	143.9	691645	18146433	
TR6	4.70	235.5	159236	1746694	
TR7	4.83	293.3	61808	615546	
TR8	4.35	182.8	521075	5820975	
TR9	4.72	177.1	582198	6766601	
TR10	6.90	228.1	92327	2095975	

Table 5. Fatigue results for the TR-D series

Specimen	a_r [mm]	$\Delta\sigma$ [MPa]	N	$N_{AW\ S-N}$	Fracture surface
TR-D	<2.5	352.6	628739	256596	

From the results presented in table 6 for the PR specimens, the rehabilitation of deep fatigue cracks at the weld toe (a_r varying from 2.2 to 5.9 mm) by keyhole plasma, leads to small post-repair fatigue lives, when compared to the lives of as-welded specimens. The lives obtained for the PR 5 to PR9 specimens vary from 67% to 112% of the experimental ones, but for the remaining specimens are much lower (14% to 34%). Although the results have a great scatter, it can be drawn that keyhole plasma promotes a reasonable repair of deep cracks. However, a very high porosity density is observed. This

porosity is not acceptable for the vast majority of applications, being rejected by welding codes. To avoid the porosity, the TIG and plasma keyhole welding technology should be applied in full penetration welds [16]. The porosity formation on laser keyhole welds have less density and has been the subject of several studies, [17, 18]. For this reason, despite the increased penetration, the use of the plasma or TIG in keyhole variants do not prove to be suitable to promote the repair of fatigue cracks generated in welded joints.

Table 6. Fatigue results for the PR series

Specimen	a_r [mm]	$\Delta\sigma$ [MPa]	N	N_{AWS-N}	Fracture surface
PR1	2.20	203.4	1185720	3504512	
PR2	5.18	176.6	988050	6858123	
PR3	4.83	226.7	615786	2093198	
PR4	5.43	294.4	127110	604693	
PR5	4.74	289.1	550079	659213	
PR6	5.90	346.5	311338	278782	
PR7	5.06	349.8	178495	266504	
PR8	3.63	237.1	1482055	1691387	
PR9	5.80	393.0	116388	153245	

CONCLUSIONS

TIG remelting is a good rehabilitation technique for welded joints with shallow cracks (up to 2.5 mm depth) at the weld toe, contributing significantly to fatigue life extension.

The use of TIG remelting as a fatigue crack repair technique must be associated with an adequate monitoring technique to ensure that the repair is carried out at an early stage of propagation, assuring the cracks are still shallow.

There are no studies that support the use of TIG welding variants, namely the activated TIG, as a suitable remelting technique to promote the repair of welded joints with cracks.

Plasma remelting in the keyhole variant promotes a reasonable fatigue live recovery in the repair of deep cracks (up to 5.9 mm depth), however due to a very high pore density generated, is not acceptable as an rehabilitation technique for welded joints.

ACKNOWLEDGEMENTS

This research is sponsored by national funds through FCT – Fundação para a Ciência e a Tecnologia –, under the project UIDB/00285/2020.

REFERENCES

- [1] A. Manai. An analysis of pre-fatigued TIG-treated welded structures. *Engineering Failure Analysis* (2021) 121: 105150.
- [2] J. Hedegård, M. Al-Emrani, M. Edgren, A. Manai, H. Al-Karawi, Z. Barsoum. *LifeExt – Prolonged life for existing steel bridges*. Open report (2020), DOI: 10.13140/RG.2.2.24449.99681

- [3] A.L. Ramalho, J.A.M. Ferreira, C.M. Branco. Fatigue Behaviour of T Welded Joints Rehabilitated by Tungsten Inert Gas and Plasma Dressing. *Materials and Design* (2011) 32(10): 4705-4713.
- [4] S. Manteghi and S.J. Maddox. Methods for fatigue life improvement of welded joints in medium and high strength steels. *IIW Doc. XIII-2006-04* (2004).
- [5] C.M. Branco, V. Infante, R. Baptista. Fatigue behaviour of welded joints with cracks, repaired by hammer peening. *Fatigue Fract Eng Mater Struct* (2004) 27(9):785–98.
- [6] M. Edgren, Z. Barsoum, K. Åkerlind, M. Al-Emrani. Evaluation of HFMI as a Life Extension Technique for Welded Bridge Details. *Procedia Structural Integrity* (2019) 19: 73–80.
- [7] H. Al-Karawi, R.U.F.B. Polach, M. Al-Emrani. Fatigue crack repair in welded structures via tungsten inert gas remelting and high frequency mechanical impact. *Journal of Constructional Steel Research* (2020) 172: 106200.
- [8] R.J. Dexter and J.M. Ocel. Manual for Repair and Retrofit of Fatigue Cracks in Steel Bridges. Tech. rep. No. FHWA-IF-13- 020, United States. Federal Highway Administration (2013).
- [9] A. Manai. A framework to assess and repair pre-fatigued welded steel structures by TIG dressing. *Engineering Failure Analysis* (2020) 118: 104923.
- [10] H. Al-Karawi. Literature review on crack retrofitting in steel by Tungsten Inert Gas remelting. *Ships and Offshore Structures* (2022), DOI: 10.1080/17445302.2021.2020986
- [11] K.P. Mehta. Sustainability in Welding and Processing, in “Innovations in Manufacturing for Sustainability, Materials Forming, Machining and Tribology”, K. Gupta (Ed.). Springer Nature Switzerland AG (2019), pp. 125.
- [12] A. Loureiro and A. Rodrigues. A-TIG Welding of a Stainless Steel. *Materials Science Forum* (2008), Vols. 587-588: 370-374.
- [13] Y. Le Penven. Application of non-destructive methods to the inspection of stress-corrosion crack affected welded structures. *Non-Destructive Testing* (1972): 22-27.
- [14] R.J. Ditchburn, S.K. Burke and C.M. Scala. NDT of welds: state of the art. *NDT&E International*, (1996) Vol. 29, No. 2: 111-117.
- [15] H. Al-Karawi and R.U.F.B. Polach. Crack detection via strain measurements in fatigue testing. *Strain* (2021) 57:e12384. DOI: 10.1111/str.12384
- [16] Z. Fei, Z. Pan, D. Cuiuri, H. Li, B. Wu, D. Ding and L. Su. Effect of Heat Input on Weld Formation and Tensile Properties in Keyhole Mode TIG Welding Process. *Metals* (2019), 9, 1327 doi:10.3390/met9121327
- [17] R.S. Matti and A.F.H. Kaplan. Post-modelling of images from a laser-induced wavy boiling front. *Applied Surface Science* (2015) 357: 2277–2284.
- [18] I. Bunaziv, S. Wenner, X. Ren, J. Frostevarg, A.F.H. Kaplan, O.M. Akselsen. Filler metal distribution and processing stability in laser-arc hybrid welding of thick HSLA steel. *Journal of Manufacturing Processes* (2020) 54: 228–239.